CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ESTUDO COMPARATIVO DE REVESTIMENTOS METÁLICOS COM AS LIGAS AISI 904L E INCONEL 625 OBTIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM ELETROESCÓRIA

Francisco Carlos Albuquerque Madalena

Dissertação de Mestrado Apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D. Sc.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2013

ESTUDO COMPARATIVO DE REVESTIMENTOS METÁLICOS COM AS LIGAS AISI 904L E INCONEL 625 OBTIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM ELETROESCÓRIA

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Francisco Carlos Albuquerque Madalena.

Aprovada por:

_____

Presidente, Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Orientador)

_____

Prof. Luis Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.(Coorientador)

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

Prof. Valter Rocha dos Santos, D.Sc. (PUC-RIO)

Rio de Janeiro

Dezembro de 2013

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

M178 Madalena, Francisco Carlos Albuquerque
Estudo comparativo de revestimentos metálicos com as ligas AISI 904L e INCONEL 625 obtidos pelo processo de soldagem eletroescória / Francisco Carlos Albuquerque Madalena.—2013.
xvi, 106f. : il.color. , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2013.
Bibliografia : f. 101-106
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Revestimento em metal. 2. Revestimento em metal – Propriedades mecânicas. 3. Ligas de níquel. 4. Soldagem. 5. Produtividade. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.

CDD 672.73

"Nenhuma mente que se abre para uma nova ideia, voltará a ter o tamanho original".

(Albert Einstein).

Agradecimentos

- À Deus por me permitir concluir mais esta etapa da minha vida.
- Aos meus pais José F. Madalena (in memorian) e Nair A. Madalena, a minha querida irmã Maria de Fátima A. de Queiroz e meu cunhado Celso M. de Queiroz, que fizeram parte da formação do meu caráter e tanto me incentivaram e me apoiaram para que eu pudesse concluir meus estudos, contribuindo assim, para a minha formação profissional.
- À minha adorável esposa Márcia Cristina F. Madalena e ao meu querido filho Guilherme F. Madalena, pelo amor e pela compreensão nas minhas ausências, durante todo o período de dedicação para a conclusão deste trabalho.
- Aos professores Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc) e Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc), pelos ensinamentos, paciência, incentivo e dedicação no desenvolvimento deste tema, que foram fundamentais para a concretização deste trabalho.
- À equipe de professores do PPEMM/CEFET/RJ, pelos conhecimentos transmitidos nas disciplinas que foram ministradas ao longo deste curso.
- À PETROBRAS, em particular ao meu antigo gerente Dalgio de Barros Filho, pelo incentivo, encorajamento e pela permissão concedida para que eu pudesse me dedicar parcialmente à conclusão do meu mestrado.
- Ao Laboratório de Metalografia e Microscopia Eletrônica do CEFET, pelo suporte nas análises metalográficas e nas medições de dureza nas amostras em estudo.
- Ao Laboratório Metalúrgico da Sulzer Brasil, na pessoa do professor Marcelo Martins (D.sc), pela realização das análises químicas e dos ataques nas amostras, que possibilitaram a realização das análises metalográficas no laboratório do CEFET.
- Á Jaraguá Equipamentos Industriais, na pessoa do eng. Antônio Dionísio, que disponibilizou todas as amostras em estudo, além de ter realizado todos os ensaios de dobramento e de corrosão.
- À Böhler Welding Group, na pessoa do eng. Daniel Guedes, por ter disponibilizado todos os consumíveis utilizados neste projeto.
- Ao professor Hector Reynaldo Menezes Costa (D.Sc), pela ajuda técnica e auxílio na realização das análises micrográficas, através do microscópio eletrônico de varredura (MEV) das amostras em estudo.
- Ao aluno de graduação de engenharia mecânica do CEFET Tiago Barbosa Cabral, pela ajuda na execução dos trabalhos de metalografia, na realização das medições de microdureza e na execução dos cálculos de diluição.
- À FLUKE ENGENHARIA, pelo suporte técnico e operacional para a execução do corte e preparação das amostras com os revestimentos.

RESUMO

ESTUDO COMPARATIVO DE REVESTIMENTOS METÁLICOS COM AS LIGAS AISI 904L E INCONEL 625 OBTIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM ELETROESCÓRIA

Francisco Carlos Albuquerque Madalena

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Este trabalho tem o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais dos revestimentos metálicos aplicados com as ligas AISI 904L e INCONEL 625 na condição de como soldado e após tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), depositadas pelo processo de soldagem eletroescória (ESW) sobre o metal de base (MB) em aço carbono ASTM A 516, grau 70. Uma avaliação microestrutural foi realizada através das técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), bem como a determinação do perfil de microdureza das amostras, desde o metal de base até o respectivo revestimento, passando pela zona de interface entre os materiais em estudo. Além disso, foi realizada análise química para avaliações de diluição e cálculo do PREN para a liga AISI 904L. Os resultados obtidos por MO e MEV indicaram que ambos os revestimentos apresentaram uma microestrutura austenítica, com presença de precipitados e de zonas parcialmente diluídas (ZPD) próximo à linha de fusão. Observaram-se baixos valores de diluição e as medições de microdureza das regiões em estudo estão dentro da faixa estabelecida pelas principais normas de referência sobre o assunto. Os resultados mostraram que a aplicação dos revestimentos com a liga AISI 904L apresentaram um desempenho comparável ao INCONEL 625, quanto a sua soldabilidade e propriedades mecânicas. Além disso, verificou-se que a produtividade apresentada pelo processo de soldagem eletroescória foi superior as dos processos à arco elétrico.

Palavras-chave:

Revestimentos metálicos; Ligas resistentes à corrosão; Processo de soldagem eletroescória; Produtividade.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2013

ABSTRACT

COMPARATIVE STUDY BETWEEN THE AISI 904L AND INCONEL 625 ALLOYS OVERLAYS OBTAINED BY ELECTROSLAG WELDING PROCESS

Francisco Carlos Albuquerque Madalena.

Advisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge. D.Sc.

Luis Felipe Guimarães de Souza. D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as partial fulfillment of the requirements for the master's degree in mechanical engineering and materials technology.

This work aimed to evaluate the mechanical properties and microstructure of the AISI 904L and INCONEL 625 alloys weld overlays, as welded and post weld heat treatment (PWHT) conditions, deposited by electroslag welding process (ESW) on the carbon steel ASTM A 516, Grade 70 base metal. A microstructural evaluation was performed using the optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) techniques and the microhardness profile of each sample covering regions from the base metal to metal deposited passing the interface zone between the materials studied. In addition, chemical analisys to the dilution assessments and PREN calculation were performed. For all samples the results obtained by OM and SEM indicated the presence of the austenitic microstructure weld overlay with precipitates and partially diluted zone (PDZ) near of the fusion line. Low dilution rate and the microhardness values found for all regions studied are within of the estabilish rate by the principal standards in reference. The results showed that the AISI 904L weld overlay applied is comparable performance to INCONEL 625 alloy as its weldability and mechanical properties. Furthermore it was verified that the productivity presented by electroslag welding process was superior to the electric arc welding processes.

Keywords:

Overlay; Nickel alloy; Superaustenitic Alloy, Eletroslag.

Rio de Janeiro

December, 2013.

Sumário

Introdução **1**

Capítulo I – Revisão Bibliográfica **3**

I. 1. Introdução 3

I. 2. Processos de Soldagem Eletroescória 4

I. 2.1. Descrição e Equipamentos 4

I. 2.2. Aplicações. 7

I. 2.3. Características 13

I. 3. A Liga Superaustenítica AISI 904L 15

I. 3.1. Introdução 15

I. 3.2. Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Superausteníticos 23

I. 3.3 – Soldabilidade 29

I. 4. A Liga de Níquel INCONEL 625 31

I. 4.1. Introdução 31

I. 4.2. Metalurgia das Ligas de Níquel. 32

I. 4.3. Soldabilidade 40

Capítulo II – Materiais e Métodos **45**

II. 1. Materiais 45

II. 1.1. Metal de Base 45

II. 1.2. Materiais de Adição 45

II. 2. Procedimentos de Soldagem. 46

II. 3. Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) 47

II. 4. Ensaios Mecânicos. 48

II. 4.1. Ensaio de Dobramento. 48

II. 4.2. Ensaio de Microdureza. 49

II. 5. Ensaios Metalográficos. 50

II. 6. Análises Químicas 51

II. 7. Ensaios de Corrosão. 51

CAPÍTULO III – Resultados e Discussão **53**

III. 1. Introdução 53

III. 2. Ensaios Mecânicos. 53

III. 2.1. Ensaios de Dobramento. 53

III. 2.2. Ensaios de Microdureza. 54

III. 3. Ensaios Metalográficos. 63

III. 3.1. Macrografia. 63

III. 3.2. Micrografias 64

III. 3.2.1. Micrografias das Zonas de Interface. 65

III. 3.2.2. Microestrutura dos revestimentos 78

III. 4. Ensaios de Corrosão. 91

III. 5. Considerações Finais. 94

Conclusões **99**

Sugestões para Trabalhos Futuros **100**

Referências Bibiliográficas **101**

Lista de Figuras

Figura I. 1. Esquema de funcionamento do processo de soldagem ESW [2]. 4
Figura I. 2. Sentido de progresso da soldagem ESW [2]. 5
Figura I. 3. Janelas de parâmetros operacionais para o processo de soldagem ESW [3]. 5
Figura I. 4. Ciclos térmicos típico do processo de soldagem ESW em relação aos processos de soldagem à arco [3]. 6
Figura I. 5. Diagrama de balanço de calor do processo ESW [3]. 6
Figura I. 6. Comparativo entre as taxas de deposição (kg/h) para processos de soldagem 8
Figura I. 7. Desenho esquemático dos processos SAW e ESW com fitas 8
Figura I. 8. Aspectos visuais de revestimento aplicado por processo de soldagem ESW 9
Figura I. 9. Macrografia apresentando o efeito imposto por campos magnéticos sobre a soldagem por ESW. a) sem campo magnético; b) com campo magnético 11
Figura I. 10. Aplicações de revestimento pelo processo de soldagem ESW 15
Figura I. 11. Comparação do aço AISI 904L com outros tipos de aços inoxidáveis (a) quando exposto no ácido fosfórico e (b) efeito do Mo na corrosão por pites [25]. 17
Figura 1.12. Cinética de precipitação isotérmica em aços inoxidáveis austeníticos 21
Figura I. 13. Efeitos dos elementos de liga em solução sólida no limite de escoamento do aço inoxidável austenítico [19]. 22
Figura I. 14. Efeito do N na resistência mecânica do aço inoxidável austenítico 22
Figura I. 15. Seção transversal do sistema ternário Fe-Cr-Ni com Ni fixado em 20% 23
Figura I. 16. Representação esquemática de uma microestrutura bruta de fundição 24
Figura I. 17. Perfil de acumulação de soluto à frente da interface sólido/líquido. Co : composição nominal e k : coeficiente de distribuição de soluto (k<1) 24
Figura I. 18. Representações esquemáticas do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro constante de 70% [19]. 26
Figura I.19. Curva de precipitação do Cr2N em um aço superaustenítico Fe-24Mn-18Cr-3Ni-0,62N de alto teor de manganês substituindo o níquel 28
Figura I. 20. Evolução microestrutural das ligas de Ni 37
Figura I. 21. Diagramas TTT de segundas fases em alta temperatura no INCONEL 625 39
Figura I. 23. (a) Solda entre aço 8630 e liga de INCONEL 625 mostrando a interface, martensita na região de grão grosseiros (500X), (b) após TTPS 690 °C percebe-se a descarbonetação na região de grãos grosseiros e formação de ferrita (190x) 42
Figura II. 1. Sistema de soldagem utilizado para a deposição dos revestimentos 46
Figura II. 2. Detalhe esquemático da deposição dos cordões de solda. 47
Figura II. 3. Ensaios de dobramento guiado, com ângulo de 180 º [1] 48

Figura II. 4. Desenho esquemático para a retirada dos corpos-de-prova para os ensaios de dobramento conforme a norma ASME IX 49
Figura II. 5. Detalhe esquemático das medições de microdureza 50
Figura II. 6. Orientações para realização das análises químicas dos revestimentos 51
Figura III. 1. Corpos-de-prova de dobramento após a realização dos ensaios. 54
Figura III. 2. Gráfico de diluição de C para o revestimento em AISI 904L. 57
Figura III. 3. Gráfico de diluição de C para o revestimento em INCONEL 625. 62
Figura III. 4. Medições de microdureza das amostras com os revestimentos em 62
AISI 904 e INCONEL 625, nas condições CS e TTPS. 62
Figura III. 5. Macrografias das amostras com os revestimentos. INCONEL 625 CS; b) INCONEL 625 TTPS; c) AISI 904L CS e d) AISI 904L TTPS. 63
Figura III. 6. Micrografias mostrando o crescimento de grãos na ZTA do MB. Aumento 50x. a) AISI 904L CS; b) AISI 904L TTPS; c) INCONEL 625 CS e d) INCONEL 625 TTPS.. 64
Figura III. 7. Micrografias Óticas das zonas de interface entre os revestimntos e o MB mostrando a variação de espessura das ZPD, na condição CS. Aumento 50x. 65
Figura III. 8. Micrografia ótica da amostra AISI 904L CS, mostrando ZPD com morfologia em península. Aumento: 100x. 66
Figura III. 9. Micrografias óticas das zonas de interface das amostras revestidas com as 67
ligas AISI 904L e INCONEL 625 com MB. Aumento 100x. 67
Figura III. 10. Micrografias das ligas em estudo, mostrando contornos de grãos dos Tipo I e II, a) AISI 904L CS e b) INCONEL 625 CS 68
Figura III. 11. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface AISI 904L e MB, na condição CS. Aumento 20x. 70
Figura III. 12. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface AISI 904L e MB, na condição TTPS. Aumento 20x. 71
Figura III. 13. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface INCONEL 625 e MB, na condição CS. Aumento 20x. 71
Figura III. 14. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface INCONEL 625 e MB, na condição TTPS. Aumento 20x. 72
Figura III. 15. Espectro por EDS da interface entre o AISI 904L e o MB, CS. Aumento 20x. 73
Figura III. 16. Espectro por EDS da interface entre o AISI 904L e o MB, TTPS. Aumento 20x. 74
Figura III. 17. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento AISI 904L, condição CS. Aumento 500x. 74
Figura III. 18. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento AISI 904L, condição TTPS. Aumento 500x. 75
Figura III. 20. Espectro por EDS da interface entre INCONEL 625 e o MB, TTPS. Aumento 20x. 76

Figura III. 21. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x. 76
Figura III. 22. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x. 77
Figura III. 23. MEV e espectro por EDS da zona de interface entre o INCONEL 625 e o MB, condição TTPS. Aumento 20x. 77
Figura III. 24. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x. 78
Figura III. 25. Micrografias dos revestimentos, nas condições CS e TTPS. Aumento: 50x. 81
Figura III. 26. MEV e espectro por EDS do revestimento AISI 904L, TTPS. Aumento 500x. 82
Figura III. 27. MEV e espectro por EDS mostrando a presença de precipitados no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x. 82
Figura III. 28. Gráficos de diluição do Cr ao longo dos revestimentos em estudo. 88
Figura III. 29. Gráficos de diluição do Ni ao longo dos revestimentos em estudo. 89
Figura III. 30 - Gráficos de diluição do Mo ao longo dos revestimentos em estudo..... 90
Figura III. 31. Gráficos de diluição do Fe ao longo dos revestimentos em estudo..... 91
Figura III. 32. Gráfico ilustrando o risco de corrosão por pites e fresta em aços inoxidáveis de alto desempenho em água contendo concentrações de cloreto em diversas temperaturas..... 96

Lista de Tabelas

Tabela I. 1. Composição química de fluxos para soldagem ESW para Aço Carbono de Baixa Liga (ACBL) [3]. 12
Tabela I. 2. Composição química da liga AISI 904L [28]. 19
Tabela I. 3. Taxa de corrosão (mm/ano) apresentada pelas ligas AISI 316 e AISI 904L [19]. 19
Tabela I. 4. Tabela de ranqueamento de ligas austeníticas, quanto à temperatura de início da ocorrência da corrosão por fresta (ASTM G48 Solução cloreto de ferro 10%) [19]. 20
Tabela I. 5. Normas de fabricação referentes à liga AISI 904L [19]. 20
Tabela I. 6. Fases que podem se formar nas ligas de Ni [45]. 32
Tabela I. 7. Composição química do INCONEL 625 trabalhado e consumível de soldagem. 38
Tabela II. 1. Composição Química do Metal de Base 45
Tabela II. 2. Composição química típica das fitas + fluxos utilizados nos revestimentos 46
Tabela II. 3. Principais parâmetros de soldagem utilizados na aplicação dos revestimentos. 47
Tabela II. 4. Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões utilizado. 47
Tabela III. 1. Critérios de avaliação dos ensaios de dobramento [70]. 54
Tabela III. 2. Resultados de microdureza AISI 904L nas condições CS e TTPS 56
Tabela III. 3. Diluição de C do revestimento com AISI 904L 57
Tabela III. 4. Resultados de microdureza INCONEL 625 nas condições CS e TTPS. 61
Tabela III. 5. Diluição de C do revestimento com INCONEL 625. 61
Tabela III. 6. Taxas de diluição obtidas pelos processos ESW, GMAW e FCAW. 85
Tabela III. 7. Composição química dos revestimentos em estudo (%) em peso.. 87
Tabela III. 8. Resultados dos ensaios de corrosão (ASTM G48) dos revestimentos. 92
Tabela III. 9. Composição Química das ligas superaustenítica [69]. 94

Lista de Abreviaturas e Símbolos

%	Percentagem (ou percentual)
ε	Fase Eta
σ	Fase Sigma
δ	Fase Delta
χ	Fase Chi
R	Fase R
Π	Fase Pi
´	Fase Gama Linha
”	Fase Gama Duas Linhas
A	Intensidade de Corrente em Ampéres
A	Modo de Solidificação Austenítico
Â	Angstron
a	Raio Atômico
AF	Modo de Solidificação Austenítico Ferrítico.
AISI	American Iron and Steel Institute
Al	Alumínio
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Aporte Térmico em KJ/mm
AWS	American Welding Society
C	Carbono
ºC	Celsius (unidade de temperatura)
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CaF_2	Fluoreto de Cálcio
Ce	Cério
CFC	Cúbico de Face Centrada
CG	Contorno de Grão
CO_2	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
CRA	Corrosion Resistant Alloys
Cr_2N	Nitreto de Cromo
CS	Como Soldado
CST	Corrosão sob Tensão
Cu	Cobre
e	Espessura em mm

EDS	Energy Dispersive X-ray spectroscopy
ESW	Electroslag Welding
F	Modo de Solidificação Ferrítico
FA	Modo de Solidificação Ferrítico Austenítico
FCAW	Flux Cored Arc Welding
Fe	Ferro
FN	Número de Ferrita
GMAW	Gas Metal Arc Welding
H	Hidrogênio
HC	Hexagonal Compacto
H_2S	Sulfeto de Hidrogênio
HV	Dureza Vickers
INCONEL	Special Metals Corporation Trademark
ISO	International Organization for Standardization
k	Coeficiente de Distribuição
K	Kelvin (unidade de temperatura)
m	Metro (unidade de comprimento)
MA	Metal de adição
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MC	Carboneto
mm	Milímetro (unidade de comprimento)
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia Ótica
MS	Metal de Solda
Nb	Nióbio
NE	Não Especificado
Ni	Níquel
Ni_3Al	Nitreto de alumínio
Ni_3Ti	Nitreto de titânio
Ni_3Nb	Nitreto de Nióbio
O	Oxigênio
OM	Optical Microscopy
P	Fósforo
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
PWHT	Post Welding Heat Treatment

S	Enxofre
SAW	Submerged Arc Welding
SEM	Scanning Electron Microscopy
Si	Silício
TAB	Tabela
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
TiO_2	Óxido de Titânio
TCP	Topologically Close-Packed
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
TTPS	Tratamento Térmico pós Soldagem
UNS	Unified Numbering System
V	Tensão em Volt
V	Vanádio
W	Tungstênio
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Introdução

Com o objetivo de se obter uma opção com um melhor custo-benefício à fabricação de equipamentos de grande porte inteiramente com materiais nobres resistentes à corrosão, tais como as ligas Duplex, a técnica de se depositar ligas resistentes à corrosão em pequenas espessuras (mínimo de 3,0 mm) sobre metais de base em aços carbono de baixa e média liga, vem se tornando uma excelente alternativa técnica na fabricação de vasos de pressão para trabalhar em meios corrosivos [1, 2, 3, 4].

Existem várias formas de se aplicar revestimentos internos com ligas resistentes à corrosão (CRA) as quais se destacam a técnica por explosão (ao tempo e à vácuo), por laminação à quente e por processos de soldagem (weld overlay) [1].

Dentre os vários processos de soldagem utilizados para aplicação de revestimentos metálicos sobre o metal de base em aço carbono, o processo por eletroescória (ESW), se destaca por apresentar como principais características uma alta taxa de deposição, baixo grau de diluição, baixa penetração, elevadas velocidades de soldagem, alta qualidade de deposição e a possibilidade de se realizar o revestimento com uma camada somente, que o torna um dos processos mais produtivos e atraentes para a aplicação de revestimentos [2, 3].

Entre os vários materiais que podem ser utilizados como revestimento anticorrosivo, destaca-se a liga de níquel da família Ni-Cr-Mo, INCONEL 625, que é conhecida por apresentar uma excelente resistência à corrosão, porém apresenta um alto custo [4].

Em função da desvantagem citada no parágrafo anterior, outra liga de menor custo, vem sendo pesquisada no intuito de substituir a liga INCONEL 625 em algumas aplicações com fluidos de variados graus de corrosividade, como a de aço inoxidável superaustenítico AISI 904L, por possuir como características principais, boa soldabilidade, disponibilidade de consumíveis de soldagem no mercado, custo consideravelmente inferior ao do INCONEL 625, boa resistência à corrosão, uniforme e localizada, alcançada através da adição de maiores teores de elementos de liga, principalmente, Ni, Mo, Mn e N, que torna esta liga uma opção bastante interessante para as aplicações desejadas [5].

Apesar de ser uma excelente opção na construção de vasos de pressão, alguns cuidados devem ser tomados, pois a deposição de revestimentos constitui um procedimento complexo do ponto de vista metalúrgico, no qual ocorre a fusão e solidificação de um volume de material composto por dois materiais distintos em termos de composição química, microestrutura, propriedades físicas e mecânicas, que se denomina soldagem dissimilar [4].

Como em qualquer situação que envolva soldagem dissimilar, existem várias preocupações, principalmente, com relação ao comportamento metalúrgico da zona de ligação entre os materiais envolvidos, como por exemplo, a precipitação de fases intermetálicas,

carbonetos, microssegregação, formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD) etc, que podem acarretar na iniciação de um processo de corrosão acelerada [4].

Com relação ao comportamento metalúrgico do revestimento com a liga INCONEL 625, pode-se destacar o fator relacionado ao aumento do teor de Fe no metal depositado a valores acima do recomendado, o que diminui a participação de elementos importantes na resistência à corrosão como o Ni, Cr e Mo [4]. Segundo a norma ISO 10423 [6], destinada à construção de equipamentos para o setor de petróleo e gás, o teor ótimo de Fe deve ser inferior a 5% próximo à superfície do revestimento, a fim de garantir um bom desempenho em serviço, apesar de teores compreendidos na faixa de 5 a 10% também serem aceitáveis, segundo a mesma norma, para algumas aplicações [7, 8].

Dentro desse contexto, o objetivo deste trabalho foi realizar uma análise comparativa entre a aplicação dos revestimentos com as ligas AISI 904L e INCONEL 625, quanto às suas propriedades mecânicas e microestruturais, nas condições de como soldadas e pós-tratamento térmico de alívio de tensões, aplicados pelo processo de soldagem eletroescória, utilizando como consumível de soldagem fitas e fluxos respectivamente, conforme as normas AWS 20.25.5 LCu/EST 904LMo-1 (AISI 904L) [9] e AWS ERNiCrMo-3/EST 201 (INCONEL 625) [10] sobre o metal de base (MB) ASTM 516 Gr 70 [11].

A escolha do metal de base se deve ao fato deste apresentar uma boa resistência mecânica e ser bastante utilizado na fabricação de vasos de pressão que recebem revestimentos com ligas resistentes à corrosão (CRA), para atuarem com fluidos corrosivos em sistemas de produção de óleo e gás em plataformas marítimas [4]

A fim de se atingir os objetivos deste trabalho, este se divide nos seguintes tópicos:

- Avaliar a eficiência do processo de soldagem eletroescória (ESW) na deposição de das ligas em estudo sobre MB em aço carbono ASTM A 516, grau 70, quanto ao ganho de produtividade, em função da sua alta taxa de deposição obtida pela utilização fita como consumível, além da sua baixa taxa de diluição [2, 3].
- Avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais dos revestimentos em questão, a fim de se verificar a influência das variáveis do processo e tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) sobre os materiais a serem analisados.
- Avaliar a possibilidade de utilização da liga AISI 904L como revestimento interno em vasos de pressão em aço carbono, em alternativa à liga INCONEL 625.

Na conclusão deste trabalho é analisada a questão da viabilidade de se utilizar o processo de soldagem eletroescória no revestimento com as ligas em estudo, as alterações microestruturais que ocorrem nas zonas fundida, de interface e termicamente afetada (ZTA), a diluição obtida pelo processo de soldagem ESW, a qualidade e a soldabilidade das ligas depositadas e a produtividade do processo de soldagem.

Capítulo I – Revisão Bibliográfica

I. 1. Introdução

Ultimamente, as principais operadoras de petróleo do mundo vêm adotando a prática de selecionar materiais nobres para a fabricação maciça de vasos de pressão que trabalham com fluidos corrosivos, principalmente, em chapas de aço inoxidável Super Duplex, conforme norma ASTM A 790 UNS 32507 [12, 13].

Porém, a ampla utilização dos aços inoxidáveis Super Duplex na indústria, exige geralmente, a necessidade da aplicação de processos de soldagem e, sendo assim, algumas precauções devem ser tomadas no intuito de se prevenir quanto ao comprometimento das suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, principalmente no que diz respeito a manter o balanço das fases ferrita e austenita na junta soldada, o menos alterado possível e evitar a precipitação de fases indesejadas [13].

Em virtude dos problemas relatados acima e por razões econômicas, a aplicação de revestimento com ligas resistentes à corrosão sobre materiais menos nobres, vem ganhando força e é utilizada quando se deseja alcançar uma maior vida útil de equipamentos que não possuem todas as propriedades desejadas como, a recuperação de elementos afetados pelo desgaste ou corrosão e criação de superfícies com características especiais [14].

A motivação para a escolha do processo de soldagem ESW para a aplicação dos revestimentos com os consumíveis de soldagem em estudo, ocorreu em função deste possuir características importantes quando se deseja revestir chapas de aço carbono de baixa e média liga, com espessuras de parede acima de 25,0 mm, grandes áreas de cobertura, possibilidade de se conseguir aplicar revestimentos com espessura de 3,0 mm com uma única camada, baixa taxa de diluição e alta taxa de deposição, o que o torna bastante produtivo, diminuindo assim o tempo e os custos de fabricação [2, 3, 15, 16].

Os próximos itens deste capítulo citam os seguintes tópicos:

- Principais aplicações do processo ESW, para a aplicação de revestimentos metálicos, suas características, equipamentos utilizados, vantagens e limitações.
- Características das ligas em estudo como, composição química, resistência à corrosão, propriedades mecânicas, microestruturas, metalurgia física e soldabilidade.
- Aplicação destas ligas como revestimento interno anticorrosivo em vasos de pressão em aço carbono, para revestir grandes áreas e espessuras.

I. 2. Processos de Soldagem Eletroescória

I. 2.1. Descrição e Equipamentos

O processo de soldagem eletroescória (ESW) consiste da fusão do consumível, que pode ser arame sólido, vazado ou fita, e da superfície do metal de base que é promovida pelo calor proveniente de uma escória mantida a altas temperaturas e que sobrenada e protege a poça de fusão da contaminação atmosférica.

Esta escória fica contida no espaço entre as superfícies da junta e as sapatas de resfriamento, que se deslocam verticalmente á medida que a soldagem avança.

Para uma melhor compreensão, a Figura I. 1 apresenta um esquema de funcionamento deste processo de soldagem.

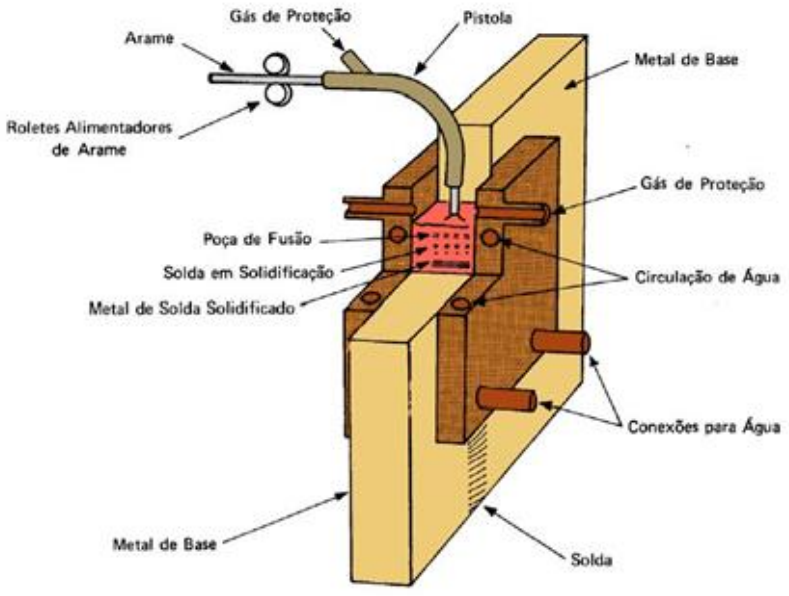


Figura I. 1. Esquema de funcionamento do processo de soldagem ESW [2].

O processo é iniciado pela abertura de um arco elétrico entre o consumível e as partes a serem unidas e, em seguida o fluxo é adicionado até que se funde, formando uma camada de escória, cuja função é de formar uma resistência elétrica e proteger a poça de fusão da contaminação atmosférica [2, 3]. Quando a poça de escória fundida atinge um tamanho suficiente para extinguir o arco, a corrente elétrica passa do consumível para a escória condutora fundida, mantida por sua resistência à passagem de corrente elétrica, gerando por efeito Joule o calor necessário para a fusão do consumível e das partes a serem unidas [2, 3].

A Figura I. 2 mostra o sentido de progressão da soldagem por eletroescória.

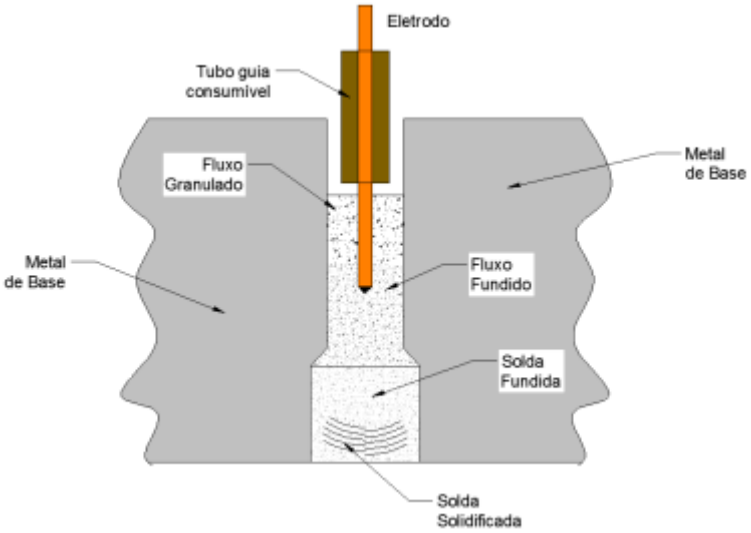


Figura I. 2. Sentido de progresso da soldagem ESW [2].

Em função do exposto nos parágrafos anteriores, o processo de soldagem ESW, pode ser considerado como progressivo de fusão e fundição, no qual o calor da escória é utilizado para fundir o metal de adição e as peças a serem soldadas. Enquanto isso, o fluxo de soldagem é adicionado continuamente, a fim de manter a camada apropriada de escória sobre a poça fundida, enquanto as sapatas mantêm o material em fusão, até que este se solidifique em operação normal com fonte de potencial constante [2, 3].

Neste processo de soldagem, a corrente é responsável pela taxa de fusão do consumível, enquanto que a tensão influência sobre a penetração no metal base e na largura do cordão de solda e ambas as variáveis são sensíveis às propriedades físicas do fluxo de soldagem, como resistividade elétrica e fluidez [2, 3]. A Figura I. 3 mostra a faixa preferencial dos parâmetros operacionais em soldagem por eletroescória [3].

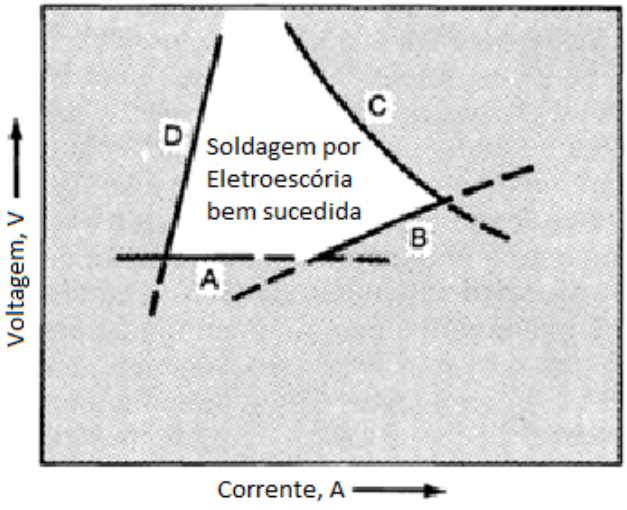


Figura I. 3. Janelas de parâmetros operacionais para o processo de soldagem ESW [3].

Quando comparado aos processos de soldagem a arco, o processo ESW apresenta um longo ciclo térmico com baixíssima taxa de resfriamento, conforme demonstrado na Figura I.4, que apresenta um gráfico de ciclo térmico típico do processo ESW em comparação aos processos à arco. Como consequência, a taxa de solidificação do metal fundido é muito baixa, resultando em uma estrutura bruta de solidificação e o calor absorvido pelo metal de base cria uma grande extensão de ZTA [2, 3].

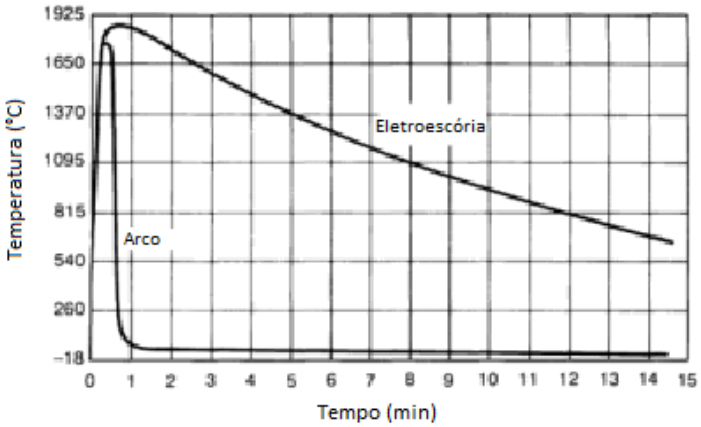


Figura I. 4. Ciclos térmicos típico do processo de soldagem ESW em relação aos processos de soldagem à arco [3].

Um diagrama de balanço de calor de uma soldagem ESW mostrada na Figura I. 5, mostra que 60% do calor gerado é absorvido pelo metal de base, perto de 25% do calor total é gasto na fusão do consumível e cerca de 10% é utilizado para superaquecer o metal fundido. A quantidade de calor extraído pelas sapatas de resfriamento varia, pois depende da espessura da chapa nas condições de soldagem. Como exemplo, na soldagem de chapas de aço com espessura de 90 mm, menos do que 10% do calor da escoria fundida é transferido para as sapatas de resfriamento. Para chapas de pequena espessura, as sapatas de resfriamento tem um papel significativo no balanço de calor [2, 3]

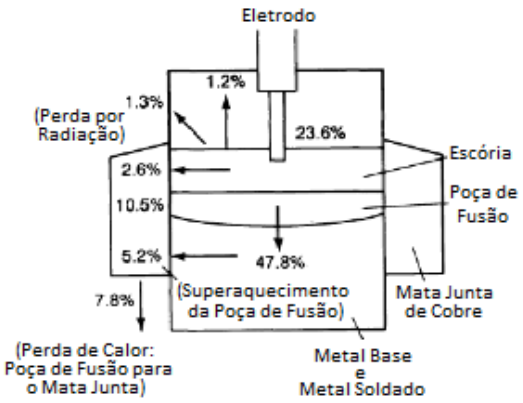


Figura I. 5. Diagrama de balanço de calor do processo ESW [3].

I. 2.2. Aplicações.

As aplicações mais usuais incluem a fabricação de vasos de pressão, componentes nucleares, equipamentos de geração de potência, laminadores, pontes, navios, estruturas de perfuração de poços de petróleo, revestimentos metálicos para revestir grandes áreas e na soldagem de seções robustas (até 300 mm) [15, 17].

Algumas descontinuidades têm sido atribuídas a defeitos provenientes deste processo, tais como trincas por hidrogênio, falta de fusão, baixas características de fadiga da ZTA e etc. Entretanto, soldas efetuadas de forma correta são consideradas em conformidade com os padrões requeridos de tenacidade e cargas de fadiga de elementos estruturais.

Quanto aos materiais que podem ser soldados por este processo, destacam-se os aços carbono de baixa liga, os inoxidáveis austeníticos e ligas endurecíveis, muito em função da característica deste processo propiciar ciclos térmicos lentos que são favoráveis para a soldagem destes materiais. Porém, em alguns casos, pode existir a necessidade de se aplicar tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) [2, 3].

Este processo pode ser também utilizado para soldar ou revestir chapas com espessuras acima de 25 mm, em posição vertical ou quase vertical e com grande aporte de energia, em comparação a outros processos de soldagem à arco, o que pode resultar em características mecânicas, geralmente, inferiores na ZTA [16]. Além disso, tem muita aplicação em vários segmentos da indústria, em função deste apresentar características bastante interessantes, como, taxa elevada de deposição, economia de energia e tempo em relação aos processos de soldagem a arco, além do custo ser relativamente baixo, o que o torna uma opção bastante atrativa para a fabricação de equipamentos de grande porte [2, 3, 15, 16].

A soldagem de união ou de revestimento é realizada em chapas com grandes espessuras em função da economia ser muito significativa, principalmente, quando a espessura das chapas for maior que 100 mm para união e 25 mm para revestimento [15, 16].

Usualmente, os fluxos utilizados neste processo de soldagem são compostos de haletos (CaF_2), com adições de terras raras, a fim de produzir soldas com baixo teor de O, N e H.

Para a aplicação de revestimentos em grandes áreas de cobertura utilizando os processos de soldagem a arco submerso (SAW) e eletroescória (ESW) com fitas, geralmente são mais econômicos, em função da sua alta produtividade, conforme se pode verificar na Figura I. 6, que apresenta um quadro comparativo de taxa de deposição para diversos processos de soldagem [3].

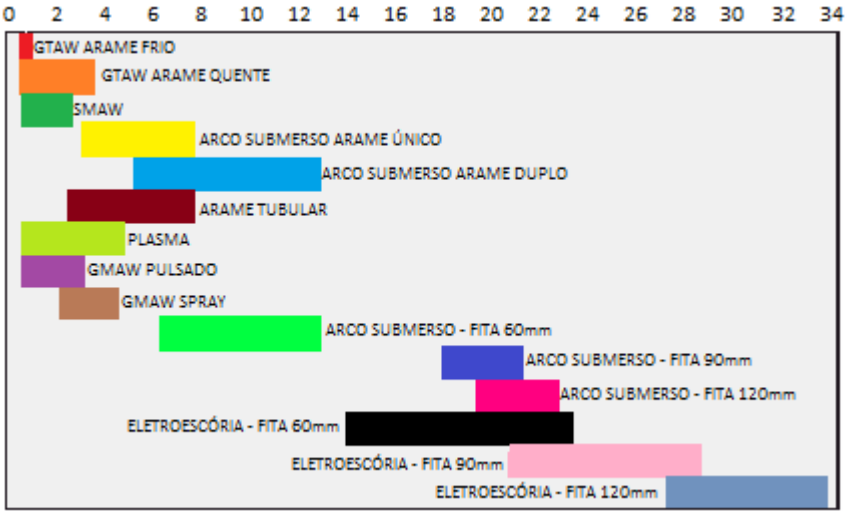


Figura I. 6. Comparativo entre as taxas de deposição (kg/h) para processos de soldagem [3].

O processo de soldagem ESW com a utilização de fitas como consumível para a aplicação de revestimentos metálicos, foi desenvolvido no início da década de 70, a fim de aumentar a produtividade através do incremento da taxa de deposição e, conseqüentemente, menor taxa de diluição, quando comparado a outros processos de soldagem, inclusive o processo SAW, com fitas como consumível de soldagem [15].

Além disso, esta técnica de utilizar fita como consumível possibilita alcançar maiores taxas de deposição, baixa diluição do metal de base devido a uma menor penetração, maiores densidades de corrente de trabalho e velocidades de soldagem, resultando em uma maior área de cobertura por unidade de tempo (m^2/h) [15, 16].

A Figura I. 7 apresenta um desenho esquemático dos processos SAW e ESW, utilizando fitas como consumível de soldagem [16].

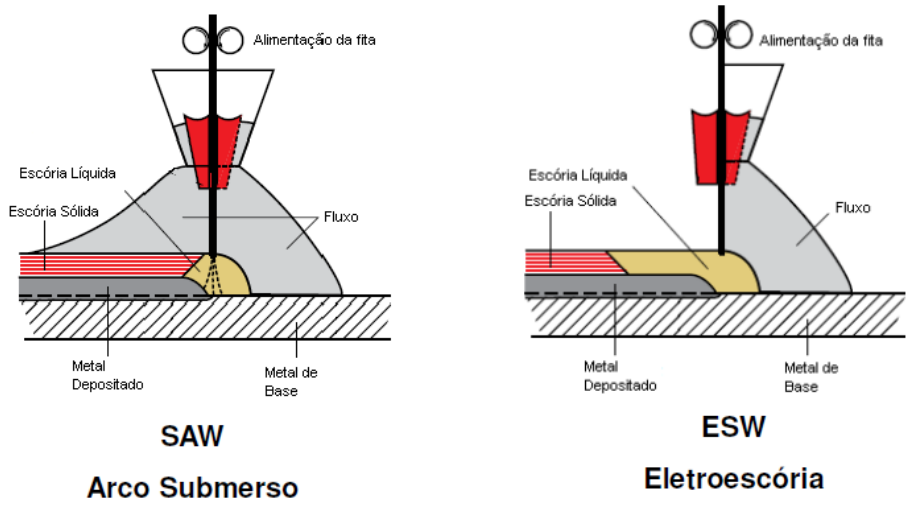


Figura I. 7. Desenho esquemático dos processos SAW e ESW com fitas [16].

Através do processo de soldagem ESW pode-se conseguir a aplicação de revestimentos em uma única camada, alcançando todos os requisitos de resistência à corrosão, além do consumo de consumíveis ser bastante reduzido. Para que isso ocorra, além das características inerentes ao próprio processo, outros artifícios são utilizados em paralelo, como a utilização combinada de fitas para altas taxas de deposição, fluxos altamente básicos e altas velocidades de soldagem [16].

Os revestimentos metálicos aplicados com CRA pelo processo de soldagem ESW, utilizando como consumível de soldagem fitas, tem se estabelecido como um processo bastante vantajoso, quando se deseja obter altas taxas de deposição.

A Figura I. 8 mostra um revestimento aplicado pelo processo ESW com fita.



Figura I. 8. Aspectos visuais de revestimento aplicado por processo de soldagem ESW [15]

Os fluxos utilizados para a aplicação de revestimentos metálicos resistentes à corrosão (CRA) pelo processo ESW com fita, são altamente básicos e apresentam altas taxas de fluoretos. A fim de aumentar a velocidade de soldagem neste processo é necessário utilizar fluxos que produzam uma escória de alta condutividade elétrica e baixa viscosidade [2, 3].

Os revestimentos aplicados por processos de soldagem que conseguem atingir as composições químicas especificadas em uma só camada são bastante apropriados para revestimentos com ligas de Ni, pois estes materiais podem sofrer com o surgimento de trincas de liquação, com o reaquecimento de depósitos subjacentes, pois com a deposição de uma camada não surgirão trincas de liquação [3, 15]. Se a aplicação de mais de uma camada de revestimento for requerida, cuidados devem ser tomados, como o controle do aporte térmico, pois com o reaquecimento da primeira camada, as regiões interdendríticas podem fundir e produzir trincas.

Alguns tratamentos térmicos após a aplicação de revestimentos podem ser requeridos, se a dureza ZTA do metal de base, exceder a valores limites especificados por normas [2, 3].

A taxa de transferência e o tempo que cada gotícula está em contato com a camada de escória afetam muito a composição química e as características metalúrgicas da poça de fusão. Em operação estável, o metal de adição é transferido à poça de fusão de modo globular e que, apesar da diminuição do tamanho das gotículas com tensão crescente, a corrente de soldagem não exerce efeito significativo sobre o tamanho das gotículas e, por outro lado, o tempo em que uma gotícula está em contato com a escória aumenta com a tensão, tendo em vista que a ponta da gotícula se encontra mais longe da poça de fusão e, sendo assim, a extensão da interação entre uma gotícula metálica e a camada de escória determina a composição química da poça de soldagem [2, 3].

Neste processo de soldagem a solidificação se inicia na linha de fusão, superfícies adjacentes às sapatas de retenção, e progride para o centro da solda, por ser contínuo, a solidificação progride do fundo para o topo da solda.

Os ângulos nos quais os grãos colunares se encontram no centro da solda, dependem da forma da poça de fusão e o fator de forma é definido como a relação entre a largura (W) e a profundidade máxima (h) da poça de fusão. Portanto, soldas com alto fator de forma (>2,0) terão grãos com ângulo agudo na linha do centro, enquanto que soldas com baixo fator de forma (<2,0) se solidificarão com os grãos em ângulo obtuso. Como baixos fatores de forma são altamente indesejáveis, pois possibilita a acumulação de elementos residuais no centro da solda, correntes de soldagem elevadas devem ser evitadas, pois são causadoras deste fenômeno. Outro fator que controla a morfologia da poça de fusão é a condutividade do fluxo de soldagem, pois se sabe que a maior parte da energia elétrica é convertida em energia térmica dentro de uma camada de escória contígua à ponta do eletrodo, a qual atua como a fonte de calor neste processo. Sendo assim, os fluxos de condutividade elevada geram menos calor e resultam em menor penetração do metal base e poças de fusão menos profundas.

Apesar de campos magnéticos não serem aplicados neste processo de soldagem, alguma utilização destes é aplicada, a fim de promover o percurso do fluido e empurrar a camada de escória fundida para fora da região mais quente, a fim de eliminar mordeduras. Entretanto, o efeito de agitação magnética que induz o movimento de convecção ao fluido na poça de fusão faz romper a solidificação e o crescimento das dendritas colunares, conforme demonstrado na Figura I.9.

Pode-se afirmar que vibração mecânica em poças de fusão neste processo, geralmente não provoca qualquer modificação microestrutural significativa, apesar de algum refinamento dos grãos terem ocorrido na interface entre a escória e o metal fundido.

Outras técnicas para refinar as microestruturas do metal de solda incluem a cavitação ultrassônica e a utilização de inoculadores químicos [2,3].

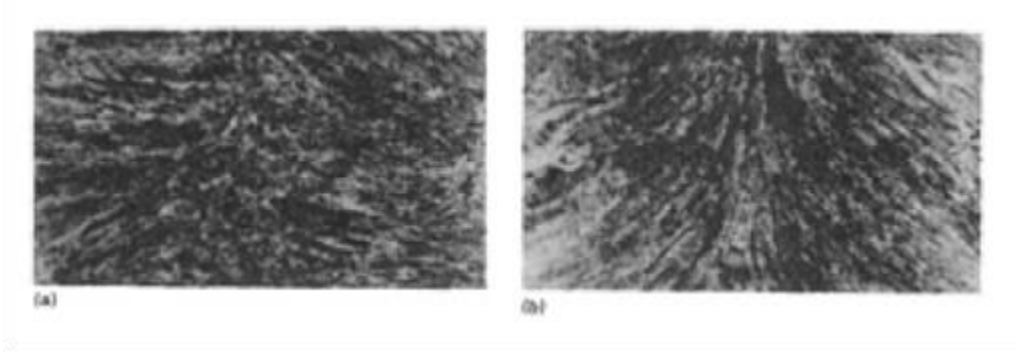


Figura I. 9. Macrografia apresentando o efeito imposto por campos magnéticos sobre a soldagem por ESW. a) sem campo magnético; b) com campo magnético [15].

As fontes de potência são tipicamente do tipo transformador-retificador de tensão constante, corrente nominal 750 a 2000 A CC, para ciclo de serviço de 100%. As tensões sob carga geralmente estão na faixa de 30 a 55 Volts e a tensão mínima em vazio da fonte de potência deve ser 60 volts [2, 3].

Os fluxos utilizados para este processo de soldagem são fundidos e possuem maior resistividade em comparação ao aglomerado utilizado em processos a arco, devido ao fato do arco ser extinto logo após o processo se tornar estável. Em alguns casos, principalmente quando a corrente não for elevada, fluxos aglomerados de partida, com condutividade elevada, podem ser utilizados para iniciar o processo e formar a poça de fusão.

Após esta etapa, um fluxo contínuo de resistividade elevada é adicionado, a fim de gerar calor para fundir o metal de adição e manter a operação de soldagem estável. Um fluxo de resistência elevada consome menos corrente, resultando em uma poça de fusão mais fria e com menor penetração, permitindo que o consumível penetre mais na poça de fusão, mas em contra partida, um fluxo de baixa resistência pode consumir corrente excessiva, aumentando a temperatura da poça até o processo se estabilizar com extensão mais curta do eletrodo, além da possibilidade de ocorrer formação de arco entre o consumível e a superfície da escória, especialmente com tensões mais elevadas. Esta condição é agravada no caso de fluxos apresentando condutividade fortemente crescente com a temperatura. Em termos de condições do processo, menor resistividade da escória pode resultar em operar a tensão mais baixa [2, 3].

Além de sua capacidade de gerar calor, a escória fundida deve possuir fluidez suficiente para provocar convecção rápida e boa circulação, necessárias para distribuição do calor, através da solda, sendo que esta fluidez depende principalmente de suas características químicas e da temperatura operacional [2, 3].

O ponto de fusão de um fluxo deve ser inferior ao do metal base para que ocorra o refino da poça e sua temperatura de ebulição deve ser superior à temperatura operacional, a fim de se evitar perdas por vaporização.

A Tabela I. 1, apresenta a composição química típica de fluxos para a soldagem de aços carbono baixa liga [3].

Tabela I. 1. Composição química de fluxos para soldagem ESW para Aço Carbono de Baixa Liga (ACBL) [3].

Constituinte	Percentual em Peso (%)
SiO_2	25
MnO_2	10
CaF_2	15
Al_2O_3	25
CaO	15
MgO	10

Qualquer perda de algum componente do fluxo altera a composição da poça, o que pode alterar a fluidez da escória e sua condutividade elétrica, resultando em uma possível blindagem inadequada. Se a composição dos fluxos for alterada durante a operação, em função da mudança de energia, pode causar um aumento da temperatura e da condutividade, o que pode provocar a formação de arcos na superfície superior do banho de escória [3].

O controle da fluidez dos fluxos é muito importante, pois se for baixa tenderá a capturar inclusões de escória no metal fundido e se a fluidez for excessiva provocará vazamento através do espaço entre a peça e as sapatas de retenção. O fluoreto de cálcio (CaF_2) é adicionado aos óxidos ou silicatos básicos para alcançar resistividade e fluidez apropriadas, pois reduz a viscosidade, o ponto de fusão e a resistividade, enquanto que, as adições de TiO_2 reduzem a resistividade e aumentam a viscosidade da escória [2, 3].

A capacidade de desprendimento da escória após solidificação do metal de solda não constitui problema na soldagem por ESW, porém, cuidados devem ser tomados quando da necessidade de se adicionar grandes quantidades de TiO_2, pois pode resultar na dificuldade de remoção da escória.

Existem várias técnicas de ESW disponíveis, dependendo do tipo de consumível e do mecanismo de alimentação que podem ser arames sólidos, tubulares com núcleo de fluxo, arames sólidos de larga seção e de larga seção com núcleo e fitas. O método convencional utiliza guias não consumíveis, mantidas de 50 a 75 mm acima do fluxo em fusão [2, 3].

I. 2.3. Características

Em comparação ao processo SAW, pode-se afirmar que o ESW apresenta [2, 3, 16]:

- Maior taxa de deposição de 60% a 80%.
- Menor diluição do metal de base (10 -15% diluição).
- Menor voltagem de arco (24 - 26 V).
- Maiores amperagens e densidade de corrente.
- Fluxos especialmente desenvolvidos para altas produtividades, que favorecem a soldagem com amperagens acima de 2000 A, com a correspondente densidade de corrente de cerca de 70 A/mm2.
- Maior velocidade de soldagem (50%-200%), resultando em elevada capacidade de revestir grandes áreas em m2/h.
- Aporte de calor similar.
- Menor consumo de fluxo. (cerca de 0.4 kg/kg).
- Menor taxa de solidificação do metal de solda, o que proporciona melhor desgaseificação, resultando em menos porosidade.
- Metal depositado é mais limpo do ponto de vista metalúrgico e menos sensível a trincas à quente e corrosão.
- Maior produtividade
- Preparação da junta relativamente fácil.
- Sem pré-aquecimento para chapas muito grossas, devido à baixa taxa de resfriamento.
- Sem necessidade de limpeza interpasses.
- Distorção angular mínima.
- Não é requerida grande habilidade do soldador, pela facilidade de controle do processo, existe pequena interferência do soldador no processo, devido a alta mecanização.
- Econômico quando aplicado em chapas de espessuras grandes.
- Geração de calor muito alta, o que resulta em taxa de resfriamento muito lenta, provocando dessa forma reações na metalurgia dos materiais como, estrutura grosseira no metal de solda com propriedades mecânicas anisotrópicas, solidificação induzida pela alta textura de granulometria do material e segregação de elementos que provocam trincas a quente no centro da solda e granulometria grosseira na ZTA que é mais susceptível a fratura frágil.
- Impróprio para materiais com espessuras muito finas (19 mm).
- Soldagens na posição vertical ou próximo dela.

- Reparo de solda no processo ESW, requer a utilização de outro processo de soldagem para realizar a recuperação.

As dendritas celulares e colunares são observadas na estrutura de solidificação da soldagem ESW, particularmente, nos casos de soldas com baixo fator de forma, nas quais a transição de dendritas celulares para colunares ocorre perto do centro da solda e os grãos se encontram em ângulo obtuso, podendo causar trincas à quentes na linha de centro. Estes defeitos podem ser atribuídos ao efeito combinado de gradiente da temperatura, taxa de solidificação, grau de restrição na ajustagem, velocidade elevada e baixo fator de forma [2, 3].

Em geral, uma estrutura de grãos colunares de lados retos, em função da ocorrência de velocidades elevadas, tende a ser mais fraca sob carga, do que uma mais coaxial com estrutura de grãos mais finos de uma soldagem de baixa velocidade, enquanto a estrutura celular pode ser mais grosseira e com segregação maior no caso de velocidade baixa de solda.

As trincas de liquação são associadas com a fusão de contornos segregadas dos grãos, perto da região da linha de fusão e os elementos de liga C e Mn são os mais comuns envolvidos na formação de compostos como (Mn, Fe)S, que abaixam a temperatura de fusão dos contornos dos grãos, enquanto que o P, N e B são alguns dos agentes fragilizantes encontrados em ligas ferrosas [2, 3]. Durante o resfriamento, tensões residuais podem formar e romper estes contornos enfraquecidos e, sob condições de aquecimento e resfriamento lentos, às quais uma solda ESW está sujeita, a susceptibilidade de uma liga ferrosa para fragilidade por liquação é muito grande [2].

Alguns trabalhos mostram que trincas por liquação podem ser eliminadas em soldagens por ESW, adicionando elementos de liga tais como o Ce entre outros, para se combinar com o S e formar pequenas inclusões de alto ponto de fusão.

Por este processo apresentar condições de proteção perfeita pela escória e uma baixa taxa de resfriamento, a ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio é mínima e, aumentando a profundidade da poça, a taxa de resfriamento diminui e o hidrogênio escapa por difusão, antes de provocar qualquer prejuízo [2].

Na maioria das soldas produzidas pelo processo ESW, a microestrutura se mostra muito grosseira na zona fundida e na ZTA, que resulta em soldas que podem não se enquadrar em especificações críticas, como por exemplo, no caso de aços ferríticos, onde a normalização é geralmente necessária para refinar o metal de solda e a microestrutura da ZTA [2, 3].

A Figura I.10 mostra a execução de um revestimento metálico aplicado pelo processo de soldagem eletroescória em uma unidade fabril (ESW).



Figura I. 10. Aplicações de revestimento pelo processo de soldagem ESW [17]

I. 3. A Liga Superaustenítica AISI 904L

I. 3.1. Introdução

Na década de 30, a procura de novos materiais para trabalhar com ácido sulfúrico levou a necessidade de desenvolvimento de ligas mais resistentes à corrosão e, desta forma, nasceu a liga B6 (AISI 904L ou UNS N08904) e a liga 20 (UNS N08020), considerados os primeiros aços inoxidáveis superausteníticos [18].

Com teores de elementos de liga superiores a 50% e controle do nível máximo de carbono (C), estes aços ganharam espaço na década de 70 quando a demanda por ligas resistentes à corrosão (LRC) para aplicação nas indústrias de papel, celulose e petroquímica cresceu de forma acentuada [19, 20].

Sendo assim, um aço inoxidável pode ser considerado como superaustenítico quando as quantidades de elementos de liga (Cr, Ni, Mo, N e Cu) estiverem acima dos valores normalmente encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos, resultando em uma concentração de Fe, próxima ou inferior a 50% em peso [19, 20].

Em particular, a liga superaustenítica AISI 904L com composição química típica de 25 % Ni e 20 % Cr com adições de Mo (4 a 4,8%), Cu (entre 1 e 2 %) e Mn, distingue-se pela sua excelente resistência à corrosão localizada (pite e fresta), à corrosão galvânica e em forma especial à corrosão em ambientes agressivos, como em meios sulfurosos, fosfóricos, hidroclóricos, na indústria de fertilizantes e instalações “offshore”. A adição de Cu nesta liga tem o propósito de melhorar a resistência à corrosão em meios ácidos [20, 21].

A microestrutura deste material é totalmente austenítica na temperatura ambiente e possui baixo percentual de C, além de se caracterizar pela sua boa soldabilidade e excelente

ductilidade em baixas temperaturas. Entretanto, os altos teores dos elementos Mo, N e Cr, podem aumentar a precipitação de fases intermetálicas nestas ligas, tais como, Sigma (σ), Chi (χ) Laves e, entre outras fases menos observadas (M_6C, π, R e Cr_2N) que podem surgir, principalmente, quando estas ligas são expostas a altas temperaturas por longos períodos, [22, 23],

Na faixa de temperaturas entre 700 e 1100 °C, os carbonetos geralmente são os primeiros a se formarem e, em longos tempos de duração, estes são substituídos por compostos intermetálicos, como Sigma (σ), Chi (χ) e Laves [19, 24, 25].

A baixa solubilidade do C tem sido encontrada na fase Sigma (σ), enquanto uma alta solubilidade de elementos intersticiais na matriz austenítica (γ) tende a favorecer a formação das fases Chi (χ) e Laves [19, 24, 25]. O aumento do percentual de Mo, favorece a precipitação de fases intermetálicas a altas temperaturas, enquanto que os altos teores de N (0.5 % em peso) são adicionados para prevenir a formação da fase Chi (χ), ao invés da fase Laves, que é atrasada com a adição do N [19, 22, 23], pois o N possui uma maior solubilidade do que o C. além de ser um forte elemento estabilizador da austenita. Então, a adição de N melhora as propriedades mecânicas, estabiliza a austenita e é eficiente para atrasar ou mesmo prevenir a formação de precipitados [24].

Os aços inoxidáveis totalmente austeníticos com altos teores de N possuem boa resistência ao impacto, o que o torna uma excelente opção para ser utilizado em aplicações criogênicas e, além de possuírem excelentes propriedades mecânicas, como altos limites de escoamento e de resistência [19].

Este material pode ser aplicado na fabricação de permutadores de calor e tubulação, equipamentos de resfriamento por água salgada, componentes de refinarias e plataformas marítimas de produção de petróleo e no transporte de ácido sulfúrico [19, 20, 25].

A utilização da liga superaustenítica AISI 904L é particularmente interessante, pois apresenta-se como uma alternativa técnica intermediária com relação ao seu custo-benefício entre os aços inoxidáveis austeníticos da série 300 e as ligas a base de Ni [19, 20, 25].

Na Figura I. 11 são apresentados os gráficos de comparação entre a liga superaustenítica AISI 904L e os outros tipos de aços inoxidáveis e, o efeito do Mo na resistência à corrosão por pite sobre algumas ligas austeníticas e superausteníticas.

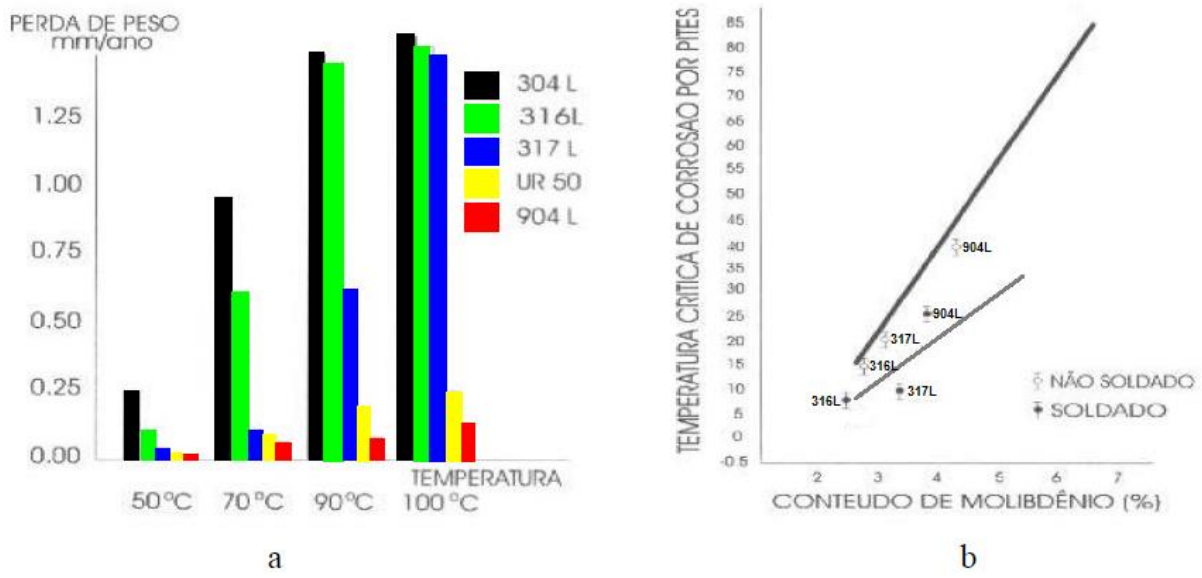


Figura I. 11. Comparação do aço AISI 904L com outros tipos de aços inoxidáveis (a) quando exposto no ácido fosfórico e (b) efeito do Mo na corrosão por pites [25].

Porém, a adição dos elementos de liga promove alterações na microestrutura do material e a possível formação de precipitados, que pode ocorrer durante e após a solidificação, durante o processamento termomecânico e em serviço a altas temperaturas. Além do Fe, os principais elementos químicos que constituem estas ligas são o Cr, adicionado para melhorar a resistência à corrosão, o Ni e o N que favorecem a estabilização da austenita, enquanto que o Mo é introduzido na liga para aumentar a resistência à corrosão localizada (pite e fresta), além de ser bastante eficiente para melhorar a resistência mecânica por meio de solução sólida substitucional [19].

Devido às enormes variedades e composições, o processo de fabricação deve ser rigorosamente controlado, no intuito de evitar a formação de precipitados e fases intermetálicas que comprometam as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão destas ligas. Com o objetivo de se obter melhores condições de utilização, os tratamentos térmicos de solubilização e o resfriamento rápido, são os mais utilizados no caso dos aços inoxidáveis austeníticos, superaustenítico e austeno-ferríticos (ligas Duplex).

Os aços inoxidáveis superaustenítico foram divididos em seis subgrupos, baseados na resistência à corrosão localizada, de acordo com a seguinte classificação [19, 26, 27]:

- A-1: para aplicações em condições severas, na presença de ácido sulfúrico a quente, esses materiais requerem altos teores de Ni, que favorece a resistência à corrosão sob tensão (CST). Exemplo: Liga 825 (Cr21; Ni42; Mo3; Cu2).
- A-2: com adições de Mo e N, obtêm-se uma melhoria na resistência à corrosão, e estabiliza-se a austenita, através da adição de Ni.

Exemplo: Aço Inoxidável Austenítico de baixo teor de C e altos teores de Mo e N como AISI 317LMN (Cr18; Ni15; Mo4,5; N0,15).

- A-3: com aumento de 10% de Ni, obtêm-se uma melhoria na resistência à ácidos redutores e corrosão sob tensão (CST) em soluções contendo cloretos.
  Exemplo: AISI 904L (Cr21; Ni25; Mo4,5; Cu1,5).
- A-4: especialmente desenvolvidos para se alcançar melhor resistência à corrosão localizada em ambientes marítimos e plantas de lavagem de polpa. Os percentuais de Cr, Mo e N conferem a estes materiais um número equivalente de resistência à corrosão por pite (PREN) entre 40 e 43. Pode-se destacar que o Ni estabiliza a austenita melhorando a resistência à corrosão por fresta em ambientes contendo ácido clorídrico.
  Exemplo: Aço Inoxidável Superaustenítico UNS S31254 ou liga 254 SMO (Cr20; Ni18; Mo6; N0,2).
- A-5: a principal característica deste subgrupo é a alta resistência mecânica, obtida através do aumento do N entre 0,25% e 0,50%. A resistência á corrosão compara-se ao subgrupo A-2. Exemplo: 4565S (Cr24; Ni17; Mo4,5; N0,5).
- A-6: maior desempenho atingido por todas as classes de aços inoxidáveis super-austeníticos, pois combinam alta resistência mecânica e corrosão localizada. Este subgrupo se aproxima das ligas de níquel, com a vantagem de possuir uma maior resistência mecânica. Exemplo UNS S32654 (Cr25; Ni22; Mo7,5; N0,5).

Geralmente, a composição química dos aços superaustenítico apresenta as seguintes faixas dos principais elementos de liga: 20 a 25 %Cr, 15 a 25 %Ni, 4 a 8 %Mo, 0,01 a 0,03 %C e 0,02 a 0,6 %N.

Pode-se destacar que estes materiais apresentam um Número de Resistência Equivalente à Corrosão por Pite “Pitting Resistance Equivalent Number” (PREN) entre 36 e 54, conforme pode-se calcular através da Equação I. 1 [26]:

- PREN = %Cr + 3,3 (%Mo) + 30 (%N) Equação I. 1. [26]

As altas concentrações de Ni (25%) e Mo (4.5%) conferem a esta liga uma boa resistência à CST por cloretos, embora não totalmente resistente a condições extremamente severas de laboratório com cloreto de magnésio em fervura. A Tabela I.2 mostra a composição química da liga AISI 904L, segundo a norma ASTM UNS N 08904 [28].

Tabela I. 2. Composição química da liga AISI 904L [28].

Elemento	Percentual	Norma ASTM UNS N 08904
C	0,015	0,020 máximo
Mn	1,6	2,0 máximo
P	0,035	0,035 máximo
S	0,003	0,045 máximo
Si	0,5	1,0 máximo
Cr	20,5	19,0 a 23,0
Ni	24,5	23,0 a 28,0
Mo	4,5	4,0 a 5,0
Cu	1,5	1,0 a 2,0
N	0,05	0,1
Fe	Bal.	Bal.

Os teores de Cr, Mo e Ni conferem a esta liga um nível de resistência à corrosão uniforme e por pite por cloretos, acima dos apresentados por outras ligas austeníticas, tais como as AISI 316 e 317 em muitos meios agressivos, enquanto que a adição de Cu confere uma maior resistência á meios redutores, como ácido fosfórico a altas temperaturas e ácido sulfúrico diluído [18, 27].

Esta liga superaustenítica (N08904) foi incorporada nas especificações ASTM e ASME, além de estarem disponíveis em várias formas de produtos tais como, consumíveis de soldagem, chapas laminadas, tubos, conexões e etc [27].

A Tabela I. 3 apresenta a comparação entre as ligas 316 e 904L, com relação à taxa de corrosão em alguns ácidos.

Tabela I. 3. Taxa de corrosão (mm/ano) apresentada pelas ligas AISI 316 e AISI 904L [19].

Solução	Taxa de corrosão (mm/ano)	
	AISI 316	AISI 904L
20% Ácido acético	≤ 0,01	0,02
1 % Ácido hidroclorídrico	5,74	0,55
10% Ácido oxálico	1,02	0,69
20 % Ácido fosfórico	≤ 0,01	0,01
50 % Hidróxido de sódio	≥ 2,5	0,24
10% Ácido sulfúrico	16.2	2.57

Em função das suas características descritas nos parágrafos anteriores, esta liga é utilizada na fabricação de espelhos de permutadores de calor para sistemas de água salgada, onde um alto nível de resistência à corrosão é requerido. A liga AISI 904L não é totalmente resistente aos meios com água salgada aerada [19].

A Tabela I. 4 mostra as temperaturas de início da corrosão por fresta em cada liga.

Tabela I. 4. Tabela de ranqueamento de ligas austeníticas, quanto à temperatura de início da ocorrência da corrosão por fresta (ASTM G48 Solução cloreto de ferro 10%) [19].

Liga	Temperatura de início da corrosão por fresta (°C)
AISI 316	- 3
AISI 317	2
AISI 904L	18
AL6XN	45
INCONEL 625	45
AL294C	52

O percentual de Ni (25%) encontrado nesta liga e a adição de teores em torno de 4,5% de Mo proporciona uma melhor resistência a corrosão sob tensão (CST) em relação às ligas austeníticas da série 300 [19].

Em função do alto teor de Ni, nenhuma ferrita é esperada na microestrutura do AISI 904L e, a permeabilidade magnética é baixa, mesmo para materiais deformados a frio [19, 27].

Esta liga é coberta pelos códigos ASTM e ASME [28] para vários produtos, conforme pode ser constatado na Tabela I.5.

Tabela I. 5. Normas de fabricação referentes à liga AISI 904L [19].

Produto	ASTM	ASME
Placa, chapa e fita	B 625	SB 625
Tubo com costura	B 673	SB 673
Tubo sem costura	B 677	SB 677
Barra e arame	B 649	SB 649

Os aços inoxidáveis superaustenítico possuem boas propriedades mecânicas, em função da presença de N em sua composição química, com aumento de até 100% do limite de escoamento, mantendo a ductilidade e a tenacidade características das ligas austeníticas [29, 30].

Durante o processo de fabricação, cuidados devem ser tomados, a fim de se evitar a formação de alguns tipos de precipitados e fases intermetálicas, de maneira que o material alcance as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão desejadas. Embora a adição de N ajude a retardar a formação de fases intermetálicas, além da austenita, é inevitável a formação destas fases, principalmente no processo de fundição de peças com grandes espessuras, onde o resfriamento é mais lento [20].

A Figura I. 12 mostra que o tempo para o início da formação de precipitados é maior para o aço austenítico comparado ao superaustenítico, com maiores teores de Cr, Mo e N.

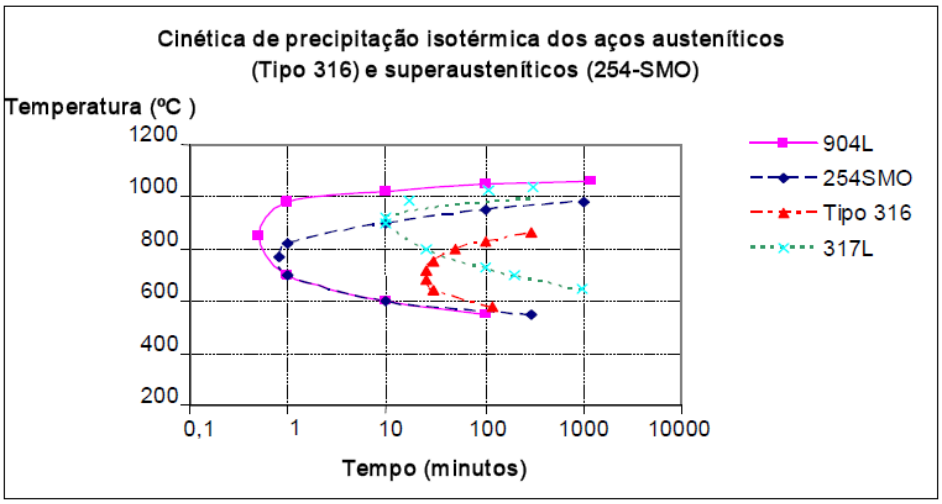


Figura 1.12. Cinética de precipitação isotérmica em aços inoxidáveis austeníticos [20]

Os tratamentos térmicos realizados nestes materiais têm o objetivo de obter melhor condição para sua aplicação, porém, em tratamentos como o de solubilização e de alívio de tensões, cuidados devem ser tomados, a fim de que sejam mantidos os elementos de liga em solução sólida na matriz austenítica. As características mecânicas principais desta liga são uma média resistência mecânica e uma alta ductilidade [20].

Os aços inoxidáveis superaustenítico, devido a presença do N em solução sólida, possuem resistência à tração superior comparados aos austeníticos sem N na sua composição química e, assim, podem-se obter reduções de espessuras de parede de equipamentos, reduzindo o peso e, consequentemente, os custos de fabricação [19]. A maioria dos elementos químicos adicionados nos aços austeníticos, influencia nas propriedades mecânicas do material como mostrado nos gráficos das Figuras I. 13 e I. 14.

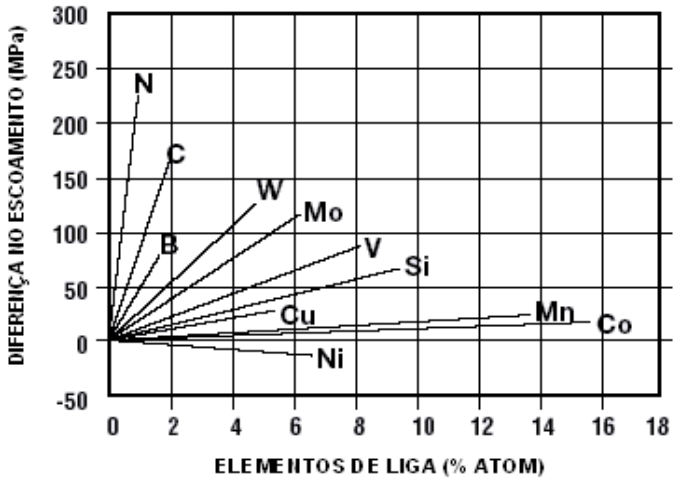


Figura I. 13. Efeitos dos elementos de liga em solução sólida no limite de escoamento do aço inoxidável austenítico [19].

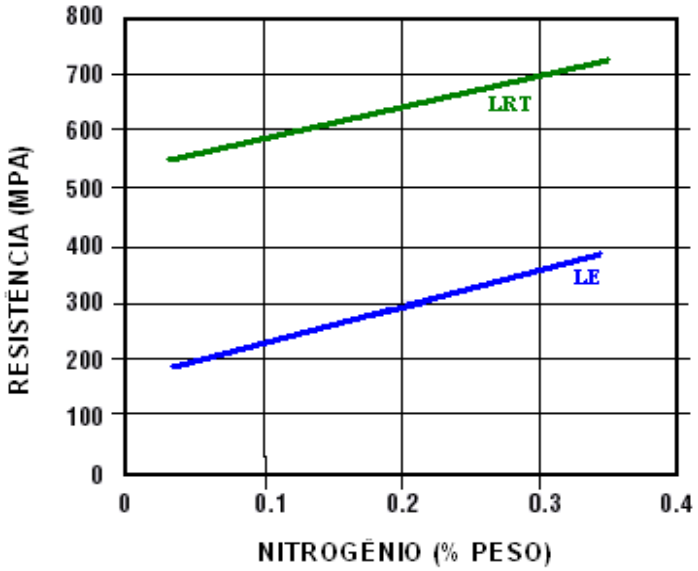


Figura I. 14. Efeito do N na resistência mecânica do aço inoxidável austenítico [19].

Os aços superaustenítico ligados ao N trouxeram um aumento considerável na tensão de escoamento, aumentando também a dureza e mantendo suas características de ductilidade. Porém, com relação à tenacidade, o aumento de N afeta negativamente, porém as reduções são muito pequenas e sendo consideráveis apenas abaixo de 196°C [29, 30].

A corrosão uniforme em aços inoxidáveis ocorre apenas em condições onde o meio é muito ácido ou alcalino com altas temperaturas, quando a camada passiva é quebrada.

Uma das questões mais importantes sobre os aços inoxidáveis austeníticos, principalmente em ambientes marinhos, é a sua resistência a corrosão sobtensão por cloretos, principalmente em temperaturas acima de 50°C [20].

I. 3.2. Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Superausteníticos

Os aços inoxidáveis superaustenítico podem ser entendidos por meio da análise dos diagramas ternários Fe-Cr-Ni e pelas modificações introduzidas por outros elementos de liga.

O C quando combinado com o Cr forma carbonetos que, normalmente, são indesejáveis e, então, é necessário ter um bom entendimento das condições para ocorrência e os efeitos das fases, para o sucesso na utilização destas ligas de alto desempenho.

A seção transversal do sistema Fe-Cr-Ni é apresentada na Figura I. 15, com o teor de Ni fixado em 20% (em peso).

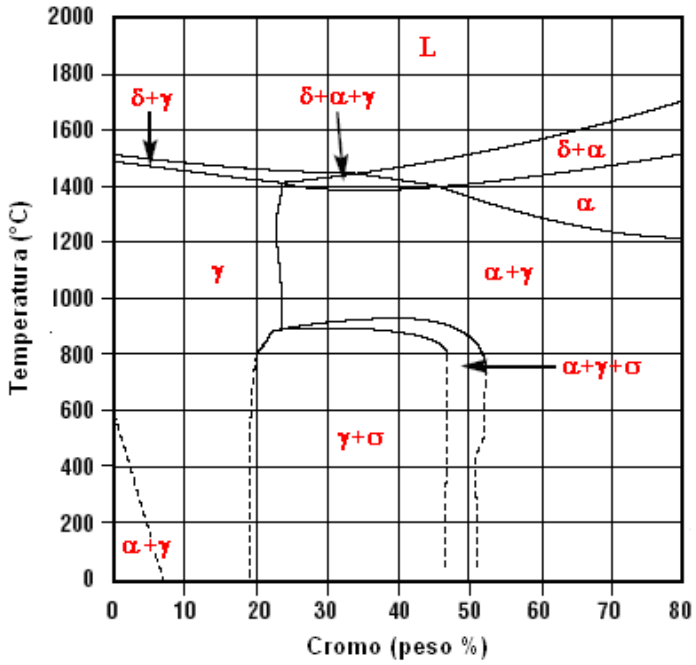


Figura I. 15. Seção transversal do sistema ternário Fe-Cr-Ni com Ni fixado em 20% [19].

Na liga em estudo, os raios atômicos dos elementos Ni, Cr e Mo são semelhantes aos do Fe, enquanto que as eletronegatividades são próximas e a valência do Fe é igual ou menor às dos solutos Essas condições favorecem a formação de solução sólida substitucional e, em função do N e o C possuírem raios atômicos menores que os demais elementos mencionados e, estes favorecem a formação de solução sólida intersticial [19, 29, 30].

Como o processo de solidificação em uma soldagem pelo processo eletroescória é muito semelhante ao de fundição, pode-se afirmar que, dependendo da capacidade do molde em extrair calor, o processo se desenvolve com maior ou menor rapidez, com influência direta na taxa de resfriamento da peça, que por sua vez irá impor condições que determinarão a morfologia de crescimento e, consequentemente, o arranjo microestrutural. As microestruturas

resultantes associadas à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas definirão o perfil de características mecânicas e químicas do produto solidificado [31].

A Figura I. 16 mostra uma estrutura com formação dendrítica, contendo braços primários, secundários e terciários, bem como as fases intergranulares e interdendríticas, de forma esquemática.

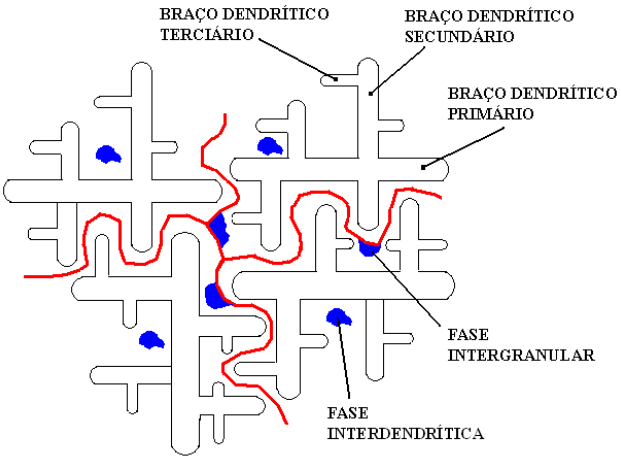


Figura I. 16. Representação esquemática de uma microestrutura bruta de fundição [19].

Durante o processo de solidificação, a composição do sólido que se forma pode ser diferente da composição original do líquido, quando a quantidade de soluto no líquido é maior que a quantidade de soluto no sólido (k<1). O soluto em excesso é rejeitado na interface sólido/líquido e, não havendo tempo suficiente para que ocorra a difusão do soluto para o líquido, este se acumulará à frente da interface formando um perfil de soluto que tem seu ponto máximo localizado neste local e que diminui progressivamente, até a concentração uniforme do líquido, conforme pode ser observado na Figura I.17.

A frente de solidificação pode ser plana e celular ou dendrítica e está relacionada com o grau de super-resfriamento, gradiente térmico à frente da interface, velocidade da interface e concentração de soluto [31].

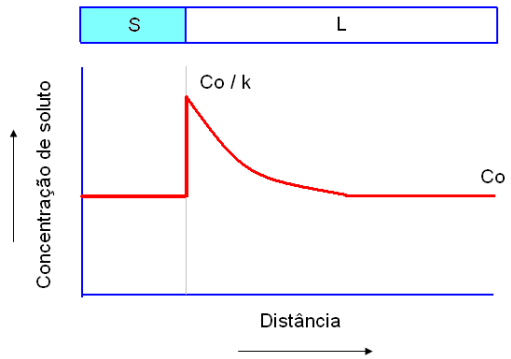


Figura I. 17. Perfil de acumulação de soluto à frente da interface sólido/líquido. Co : composição nominal e k : coeficiente de distribuição de soluto (k<1) [19].

Após a solidificação, a estrutura final depende de diversos fatores, sendo os mais importantes a composição química e a velocidade de resfriamento. Geralmente, as informações obtidas na literatura, estão relacionadas aos aços austeníticos do tipo 316, por serem mais antigos dentro da classe inoxidável austenítico. Apesar da diferença na composição química, os estudos sobre o modo de solidificação dos aços austeníticos, fornecem as informações necessárias para a compreensão da metalurgia física dos aços superaustenítico [19].

Quatro mecanismos ou modos de solidificação são propostos, considerando-se a influência da composição química na solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Ni [27]. As sequências estão representadas no diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de Fe constante 70% conforme a Figura I. 18:

I: O processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, completando se com a formação apenas desta fase.

· Modo Austenítico (Modo A - I)

Líquido → Líquido + $\gamma \rightarrow \gamma$

II: A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita e, posteriormente, a formação de ferrita Delta entre os braços das dendritas por efeito de segregação de elementos.

· Modo Austenítico-Ferrítico (Modo AF - II)

Líquido → Líquido + γ → Líquido + $\gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$

III: A ferrita Delta é a primeira fase a se solidificar, na forma dendrítica. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma transformação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, de uma transformação eutética envolvendo 3 fases (L ↔ sólido A + sólido B).

· Modo Ferrítico-Austenítico (Modo FA - III)

Líquido → Líquido + δ → Líquido + $\delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$

IV: A ferrita Delta é a única fase formada na solidificação, tendo-se formação posterior de austenita por reação no estado sólido.

· Modo Ferrítico (Modo F – IV)

Líquido → Líquido + $\delta \rightarrow \delta$

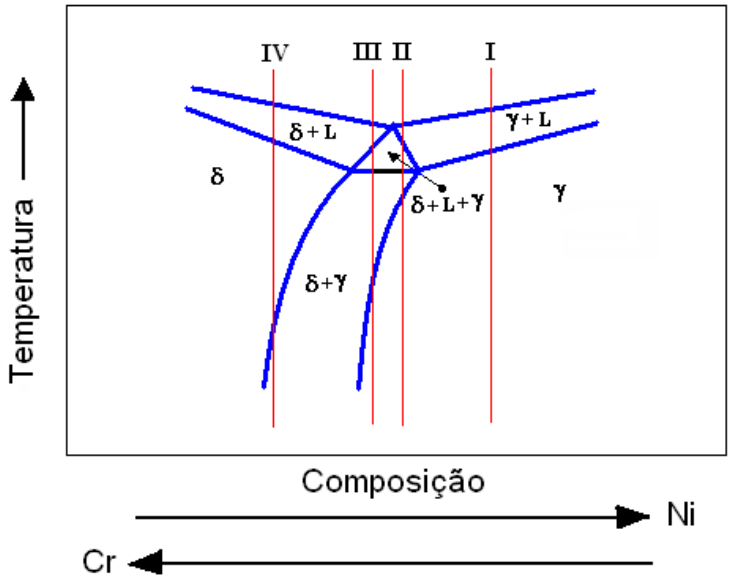


Figura I. 18. Representações esquemáticas do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro constante de 70% [19].

Em função da necessidade de se prever o comportamento das ligas durante o processo de solidificação e o tipo de microestrutura que deverá se formar após o resfriamento completo, foram desenvolvidas algumas equações que agrupam os efeitos dos elementos ferritizantes e austenitizantes denominados por cromo equivalente e níquel equivalente [32].

As equações são:

$$Ni = \%Ni + 30(\%C) + 0{,}5(\%Mn) + 26(\%N - 0{,}02) + 2{,}77 \qquad \text{Equação I. 2. [32]}$$

$$Cr = \%Cr + 1{,}5(\%Si) + 1{,}4(\%Mo) + \%Nb - 4{,}99 \qquad \text{Equação I. 3. [32]}$$

Utilizando as composições equivalentes, torna-se possível aplicar o diagrama de fases Fe-Cr-Ni para se prever a seqüência de solidificação. Como referência, pode-se utilizar o valor de Creq/Nieq = 1,5 como divisor entre a formação de ferrita e austeníta primárias, sendo valores maiores de 1,5 iniciam-se com formação de ferrita e valores menores de 1,5 iniciam-se formação de austenita [32].

As ligas superaustenítica apresentam matriz austenítica com precipitados que podem ser carbonetos, nitretos ou fases intermetálicas, porém, não apresentam grande volume de ferrita em sua estrutura de solidificação, como os aços inoxidáveis austeníticos da classe 300.

O tratamento térmico de solubilização consiste em submeter a liga à temperaturas até o ponto em que os solutos entrem em solução sólida na matriz, de forma a manter uma estrutura homogênea e livre de precipitados. Assim que essa temperatura é atingida, mantém-se em um patamar que deve estar de acordo com a espessura de parede e, então se faz um resfriamento

rápido, geralmente com água, a fim de se evitar a formação de precipitados, para que não haja tempo dos elementos se redistribuírem. A precisão no tempo de solubilização é muito importante, pois caso não seja suficiente, não ocorrerá uma solubilização de todos os elementos e se o tempo for excessivo, os efeitos da oxidação devido à exposição à altas temperaturas serão maiores, ocorrendo crescimento de grãos, além de um gasto desnecessário de energia.

O tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) nos aços austeníticos é necessário somente quando o material estiver sujeito à corrosão sobtensão (CST) ou em ambientes com condições severas de corrosão intergranular. O TTAT se realiza entre 540 e 650 °C e reduz, aproximadamente, de 30 a 40% as tensões residuais, após a soldagem [33]. A escolha do tratamento térmico de alívio de tensões deve levar em consideração o material específico, procedimentos de fabricação e condições de projeto, durante a operação do equipamento. Antes de se definir a execução de alívio de tensões nos materiais austenítcos, deve-se analisar a real necessidade, de acordo com o ambiente e condições que o material será submetido.

Embora os diagramas de fases auxiliem na compreensão da metalurgia destas ligas, é importante conhecer sob quais circunstâncias os precipitados podem formar-se na matriz austenítica. Por exemplo, a precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos dos aços inoxidáveis austeníticos provoca o empobrecimento do teor de Cr na matriz austenítica adjacente, reduzindo a resistência à corrosão localizada na estrutura do material. Os carbonetos $M_{23}C_6$ possuem estrutura cristalina CFC e a sua precipitação ocorre nos contornos de grão, contornos de maclas e nas discordâncias presentes nos interiores dos grãos [34]. Os carbonetos do tipo M_6C também possuem estrutura cristalina CFC e a similaridade com o tipo $M_{23}C_6$ dificultam muito a identificação por difração de elétrons em microscopia eletrônica de transmissão [19]. Para os aços Cr-Ni-Mo contendo alto teor de N, a presença do M_6C é favorecida em relação ao $M_{23}C_6$, pois o primeiro tem maior capacidade de dissolver N [31]. Os nitretos formados nos aços inoxidáveis austeníticos podem ser agrupados em duas classes, ou seja, os primários, do tipo MN, formados em aços inoxidáveis estabilizados (com Zr, Ti, Nb e V) para uma taxa de N menor que 0,1% e os secundários, do tipo M_2N (M=Cr, Fe), que precipitam em aços inoxidáveis contendo de 0,1 a 0,9% de N em peso. O máximo de solubilidade do N nos aços austeníticos (Fe, Cr, Ni) é de 0,4%, podendo chegar a 1%, utilizando-se o sistema de vazamento do metal por pressurização [30].

Uma curva de precipitação tempo-temperatura para a formação do nitreto de cromo (Cr_2N) em um aço inoxidável superaustenítico é apresentada na Figura I.19. Alguns elementos como Zr, Ti e Nb são fortes formadores de nitretos e quando estes estão ausentes, pode ocorrer a precipitação do nitreto de cromo (Cr_2N) com estrutura cristalina hexagonal [19].

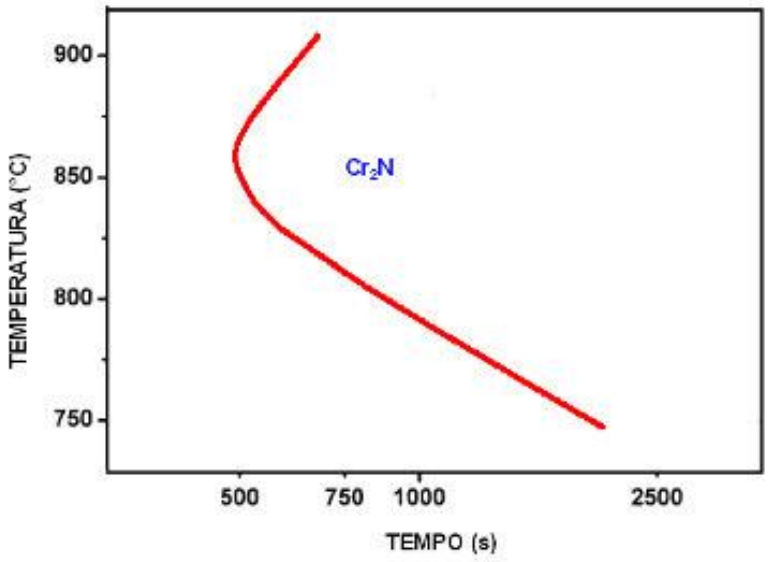


Figura I.19. Curva de precipitação do Cr2N em um aço superaustenítico Fe-24Mn-18Cr-3Ni-0,62N de alto teor de manganês substituindo o níquel [19].

Com relação à fase Chi (χ), pode-se afirmar que o seu efeito na liga é considerado negativo, pois possui como características principais uma estrutura cúbica e, embora sua composição química esteja próxima a da fase Sigma (σ), esta pode dissolver C devido a grandes espaçamentos na sua estrutura cristalina, além de poder se formar nos contornos e nos centros dos grãos e nos contornos de maclas incoerentes, na faixa de temperatura entre 600 °C e 900 °C [34, 35].

A fase Laves ocorre com mais freqüência nos aços inoxidáveis austeníticos e possuem estrutura hexagonal.

A fase Sigma (σ) é a fase intermetálica mais investigada nos aços inoxidáveis, em virtude desta comprometer a resistência a corrosão, devido a retirada de Cr e Mo da matriz metálica e também por ser uma fase muito dura e frágil, prejudicando a sua tenacidade ao impacto. Possui estrutura cristalina tetragonal e os seus átomos apresentam-se comprimidos, ou seja, as distâncias entre os centros de dois átomos podem ser menores que o raio atômico. Esta fase se precipita principalmente nos contornos de grão, em junções triplas, contornos de maclas incoerentes ou inclusões intragranulares. Como não dissolve elementos intersticiais há necessidade do empobrecimento prévio destes elementos na matriz para ocorrer a sua precipitação. A identificação desta fase nos aços inoxidáveis austeníticos é difícil, já que sua morfologia e composição são bem variáveis [34]. Encontrar fase Sigma em aços austeníticos solubilizados não é incomum em produtos laminados, devido a segregação inicial causada pela rápida cinética de precipitação da fase Sigma na temperatura Solvus [35]. Esse aparecimento não é muito comum, porém a precipitação dessa fase pode ser devida ao elevado teor de Mo nesta liga, bem como ao residual de ferrita Delta proveniente da solidificação que, durante o

resfriamento em água, transforma-se parte em fase Sigma e parte em austenita pelo "empobrecimento" de Cr e "enriquecimento" de Ni [19].

A fase intermetálica R é um precipitado que possui estrutura cristalina hexagonal complexa com teores de Mo, Fe e Si comparáveis com os da fase Laves, porém com maior taxa de Cr [25] e se forma entre as temperaturas de 550 °C à 650 °C e apresenta uma estequiometria Fe, Mo, Cr, Ni) [35].

A fase intermetálica Z é um tipo de precipitado que pode ser identificado em alguns aços inoxidáveis austeníticos, tratados previamente, durante alguns minutos, resfriado em água e finalmente envelhecido entre as temperaturas de 700 a 1100 °C, além de apresentar estrutura cristalina tetragonal com parâmetro de rede e composição química em peso típica de 61Nb-25Cr-7Fe-7Mo [19].

A fase intermetálica π tem sido pouco investigada nos aços inoxidáveis austeníticos, devido a menor probabilidade de esta ser encontrada. Esta fase é rica em Cr e se forma geralmente próxima aos precipitados ricos em Mo, devido a um crescimento cooperativo e consegue absorver grandes quantidades de N. Nos aços superausteníticos é menor a probabilidade de formação desta fase, devido aos elementos de liga Cr e Mo, aumentarem a solubilidade do N [24].

I. 3.3 – Soldabilidade

As ligas austeníticas apresentam uma boa soldabilidade e, durante a soldagem, não há transformação martensítica e sua boa tenacidade implica em insensibilidade à fissuração por hidrogênio. A sensibilidade à formação de porosidade é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham às do metal de base, tornando geralmente fácil se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e que possam ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Entretanto, este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviço [36].

Algumas dificuldades podem surgir na soldagem destas ligas, como a ocorrência de trincas a quente, sensitização, formação de fases intermetálicas e segregação, que podem afetar a qualidade e integridade da união soldada, principalmente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão [1, 37].

Nos aços superausteníticos, a estrutura austenítica estável é produzida pelo elevado teor de Ni e controle do N. A desvantagem deste tipo de estrutura durante a soldagem é que ela só pode ser obtida durante a solidificação do cordão de solda por solidificação primária da austenita, o que incrementa a tendência à fissuração a quente em comparação aos metais de

adição que contém ferrita Delta (δ). Esse fenômeno, associado à segregação de elementos que promovem a formação de constituintes de baixo ponto de fusão é acentuado pelo maior coeficiente de dilatação da rede cristalina austenítica, que produz no material, grandes esforços de contração térmica, o que facilita a fissuração a quente na forma de trincas de solidificação no metal de solda ou como trincas de liquação na zona termicamente afetada (ZTA), seja no metal de base como na zona fundida de uma soldagem multipasse [15, 16, 19].

As trincas de liquação são favorecidas pelo crescimento de grão na ZTA, uma vez que isso acentua a segregação nos contornos de grão e com isso a formação de fases de baixo ponto de fusão, porque na região não misturada ou parcialmente fundida apresenta um nível elevado de segregação, principalmente de Mo. Com relação à precipitação da fase Sigma (σ), se o cromo equivalente for superior a 17,8 % é esperada a precipitação desta fase e se a liga possuir Mo, também pode precipitar a fase Chi (χ), sendo que a fase Sigma (σ) não dissolve elementos intersticiais (C, B e provavelmente N) e a fase χ pode dissolver C. Por conseguinte, além de outras razões de ordem metalúrgica, nos aços superausteníticos há a necessidade do empobrecimento prévio da matriz, o que pode ser feito pela precipitação de carbonetos e boretos ou limitando o teor de C a níveis baixos, como é o caso dos aços AISI 904L. De qualquer forma as fases σ e χ são consideradas negativas para as propriedades mecânicas e corrosivas dos aços superaustenítico [18, 27].

Algumas precauções devem ser tomadas na elaboração dos procedimentos de soldagem, a fim de evitar o surgimento de trincas de solidificação nos cordões de solda, tais como, a utilização de pré-aquecimento do MB e controle da temperatura de interpasses [38, 39, 40]. As trincas de liquação podem ser atribuídas ao crescimento de grãos na ZTA, aos esforços de contração térmica que produz deformação na região de maior crescimento de grão austenítico e ao elevado teor de Mo, que favorece a segregação ao longo da área reduzida dos contornos de grãos, levando a formação de filmes líquidos locais.

O recurso conhecido para minimizar ou eliminar a tendência à fissuração a quente é utilizar materiais de adição que permitam a formação de ferrita Delta (2 a 3%), o que permitiria reduzir a concentração de segregação. Em contra partida, quando expostos a condições de serviço em meios corrosivos, a ferrita Delta presente traz consigo uma redução da resistência à corrosão [41].

Estas ligas possuem um alto grau de soldabilidade, conservando suas boas propriedades e podem ser utilizados como revestimentos em aços mais baratos utilizados na fabricação de vasos de pressão em uma refinaria e diversas aplicações que envolvem elevadas pressões de hidrogênio, que podem estar na forma gasosa a alta pressão ou em ambientes líquidos, como em soluções aquosas contendo cloretos e soluções contendo ácido súlfurico [15]. A soldagem de revestimentos por qualquer processo deve ser realizada com

baixa diluição e o número de ferrita (FN) do metal de solda para o aço inoxidável austenítico deve estar compreendido de 3 e 9 após soldagem [15 a 18].

I. 4. A Liga de Níquel INCONEL 625

I. 4.1. Introdução

O Ni e suas ligas são muito importantes na indústria em geral, principalmente, em função da característica que apresentam de resistirem a condições extremas de operação em meios corrosivos, elevadas temperaturas e/ou altas tensões.

O INCONEL é o nome comercial que pertence à empresa Special Metals Corporation, de uma série de ligas austeníticas que possuem teores de Ni, e às vezes de Cr, maiores que as do que os aços inoxidáveis austeníticos, além de muitos outros elementos em menores quantidades, cuja uma das funções é o endurecimento por solução sólida [42].

Essas ligas estão classificadas em normas e também são citadas pelas siglas [42]:

- UNS (Unified Numbering Systems), N06625
- ANSI (American National Standards Institute), H34.19, H34.20, H34.22.
- ASTM (American Society for Testing and Materials), B443, B444, B446.
- DIN (Deustcher Industrie Normen), L 331°C

A estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) do Ni não sofre alterações alotrópicas até o seu ponto de fusão, diferentemente do Fe que apresenta uma alotropia Ferritas Alfa (α) CCC, Gama CFC (γ) e Delta CCC (δ), em função da temperatura. Desta forma, não mudam de fase e o tamanho de grão desta liga não pode ser refinado somente pelo tratamento térmico, ou seja, o seu tamanho de grão pode ser reduzido por trabalhos a quente ou a frio, como laminação ou forjamento, seguido de um tratamento térmico de recozimento apropriado [43].

O Ni forma liga em completa solubilidade, por solução sólida, somente com o Cu. A adição de elementos de liga como Cu, Cr, Mo, Fe e Co, na maioria das vezes, apresentam efeitos benéficos sobre a sua soldabilidade. Geralmente, a maioria das outras ligas de Ni apresenta soldabilidade similar à dos aços inoxidáveis austeníticos [43].

Estas ligas podem ser classificadas em três grupos, com base no mecanismo de endurecimento, conforme abaixo [44]:

- Endurecidas por solução sólida;
- Endurecidas por precipitação de intermetálicos; e
- Endurecidas por dispersão de óxidos.

Como exemplo de ligas de Ni endurecidas por solução sólida, pode-se citar as Ni 200, Ni-Cu, Ni-Cr, Ni-Fe-Cr, Ni-Mo e Ni-Cr-Mo (INCONEL 625), onde o processo de endurecimento

ocorre quando um ou mais elementos de liga são adicionados para formar uma composição homogênea [44].

Porém, como exemplo de ligas de Ni endurecidas por precipitação de intermetálicos, pode-se incluir as Ni-Cu, Ni-Cr e Ni-Fe-Cr, onde o seu endurecimento é realizado através da precipitação de uma segunda fase, conhecida como γ´ (Ni_3Al, Ti), em uma matriz de estrutura CFC, a partir de uma solução supersaturada e um tratamento térmico adequado [43].

As ligas de Ni fundidas recebem adição de Si para aumentar a fluidez e facilitar a sua fundição e, o seu endurecimento pode ocorrer por solução sólida ou por precipitação. Em função da presença de Si, sua soldabilidade pode ser comprometida, devido à sensibilidade para formação de trincas [44].

I. 4.2. Metalurgia das Ligas de Níquel.

A microestrutura de uma liga à base de Ni consiste basicamente de uma fase matriz austenítica (γ) e carbonetos do tipo MC e $M_{23}C_6$, onde M representa um metal e, em condições de composição química e tratamento térmico, carbonetos do tipo M_6C e M_7C_3 podem ser estáveis [45]. Além disso, as fases Sigma (σ) e Laves podem ser encontradas se o material for submetido a um longo período de exposição a temperaturas elevadas [45].

A Tabela I. 6 mostra as principais fases secundárias e carbonetos que podem se formar nas ligas de níquel em geral.

Tabela I. 6. Fases que podem se formar nas ligas de Ni [45].

Fase	Estrutura	Fórmula
γ‘	CFC	Ni_3Al, $Ni_3(Al,Ti)$
η	HC	Ni_3Ti
γ ‘’	TCC	Ni_3Nb
δ	Ortorrômbica	Ni_3Nb
MC	CFC	TiC, NbC, HIC
$M_{23}C_6$	CCC	$(Fe,Cr,W, Mo)_{23}\ C_6$
M_6C	CCC	$(Fe, Mo, W, Nb, Ta)_6\ C$
M_7C_3	Hexagonal	Cr_2C_3
MN	Cúbica	(Ti,Nb,Zr) N
μ	Romboédrica	$(Fe,Co)_7\ (Mo,W)_6$
Laves	Hexagonal	$Fe_2(Nb,Ti,Mo,Ta)$
σ	Tetragonal	FeCrMoNi

Nos parágrafos subsequentes as fases secundárias e os carbonetos mostrados na Tabela I. 7 serão abordados com detalhes para uma melhor compreensão sobre a metalurgia física das ligas de níquel.

- Fase Gama (γ)

A fase γ é continua na matriz destas ligas austeníticas e é endurecida por solução sólida pela adição dos elementos de liga Cr, Mo, W, Co, Fe, Ti, e Al, que se diferem entre si, quanto aos seus diâmetros atômicos (1 até 13%) [45]. O Al é adicionado por ser um potente endurecedor por solução sólida, como também o W, Mo e Cr. Acima de 65% da temperatura de fusão, faixa de ocorrência do fenômeno de fluência, o endurecimento é dependente da difusão e, assim, a velocidade baixa de difusão dos elementos Mo e W é benéfica pela diminuição da taxa de fluência em altas temperaturas, enquanto que o Co diminui a energia de falha de empilhamento entre discordâncias, tornando o deslizamento mais difícil e aumentando a estabilidade destas ligas em alta temperatura [44].

- Fase Gama linha (γ')

A fase intermetálica γ' pode precipitar nas ligas austeníticas através dos tratamentos térmicos de endurecimento, onde a formação de γ' na matriz com alto teor de Ni, leva ao endurecimento do material. Além disso, esta fase possui microestrutura do tipo CFC, com componente do tipo A_3B, sendo o componente A do tipo eletronegativo como Ni, Co e Fe, enquanto que o componente B é do tipo eletropositivo como Al, Ti, ou Nb. Em geral nas ligas a base de Ni, a fase γ' é do tipo Ni_3 (Al,Ti), mas quando se adiciona o Co, este pode substituir o Ni como $(Ni, Co)_3$ (Al, Ti) [45]. Esta fase pode nuclear-se homogeneamente com baixa energia, o que leva a uma estabilidade ao logo do tempo e a coerência entre γ e γ' é mantida pela distorção tetragonal [46].

- Fase Gama dupla linha (γ'')

A fase γ'' é um precipitado do tipo ordenado coerente TCC, com estrutura de composição do tipo Ni_3Nb, encontrado em ligas a base de Fe-Ni contendo Nb e se destaca como fase endurecedora, enquanto o Fe atua como um catalisador para formação da fase γ'', que é uma fase metaestável [47]. Esta fase possui uma morfologia de disco e precipita com uma forma bem definida em relação a matriz austenítica, cujo endurecimento é obtido pela deformação coerente produzida pelo baixo grau de desarranjo do reticulado γ/γ'' [45].

- Fase Eta (η)

A fase η possui uma estrutura cristalina hexagonal com composição Ni_3Ti e pode-se formar em ligas a base de Fe-Ni, Ni e Co, em especial em graus com alta razão Ti/Al e que tenham sido exposta a alta temperatura. Esta fase não solubiliza outros elementos e cresce rapidamente, formando grandes partículas maiores do que γ', embora sua precipitação seja lenta [47]. Além disso, podem ser encontradas de duas formas a que ocorre em contornos de grãos como um constituinte celular similar à perlita, alternando lamelas de η e γ e na forma intragranular, que é parecida com placas na forma de agulhas de Widmanstatten. A fase η é relativamente fácil de identificar, devido a sua aparência característica e pode ser identificada pela maioria dos reagentes [47].

- Fase Delta (δ)

A fase Delta é uma fase ortorrômbica com composição Ni_3Nb, formada a partir da fase instável γ', quando submetida a altas temperaturas acima de 700 °C [45, 46] e possui forma acicular, quando formada na faixa de temperatura entre 815°C e 980°C, onde pode forma-se por reação celular em baixas temperaturas de envelhecimento e por precipitação intergranular em altas temperaturas [45].

- Carbonetos

O teor de C nas ligas de Ni varia entre 0,02% e 0,2%, quando trabalhadas mecanicamente e até 0,6% quando fundidas e daí, os carbonetos podem se formar no interior e nos contornos de grãos. Em função destes serem mais duros e frágeis do que a matriz, sua distribuição ao longo dos contornos de grãos afeta a resistência à altas temperaturas, a ductilidade e as propriedades de fluência. Em caso de não haver carbonetos ao longo dos contornos de grãos, vazios podem coalescer durante a deformação em altas temperaturas, o que pode provocar um deslizamento excessivo dos contornos de grãos. Se uma cadeia contínua de carbonetos se formar ao longo dos contornos de grãos, um caminho contínuo para fratura será formado, resultando em uma baixa resistência ao impacto, apesar do deslizamento nos contornos de grãos ser inibido, resultando em uma tensão excessiva que pode levar a uma fratura prematura. Sendo assim, a melhor forma de distribuição de carbonetos seria em uma cadeia descontínua ao longo dos contornos de grãos, desde que os carbonetos nesta forma, impeçam a formação de trincas em contornos de grãos e, ao mesmo tempo, não restrinjam a ductilidade devido à deformação na região dos contornos de grãos [45]. Os carbonetos mais comuns nas ligas de níquel são o MC, $M_{23}C_6$, M_6C, onde o primeiro possui estrutura do tipo CFC e é geralmente formado durante o resfriamento e é distribuído heterogeneamente na matriz de forma transgranular, intergranular e, geralmente, interdendrítico. Os carbonetos MC

são a maior fonte de C para reação de formação de fases subsequentes, durante o tratamento térmico ou em serviço, tal como durante a soldagem [45].

Em algumas ligas de Ni, o filme de MC pode formar-se ao longo dos contornos de grãos e isto contribui para reduzir a ductilidade. Pode-se destacar os carbonetos do tipo TiC e HfC como sendo os mais estáveis, onde a ordem de preferência para formação destes carbonetos nestas ligas é HfC, TaC, NbC e TiC, enquanto a ordem de estabilidade termodinâmica é HfC, TiC, TaC, NbC [48]. No carboneto MC, o átomo M pode ser substituído por outro como (Ti, Nb)C, entretanto, os elementos menos reativos podem formar estes carbonetos. As mudanças de estabilidade citadas na ordem acima são devidas à substituição de Mo e W, porém, estas enfraquecem as ligações e levam a formação de outros tipos mais estáveis como $M_{23}C_6$ e M_6C, durante tratamentos térmicos e/ou em serviço. Para contrabalancear este efeito de degradação, são realizadas adições de Nb e Ta o que torna estes carbonetos mais estáveis [45]. O carboneto do tipo $M_{23}C_6$ forma-se em ligas de Ni de moderado a alto teor de Cr e se formam durante tratamentos térmicos ou em serviço, na faixa de temperatura entre 760°C e 980°C, a partir da degeneração de MC e do C residual na matriz e pode se formar nos contornos de grãos e, ao longo de bandas de maclas, falhas de empilhamento e na extremidade de maclas. O carboneto $M_{23}C_6$ possui uma estrutura cúbica complexa, contudo se os átomos de C forem removidos, pode aproximar-se de uma estrutura do tipo topologicamente fechada, nucleando-se sob partículas $M_{23}C_6$ [44].

Quando W e Mo estão presentes, a composição aproximada do $M_{23}C_6$ é $Cr_{21}(Mo,W)_2C_6$, contudo existe a possibilidade do Ni substituir o C [47]. As partículas de $M_{23}C_6$ influenciam fortemente as propriedades das ligas de Ni e a resistência à ruptura é aumentada pela presença de partículas discretas, através da inibição de escorregamento em contornos de grãos, o que pode iniciar fraturas pela de coesão da interface carboneto/matriz [47]. Em algumas ligas, a estrutura celular de $M_{23}C_6$ tem sido notada e pode causar falha prematura, que pode ser evitado através de um processamento apropriado e/ou tratamento térmico [45].

O carboneto do tipo M_6C tem uma estrutura cúbica complexa e forma-se quando o conteúdo de Mo e W é maior do que 6%-8% em peso, na faixa de temperatura entre 815ºC e 980°C. A formula típica para o M_6C é $(NiCo)_3Mo_3C$ e $(Ni,Co)_2W_4C$ e são formados quando o Mo ou W atuam como substitutos do Cr em outros carbonetos e sua composição pode variar bastante [45]. Em função do carboneto M_6C ser mais estável do que o $M_{23}C_6$, torna-se importante como precipitado em contornos de grãos, a fim de controlar o seu tamanho, durante o processamento de ligas trabalhadas [48].

O carboneto MC é a maior fonte de C na maioria das ligas a base de níquel abaixo de 980°C, porém, se decompõe lentamente, durante o tratamento térmico ou em serviço, liberando C para várias reações importantes [49].

A principal reação de carboneto em algumas ligas de Ni é em função da formação do $M_{23}C_6$ conforme a seguir [45]:

$MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ ou $(Ti,Mo)C + (Ni,Cr,Al,Ti) \rightarrow Cr_{21}Mo_2C_6 + Ni_3(Al,Ti)$ Equação I.4 [45]

O carboneto M_6C forma-se de uma forma similar ao $M_{23}C_6$:

$MC + \gamma \rightarrow M_6C + \gamma'$ Equação I.5 [45]

O M_6C e $M_{23}C_6$ podem interagir, formando um a partir do outro:

$M_6C + M' \rightarrow M_{23}C_6 + M''$ ou $Mo_3(Ni, Co)_3C + Cr \rightarrow Cr_{21}Mo_2C_6 \leftrightarrow (Ni,Co,Mo)$ Equação I.6 [45]

Algumas ligas de Ni podem ser tratadas termicamente para formarem inicialmente MC e M_6C e, após longo tempo de exposição a altas temperaturas, pode-se ter a conversão de M_6C para $M_{23}C_6$, que permite a precipitação de carbonetos em vários locais, geralmente nos contornos de grãos. A reação mais benéfica para aplicação de resistência a fluência é a formação do $M_{23}C_6$ mostrada na Equação I. 4. Em alguns casos a fase γ' gerada nesta reação, reveste os carbonetos e os contornos de grãos, tornando-se dúctil e resistente a fluência [45].

- Fases de arranjo topologicamente fechado (TCP).

As fases TCP são conhecidas como fases de arranjo topologicamente fechado e ocorrem em ligas de Ni que possuem uma composição química não controlada de forma apropriada e podem se formar durante o tratamento térmico e/ou em condições de operação.

As principais fases TCP são σ, μ, Laves e se formam como placas finas longas paralelas ou agulhas, em torno dos contornos de grãos de carbonetos, podendo diminuir a resistência mecânica e a ductilidade, além da mudança da composição química da matriz da liga pela remoção de elementos de liga, como o Cr, Mo, W, o que proporciona a diminuição do endurecimento por solução sólida [45]. Em altas temperaturas estes precipitados podem acarretar na formação de vazios que são potenciais iniciadores de fraturas [50].

A Figura I.20 mostra um diagrama da evolução microestrutural das ligas de Ni ao longo dos anos, onde as fases desejáveis estão acima do diagrama e as indesejáveis, na sua maioria fases TCP, identificadas abaixo do diagrama [48].

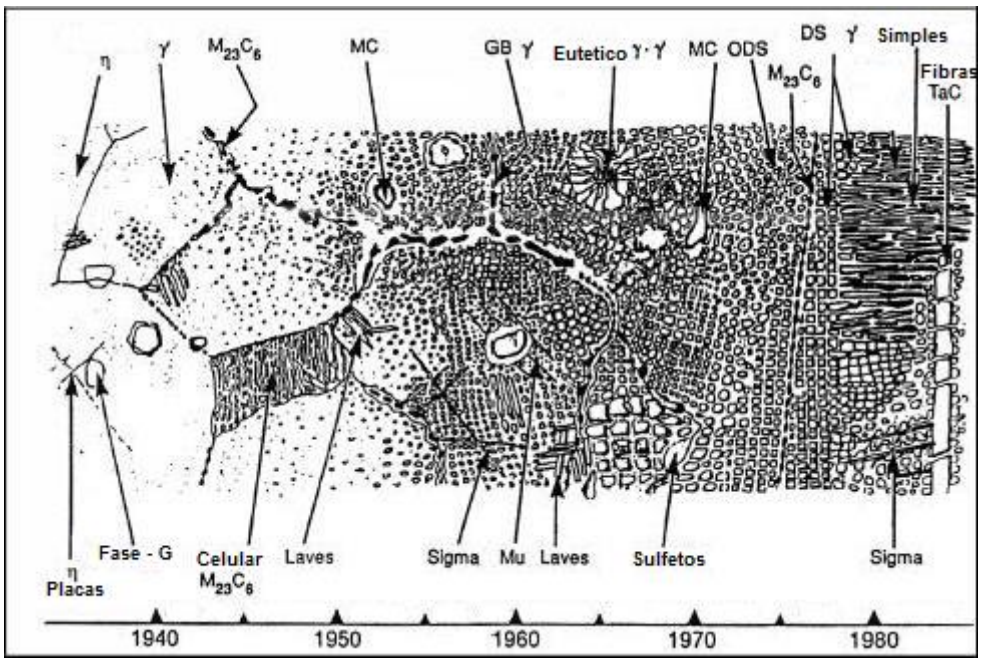


Figura I. 20. Evolução microestrutural das ligas de Ni [45].

- Fase Sigma (σ)

É uma fase tetragonal intermetálica que apresenta altos valores de dureza e composição e morfologias variadas, sendo algumas prejudiciais às propriedades das ligas de Ni. Apresentam-se na forma de placas ou em contornos de grãos, sendo que da primeira forma pode levar a formação de trincas e, em contra partida, quando assume a forma de precipitados globulares intragranulares, aumenta a resistência à fluência [45]. Em função da grande variedade de composição química, a sua identificação é difícil por ataque e a melhor técnica é a por difração de raios-x de extração de resíduos. A sua fórmula básica é (Fe, Mo)x (Ni, Co)y, onde os valores de x e y, variam de 1 até 7 [45].

Em baixas temperaturas, a presença da fase σ pode tornar o material frágil, embora o escoamento não seja afetado. Em altas temperaturas, pode haver a formação desta fase é esta torna-se prejudicial em função da perda de elementos de liga da matriz, provocando uma diminuição da resistência à corrosão, além da possibilidade de uma fratura preferencial ao longo das placas desta fase [45].

- Fase Laves

Esta fase se caracteriza possui uma estrutura cristalina do tipo $MgZn_2$ intermetálica com composição tipo A_2B, onde podem ser incluídos também os tipos Fe_2Ti, Fe_2Nb e Fe_2Mo. Sua fórmula básica $(Fe,Cr,Mn,Si)_2(Mo,Ti,Nb)$ e provocam a perda de ductilidade da liga em baixas temperaturas. Se apresentam geralmente, em ligas à base de Fe-Ni como partículas grosseiras

intergranulares, porém, precipitados intragranulares podem ocorrer, onde elementos como o Si e Nb promovem a sua formação [45].

- Fase μ (Mu)

É uma fase romboédrica intermetálica, com estrutura do tipo W_6Fe_7 e. geralmente, tem pouca influência sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, além de se precipitar de forma grosseira e irregular na forma de placas de Widmanstatten. Sua fórmula geral é (Fe, Co)$(MoW)_6$, onde o Ni pode substituir parte do Fe ou Co [47].

A composição química da liga INCONEL 625 na forma de uma liga trabalhada mecanicamente (N-06625) e como consumível de soldagem (ER-NiCrMo-3) é apresentada na Tabela I. 7.

Tabela I. 7. Composição química do INCONEL 625 trabalhado e consumível de soldagem [45].

Liga	C	Fe	Mn	Si	Ni (min)	Al	Ti	Cr	Nb	Mo
UNS N 06625	0.05	2.5	0.1	0.5	61.0	0.2	0.2	21.5	3.6	9.0
ER NiCrMo-3 (Fita)	0.015		0.1	0.1	58.0		0.23	22.0	3.6	9.0

- Valores em % (peso)

Quanto à contribuição dos elementos de liga, pode se afirmar que o Cr e Mo são os principais responsáveis para melhorar as resistências mecânicas e de corrosão, enquanto que a adição de Nb melhora a resistência à fluência e a adição de Al e Ti aumentam a estabilidade térmica [49].

A microestrutura típica da liga INCONEL 625 não possui qualquer fase do tipo TCP na condição recozida, somente são observadas após soldagem, quando podem aparecer na microestrutura da soldagem como resultado de uma condição de solidificação metaestável ou depois de prolongada exposição em elevada temperatura [50].

A solidificação desta liga ocorre com variações dos elementos C, Si e Nb, onde alguns resultados mostraram a presença de constituintes interdendriticos eutéticos do tipo γ/MC (NbC), γ/Laves e γ/M_6C [51]. Quando o C é baixo e nenhum Si é adicionado, poucos constituintes são notados e a fase predominante é γ/Laves. Porém, com teores de C mais altos sem a presença de Si, o constituinte γ/MC(NbC) é favorecido, eliminando a formação do constituinte γ/Laves. Com adições de Si e C mais baixos, são favorecidos os constituintes γ/Laves e γ/M_6C. Quando ambos constituintes foram adicionados, os constituintes formados foram γ/MC(NbC) e γ/Laves [45]. Quando o Si está presente, segrega na fase Laves e M_6C e quando nenhum Si é encontrado no carboneto NbC, todas as pequenas fases enriquecem com Nb e perdem Ni [45].

Na liga INCONEL 625 a precipitação de fases intermetálicas e carbonetos ocorrem, quando esta é envelhecida na faixa de temperatura entre 550°C e 750 °C [51, 52, 53].

A precipitação de fases em altas temperaturas nas ligas INCONEL 625 pode ser prevista com a utilização de diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Transformção), conforme pode ser observado na Figura I. 21 [45]. Os carbonetos precipitam primeiro nas ligas de níquel, porque a cinética é controlada pela difusão de C, enquanto que para formação de intermetálicos se requer a difusão de elementos substitucionais [53].

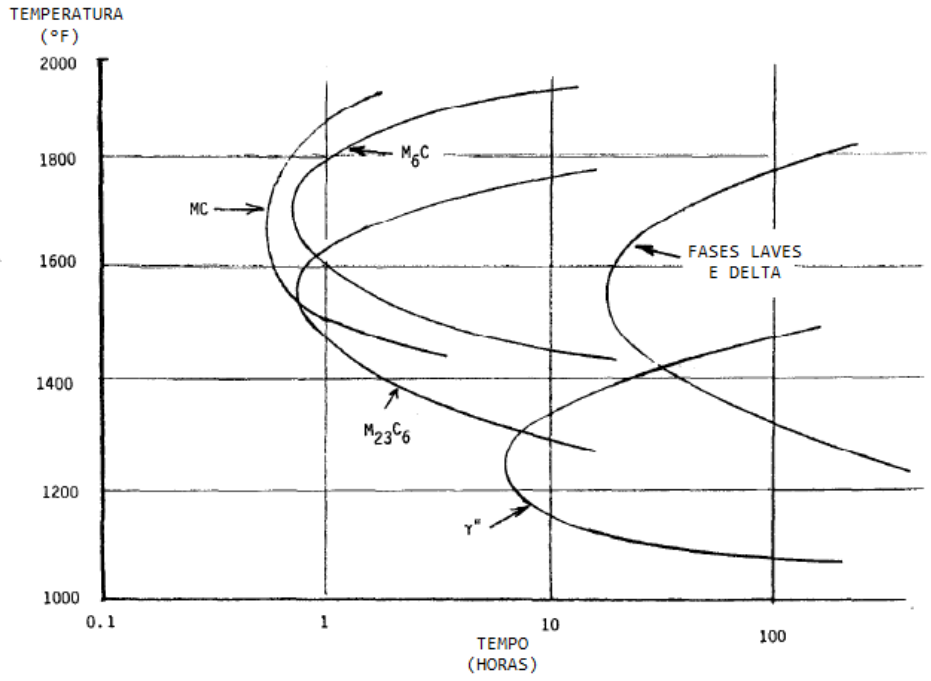


Figura I. 21. Diagramas TTT de segundas fases em alta temperatura no INCONEL 625 [45].

Na liga INCONEL 625, o diagrama TTT pode mudar com o teor de Nb e esta diferença é creditada a variação da composição química entre os materiais [51].

Outra variável química que merece ser mencionada é o nível de elementos aprisionados no material, como S, P, O, pois em elevadas temperaturas, estes elementos penetram no reticulado e não segregam muito nos contornos de grãos. Porém, na temperatura próxima de 300 °C, estes elementos tendem a segregar, podendo causar fragilização. Deve ser notado que a exposição prolongada a altas temperaturas poderá levar a formação de segundas fases, porém, sem remover estes elementos dos contornos de grãos. A fim de conseguir minimizar este problema, deve ser reduzida a presença destes, através das práticas de fundição [45].

A liga INCONEL 625 na forma de consumível de soldagem é mais sensível do que o metal trabalhado, como por exemplo, chapa laminada. Quanto a mudanças microestruturais provocadas pela exposição a altas temperaturas, conforme pode ser observado na Figura I. 22, onde é mostrada uma curva de formação da fase δ em um material trabalhado de liga

INCONEL 625 e um depósito de solda, observa-se na curva de formação da fase δ para o depósito de solda é deslocada para esquerda, que é resultado da segregação de elementos de liga na estrutura fundida da solda e a formação de carbonetos e fases intermetálicas no estágio final de solidificação. O aumento da tenacidade de soldas é obtido com uso de consumíveis de baixo teor de Si e Fe [51, 52, 53].

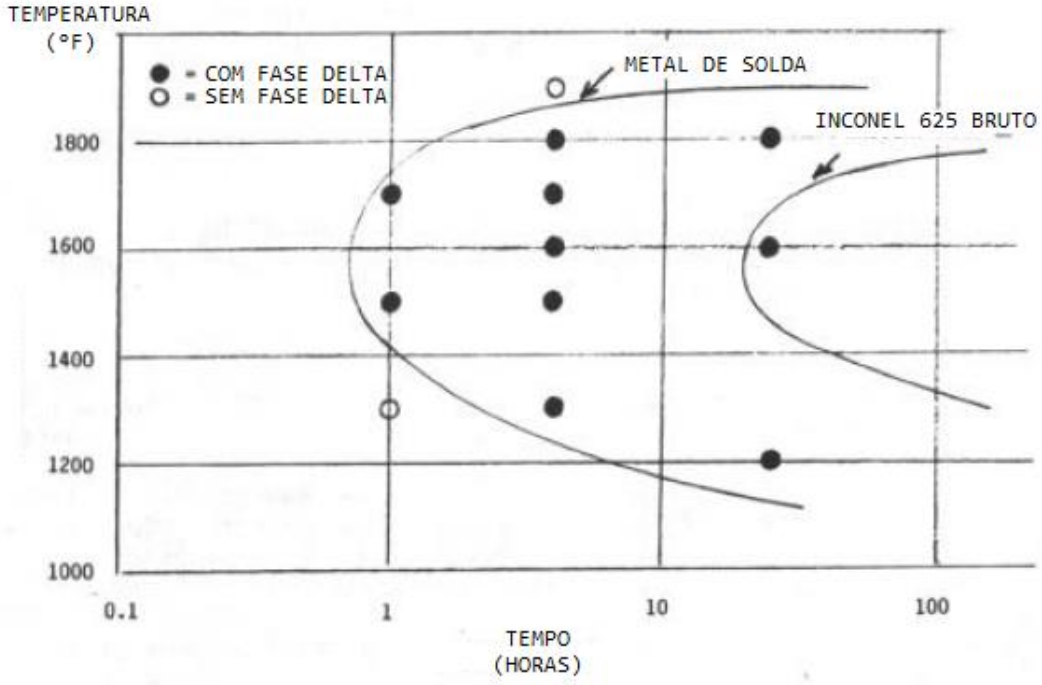


Figura I. 22. Diagramas TTT da liga INCONEL 625 para um depósito de solda e uma liga trabalhada [45].

I. 4.3. Soldabilidade

Os procedimentos de soldagem das ligas de Ni são similares aos utilizados para os aços inoxidáveis austeníticos, exceto pelo fato de que o metal da poça de fusão ter menos fluidez, o que requer maiores cuidados na deposição do metal de solda. O coeficiente de dilatação é aproximadamente igual ao do aço carbono, sendo então, mais favorável que os aços inoxidáveis austeníticos [53].

A soldabilidade das ligas de níquel é sensível a elementos residuais como S, P, Zr, B, P e Bi e, sendo estes elementos praticamente insolúveis nestas ligas, estes podem levar a formação de reações eutéticas, podendo acarretar em trincas a quente, durante a solidificação das soldas. O elemento Mg é adicionado em pequenas quantidades nos produtos trabalhados e consumíveis de soldagem, a fim de inibir os efeitos indesejáveis do S [53].

Na soldagem da liga INCONEL 625 podem ser utilizados todos os processos de soldagem com ou sem a utilização de arco elétrico e, pode-se destacar como principais limitações na soldagem desta liga, o uso de elevados aportes térmicos, pois podem produzir uma excessiva precipitação de carbonetos ou outros fenômenos metalúrgicos prejudiciais que, algumas vezes, podem levar a formação de trincas ou perda de resistência à corrosão [54]. Além disso, esta liga pode ser utilizada como revestimento aplicado por processo de soldagem sobre chapas de aço carbono, aços ligas e outros materiais de base menos nobres.

O processo de solidificação que ocorre na soldagem de um revestimento com INCONEL 625 sobre aço carbono, apresenta a austenita como a primeira fase a solidificar e, do líquido remanescente, surge a fase Laves na forma de eutético com a fase austenita, enquanto que as demais fases secundárias e microsegregações são similares as que ocorrem em outras ligas de Ni a base de Nb [54].

Uma análise que deve ser vista na soldagem dissimilar entre materiais que apresentam uma grande diferença de composição química é o transporte de elementos de liga que pode ocorrer na interface entre o revestimento e o MB, tal como a precipitação de carbonetos e a presença de fases intermetálicas, que podem ocorrer em função dos tratamentos térmicos que podem preceder ou seguir o processo de revestimento [45]. Após TTPS em uma amostra de aço carbono com deposição de INCONEL 625 por processo de soldagem, observou-se a presença de grãos alterados para o material depositado e tratados termicamente e uma estreita zona martensítica não temperada é formada quase que continuamente ao longo da zona de interface, que tem a mesma direção da solda austenítica adjacente e as fases encontradas são os carbonetos em contornos de grãos do tipo $M_{23}C_6$ de composição estimada $(Fe_{0,54}Cr_{0,41}Ni_{0,03}Mo_{0,02})_{23}C_6$ entre a martensita e ferrita. Neste tipo de soldagem observa-se que a solubilidade do C na região da interface é alta, além de existir uma diluição do Fe para a solda em distâncias superiores a 1,0 mm [54].

A microestrutura de depósitos aplicados com INCONEL 625 pode apresentar grãos colunares com precipitados nos contornos e no interior dos grãos e que, enquanto a concentração de Ni permanece uniforme ao longo do depósito, a concentração de Nb e Mo é maior nos contornos de grãos. Os precipitados geralmente encontrados tem uma constituição do tipo M_6C ou carbonetos NbC. [54]. Durante a deposição do revestimento sobre o aço carbono, parte da ferrita da ZTA do metal de base é reaustenitizada e a solubilidade do C nesta austenita primária é alta. Com o resfriamento da solda até a temperatura ambiente e um tratamento térmico subsequente de revenimento, em torno de 600 °C, uma pequena região da interface do aço é transformada para austenita ou austenita + $M_{23}C_6$, que ocorre em função da baixa temperatura A1 que é estimada, em função da composição química da região com uma austenita na interface contendo 10-15% em peso de Ni e 3-5% em peso de Cr [54].

Em função da interface entre o depósito com a liga INCONEL 625 e o MB em aço carbono poder apresentar uma estrutura martensítica não revenida frágil, esta pode afetar as propriedades mecânicas e resistência a fragilização por hidrogênio. Sendo assim, para minimizar este problema, seria efetuar um segundo tratamento térmico para melhorar a estrutura na região da interface ou alterar a temperatura de tratamento térmico utilizada [54]. Esta fragilização acarreta em uma queda na tenacidade devido à presença de descarbonetação, formação de ferrita e crescimento de grão na ZTA. Além disso, pode citar que no tratamento térmico pós-soldagem, ocorre uma difusão do C da ZTA para uma região estreita de diluição do lado da liga INCONEL 625.

Geralmente, em deposição de ligas de níquel sobre um material em aço carbono, as durezas encontradas nesta região são elevadas e, provavelmente, se deve a formação de martensita virgem com alto de C. A composição local reflete que tanto A1 como Ms levam à formação da martensita virgem e também austenita retida, formada no resfriamento após revenimento. A Figura I. 23 mostra a micrografia antes e após a execução do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), onde nota-se que após este tratamento térmico, existe uma região descarbonetada, representada por áreas esbranquiçadas e as impressões do ensaio de dureza perto da interface são menores, evidenciando uma dureza maior. Esta martensita virgem se localiza na interface e evidencia uma susceptibilidade a fratura frágil [54].

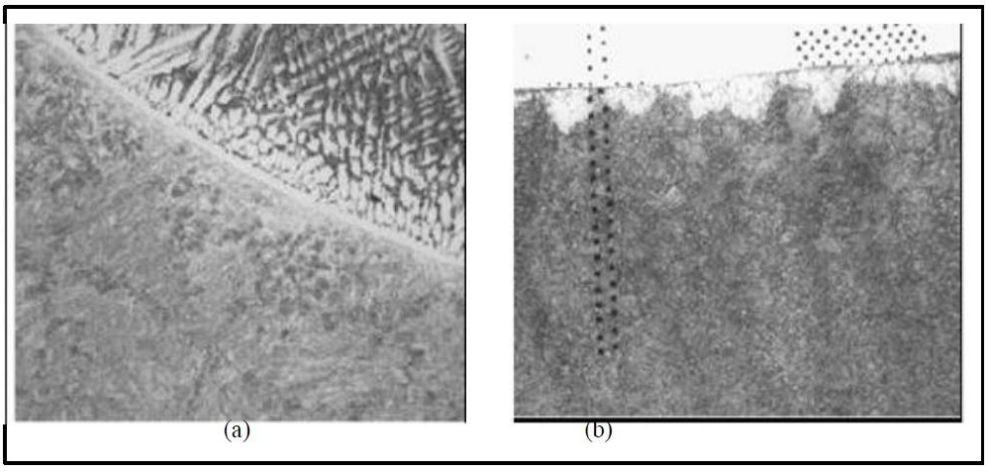


Figura I. 23. (a) Solda entre aço 8630 e liga de INCONEL 625 mostrando a interface, martensita na região de grão grosseiros (500X), (b) após TTPS 690 °C percebe-se a descarbonetação na região de grãos grosseiros e formação de ferrita (190x) [45]

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares α-γ é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita. Estas regiões

possuem composições químicas intermediárias entre a do revestimento e do metal de base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição [54] .

Os revestimentos metálicos com a liga INCONEL 625 aquecidas em altas temperaturas por poucas horas poderiam propiciar a precipitação de carbonetos na camada depositada [54]. O teor de C nos consumíveis da liga INCONEL 625 é muito baixo, mais a quantidade de C difundido do metal de base irá depender do número de camadas e do aporte térmico utilizado no procedimento de soldagem. Normalmente, a camada mais externa do revestimento tem a composição química muito próxima a do consumível e então, o teor de C será muito baixo. Como consequência, a fração de volume dos carbonetos formados é baixa e existe pouco impacto sobre os teores dos elementos Cr e Mo próximo da superfície, o qual está controlando as propriedades de corrosão do revestimento.

A interface entre o depósito austenítico e o ferrítico é muito complexa, pois dependendo da composição química dos materiais a serem soldados, faixas de microestrutura podem ser formada na zona diluída e existe a possibilidade de formação de martensita dura, por uma larga extensão é ditada pelo teor de C difundido do metal de base [54]. A extensão da martensita varia de acordo com a composição química do aço utilizado, mas as características similares foram encontradas em todas as amostras, desprezando o metal de base, o consumível ou processo de soldagem. Os tratamentos térmicos após a soldagem podem resultar em alguma descarbonetação na ZTA do metal de base, dando uma suavizada na zona adjacente a linha de fusão, onde o valor de dureza de parte da zona fundida cai em função da precipitação de carbonetos oriundo do carbono enriquecido da martensita. Entretanto, em areas longe da linha de fusão indo para o metal de base, a dureza é aumentada a valores altos. Então o TTPS ou temperaturas de revenimento não é garantia de redução dos valores de dureza, em função do aparecimento de alguns carbonetos, algum C difundido do metal de solda e durante o resfriamento, pode vir da martensita não revenida [54].

Em revestimentos metálicos aplicados com a liga INCONEL 625 geralmente detecta-se uma zona carbonetada com formação de martensita dentro da linha de fusão, mas somente se extendendo por uma distância menor do que a largura do revestimento com aço inoxidável [45]. O tratamento térmico pós-soldagem resulta em alguma formação de carbonetos, mas geralmente não forma uma faixa continua, mesmo em longos tempos de tratamento térmico, pois este não remove a zona com altas durezas, mas como no aço inoxidável, somente altera a localização. Estas zonas de altas durezas podem estar presentes na ZTA de muitos revestimentos por soldagem e também na ZTA de depósitos de aço inoxidável austenítico sobre aços ferríticos, como em soldas de revestimentos [54].

Frequentemente, requisitos de diluição bastantes severos são especificados o qual demanda que duas camadas ou mais sejam depositadas. Um típico exemplo é um percentual máximo de 5% em depósitos de liga INCONEL 625. (percentual de Fe em fundidos da liga 625,

5% e no consumível de 1-3%). Isto pode ser necessário em algumas aplicações, mas para muitos campos de petróleo (água salgada, salmoura aerada e desaerada, fluidos corrosivos contendo CO_2 e H_2S) isto torna-se uma restrição desnecessária.

Dados colhidos em testes sobre a influência do Fe no comportamento sobre a resistência à corrosão do INCONEL 625 em revestimentos para operação com água salgada e em $CuCl_2$, mostrou muito pouco efeito com a diluição do Fe a valores até 20% e nenhuma fase rica em Fe foi detectada, mesmo com 20% Fe [54].

Sendo assim, em vez de especificar um teor máximo de Fe, seria melhor especificar níveis mínimos dos elementos de liga, os quais conferem resistência à corrosão, como Cr e Mo. Entretanto, tal prática é raramente seguida.

Outra prática similar, a qual balanceia o requisito de controle de Fe com a necessidade de assegurar boa fusão do revestimento ao metal de base, é especificar 10 % de teor máximo de Fe em revestimentos de INCONEL 625. Este valor raramente causa preocupação por pelo fabricante e assegura que não ocorreu excessivo aporte térmico e diluição da liga [45].

Capítulo II – Materiais e Métodos

II. 1. Materiais

Neste trabalho foram utilizados os seguintes materiais, conforme descritos e detalhados nos itens abaixo.

II. 1.1. Metal de Base

Como metal de base para a confecção dos corpos-de-prova foram utilizadas chapas de aço carbono ASTM A 516, grau 70, com dimensões de 50 mm de espessura por 400 mm de largura e comprimento. A Tabela II. 1 apresenta a composição química do metal de base.

Tabela II. 1. Composição Química do Metal de Base

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
(% em peso)	0,23	0,24	1,11	0,016	0,01	0,02	0,02	0,01	0,002

II. 1.2. Materiais de Adição

Como materiais de adição foram utilizados os consumíveis de soldagem (fitas e fluxos), conforme características descritas abaixo:

- Para os revestimentos aplicados com a liga correspondente ao aço inoxidável super austenítico AISI 904L, foram utilizadas as fitas classificadas de acordo com a norma AWS 20.25.5 LCu (ASME II C SFA 5.9:EQ 385) e fluxo RECORD EST 904 Mo 1 (ASME II C (E) SFA FB 2 CrNiMoCu).
- Para os revestimentos aplicados com a liga correspondente aà liga de níquel INCONEL 625, foram utilizadas as fitas classificadas de acordo com a norma AWS EQNiCrMo-3 (ASME SFA 5.14:EQ NiCrMo-3) e fluxo RECORD EST 201(ASME II C SFA FB 2).
- Para ambos os revestimentos, foram utilizadas fitas com dimensões de 0.5 mm de espessura e 60 mm de largura.

A Tabela II. 2 mostra as composições químicas das fitas com os seus respectivos fluxos correspondentes às ligas em estudo.

Tabela II. 2. Composição química típica das fitas + fluxos utilizados nos revestimentos [9, 10]

Consumíveis	**Composição Química (% em peso)**									
AWS 0.25.5LCu (AISI 904L) + RECORD EST 904 Mo-1	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Fe	Cu	Ti
	0,01	1,0	0,2	20,2	25,0	6,1	0,05	46,1	1,3	----
AWS EQNiCrMo (INCONEL 625) + RECORD EST 201	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe	Cu	Ti
	0,03	0,3	0,4	19,5	65,7	8,0	2,8	3,0	0,02	0.23

II. 2. Procedimentos de Soldagem.

O procedimento de soldagem utilizado para a aplicação dos revestimentos em estudo sobre as chapas de aço carbono ASTM-A-516 grau 70, utilizou o processo de soldagem eletroescória por fita, com uma camada depositada, onde foram utilizados os consumíveis conforme listado na Tabela II. 2. A deposição dos revestimentos sobre os substratos foi realizada na posição plana de soldagem 1G, de acordo com a norma ASME IX [55].

Para a aplicação dos depósitos com as ligas em estudo, foi utilizado o conjunto formado por duas fontes de soldagem Power Wave AC/DC 1000 SD, fabricante Lincoln Electric, 1000A cada um, modelo MAXas 10, com kit original de paralelismo, com cabeçote Soudokay refrigerado, para fitas até 60 mm de largura, conforme mostrado na Figura II.1.

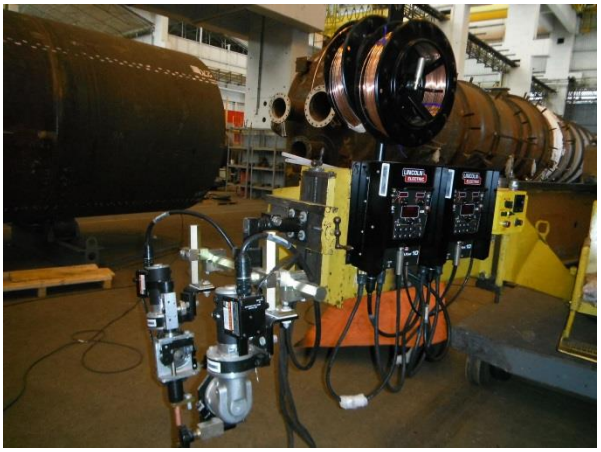


Figura II. 1. Sistema de soldagem utilizado para a deposição dos revestimentos

Os revestimentos foram produzidos através da deposição de cordões de solda dispostos lado a lado, conforme apresentado esquematicamente na Figura II. 2. Estudos preliminares mostraram que a distância ótima entre o centro dos cordões de solda para proporcionar uma sobreposição adequada foi de 2/3 da largura do primeiro cordão de solda depositado.

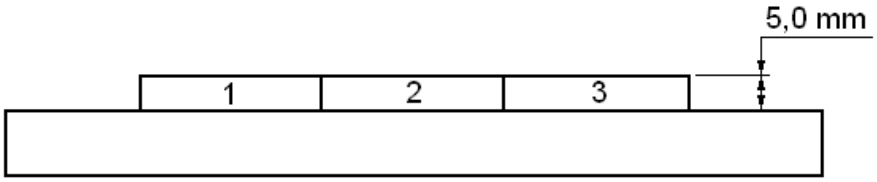


Figura II. 2. Detalhe esquemático da deposição dos cordões de solda.

A Tabela II. 3 mostra os parâmetros de soldagem utilizados na deposição dos revestimentos sobre os corpos-de-prova em aço carbono.

Tabela II. 3. Principais parâmetros de soldagem utilizados na aplicação dos revestimentos.

Dimensões (mm)	**Tensão (V)**	**Corrente Polaridade**	**Intensidade (A)**	**HI (kJ/mm)**
0,5 x 60	28	CC+	1250	11,7

II. 3. Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos de acordo com os parâmetros mostrados na Tabela II.4, sendo estas condições comparadas à condição de como soldado.

Tabela II. 4. Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões utilizado.

Temperatura (^{0}C)	**Tempo (min)**	**Ciclos**	**Tx de aquecim. (^{0}C/h)**	**Tx de resfriamento (^{0}C/h)**
620 a 640	210	3	50	60

II. 4. Ensaios Mecânicos.

II. 4.1. Ensaio de Dobramento.

Foram realizados ensaios de dobramento nos corpos-de-prova confeccionados a partir das amostras constituídas de metal de base em aço carbono, revestido com as ligas em estudo, a fim de fornecer uma indicação qualitativa da ductilidade dos materiais citados.

Os corpos-de-prova utilizados na realização dos testes de dobramento possuem as seguintes dimensões:

- comprimento: 150 mm
- largura: 150 mm
- espessura: 50,8 mm + 3 mm do revestimento.

O ensaio consistiu em dobrar os corpos-de-prova de eixo retilíneo e seção retangular, onde o mesmo é assentado em dois apoios afastados a uma distância especifica, de acordo com o tamanho do corpo de prova, por intermédio de um cutelo, que aplica um esforço de flexão no centro do corpo de prova até que se atingiu o ângulo de dobramento especificado, conforme apresentado na Figura II. 3.



Figura II. 3. Ensaios de dobramento guiado, com ângulo de 180 º [1]

Este ensaio classifica-se como localizado e orientado, fornecendo assim, uma indicação da ductilidade em qualquer região desejada do material.

Para a preparação dos corpos-de-prova utilizou-se a norma ASME IX QW 462.5 (d) [55] e o critério de aceitação seguido foi o preconizado pela norma ASME IX QW 163.

Os testes de dobramento em três pontos, com ângulo de dobramento de até 180°, não mostraram trincas nas duas condições analisadas para os revestimentos em estudo, indicando que as condições de soldagem aplicadas para a realização dos revestimentos proporcionaram boas propriedades mecânicas aos depósitos.

O ângulo de dobramento utilizado nos ensaios foi o de 180º, quando atingido examinou-se através de exame visual, uma zona tracionada dos corpos-de-prova, onde não se observou

a presença de trincas nem qualquer descolamento dos revestimentos e, sendo assim, todos os ensaios foram considerados aprovados.

Foram realizados ensaios de dobramento lateral, conforme ASME IX, sendo utilizados 4 corpos-de-prova para cada condição de análise, retirados perpendicularmente a direção do revestimento depositado, conforme mostra a Figura II.4.

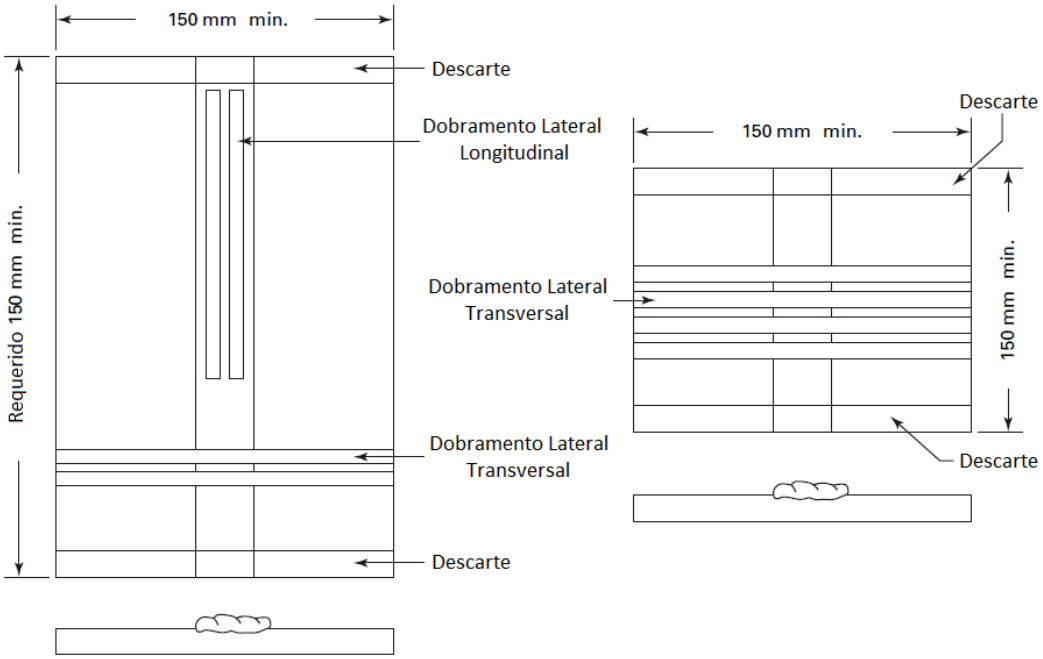


Figura II. 4. Desenho esquemático para a retirada dos corpos-de-prova para os ensaios de dobramento conforme a norma ASME IX [55].

Para realização dos ensaios de dobramento, foi utilizada uma máquina universal com acionamento servo-hidráulico, marca KRATOS, modelo ECC 50, série 5506, com diâmetro de cutelo de 40,0 mm, ângulo de dobramento de 180°.

II. 4.2. Ensaio de Microdureza.

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers à temperatura ambiente, com aplicação de carga de 500 gf (HV 0.5) por 20 segundos para cada uma das amostras em estudo, onde foi realizada uma varredura de medições com intervalos em média de 0,2 mm, verticalmente, ao longo do metal depositado até o metal de base, passando pela ZTA e de interface, conforme mostrado esquematicamente na Figura II. 5.

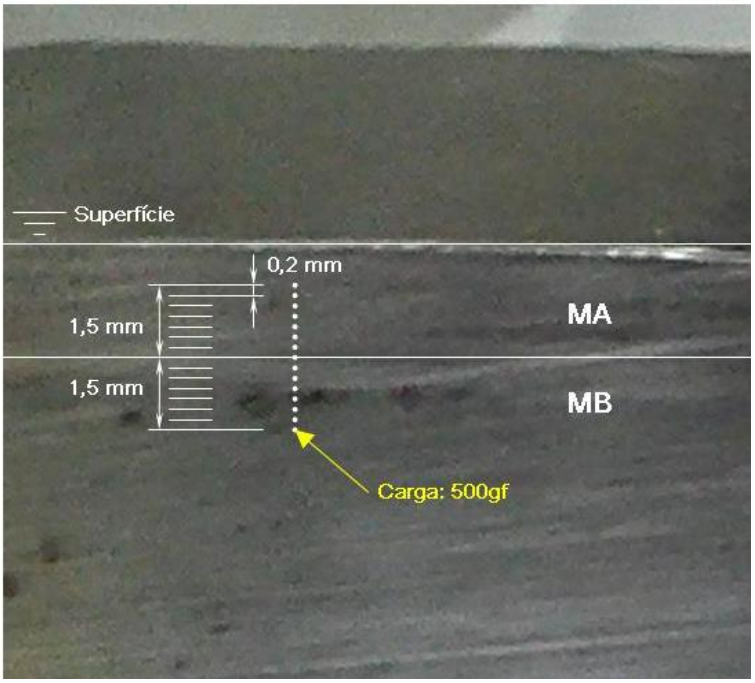


Figura II. 5. Detalhe esquemático das medições de microdureza.

Os perfis de dureza foram levantados com um durômetro da marca Wilson Instruments, modelo 422MVD, utilizando um penetrador Vickers e pirâmide de diamante de 136º.

II. 5. Ensaios Metalográficos.

Foram realizadas análises metalográficas das diversas regiões dos revestimentos depositados, consistindo de microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Empregou-se ainda a técnica de EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) para realizar uma análise do perfil de composição química, desde o metal de base até os revestimentos em estudo, passando pela zona de interface.

As amostras foram preparadas para o exame metalográfico através do lixamento com lixas metalográficas de granulometria de 100, 220, 320, 400 e 600 e polidas por feltros com pasta de diamante com granulometria de 6, 3 e 1 μm.

O reagente utilizado para o polimento eletrolítico foi o ácido perclórico, com voltagem de 30 V durante 20 s, enquanto que o ataque foi realizado com ácido oxálico 10% (AISI 904L) e água régia (INCONEL 625), com tensão de 4V em um tempo de 20 s. Para a revelação da microestrutura do metal de base, o reagente utilizado foi o Nital 3%.

Para a realização das análises micrográficas foram utilizados um microscópico ótico da marca Olympus BX60M e um microscópico eletrônico de varredura marca CamScan 3200 LV.

Neste trabalho foram analisadas, através das técnicas descritas nos parágrafos anteriores, as regiões específicas do metal de base, dos revestimentos em estudo e as zonas

de interface entre os depósitos (AISI 904L/INCONEL 625) e o substrato, no intuito de analisar as microestruturas formadas, as fases presentes, precipitados (carbonetos e fases secundárias), bem como o efeito da diluição na composição química dos revestimentos.

II. 6. Análises Químicas

As análises químicas foram realizadas com amostras sólidas revestidas com as ligas em estudo, no espectrômetro de emissão ótica, marca ARL 3460 Metals Analyzer, localizado no Laboratório Metalúrgico da Sulzer Brasil, com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes nos revestimentos depositados.

Conforme a metodologia para ensaio de análise química deste laboratório foi realizada três análises e definida a média, que foi considerada como composição final dos revestimentos aplicados.

As análises químicas foram realizadas nas cotas de 3,0 mm, 5,0 mm e 7,0 mm a partir da linha de fusão, conforme mostrado esquematicamente na Figura II. 6, a fim de conferir as propriedades de resistência à corrosão e a diluição dos revestimentos em questão.

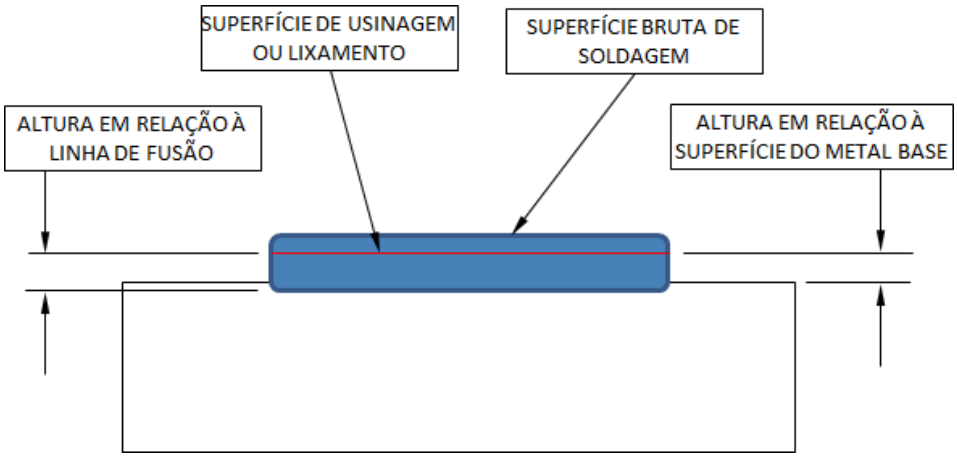


Figura II. 6. Orientações para realização das análises químicas dos revestimentos

II. 7. Ensaios de Corrosão.

No intuito de se avaliar a resistência à corrosão por pite das ligas em estudo, foram realizados ensaios de corrosão conforme o método de ensaio preconizado pela norma ASTM G48, Método A [56] no Laboratório PROAQT em Osasco, São Paulo. Os ensaios foram realizados por um período de 24 horas, em uma temperatura controlada de 40ºC ± 1ºC, nas amostras com dimensões de 50,5 mm de comprimento, 25 mm de largura e 3,0 mm de espessura. A norma ASTM G48 descreve procedimentos para análise direta de resistência à

corrosão por pite e corrosão intersticial de aços inoxidáveis pela imersão em cloreto férrico. O método A da especificação da referida norma estabelece um procedimento de imersão da amostra em uma solução ácida, oxidante, de tricloreto de ferro, durante 24 horas para o caso do presente trabalho, com auxílio de um suporte de vidro a temperaturas 40 ºC; no final do ensaio a amostra deve ser observada para identificação de eventual ataque localizado e determinação da perda de massa com uma precisão não inferior a 0,001 g, após lavagem em água corrente e escovagem com uma escova de fibras poliméricas; a perda de massa permite o cálculo da taxa de corrosão. Além disso, a realização destes ensaios teve o objetivo de verificar o impacto do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) feito nas amostras após soldagem, sobre a resistência à corrosão por pite, em relação às amostras na condição de como soldada (CS).

CAPÍTULO III – Resultados e Discussão

III. 1. Introdução

Este capítulo apresenta os resultados e as análises das propriedades mecânicas e microestruturais, através dos ensaios realizados com os corpos-de-prova obtidos a partir da deposição dos consumíveis de soldagem (fitas), conforme as normas AWS 20.25.5 LCu (AISI 904L) e AWS ERNiCrMo3 (INCONEL 625), depositados pelo processo de soldagem eletroescória (ESW), sobre o metal de base em aço carbono ASTM A 516, grau 70, nas condições de como soldado (CS) e depois da aplicação de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), que no presente trabalho foi o alívio de tensões (TTAT).

A soldagem de revestimentos de materiais dissimilares resulta na formação de, no mínimo, três importantes regiões de interesse, que são:

a) zona fundida (ZF) ou o revestimento propriamente dito;

b) zona de interface ou de transição (ZI) entre o revestimento e o MB; e

c) zona termicamente afetada (ZTA) do lado do MB.

Cada uma destas regiões apresenta alterações metalúrgicas específicas e comportamentos distintos para ambas as condições analisadas.

No presente trabalho são detalhados os principais aspectos metalúrgicos relacionados, principalmente, às duas primeiras regiões citadas, a zona fundida (ZF) e a de interface (ZI) entre as ligas depositadas (AISI 904L/INCONEL 625) e o MB, através dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos e microestruturais que estão apresentados a seguir.

III. 2. Ensaios Mecânicos.

III. 2.1. Ensaios de Dobramento.

Através dos resultados obtidos foi possível avaliar qualitativamente o comportamento dos revestimentos aplicados com as ligas em estudo, nas condições CS e TTPS, onde os corpos-de-prova foram dobrados a 180°, sem apresentarem qualquer defeito ou descontinuidade, tais como microtrincas superficiais, desplacamento, etc, o que demonstrou que a aplicação dos revestimentos com as referidas ligas, através do processo de soldagem ESW sobre uma superfície em aço carbono, promoveu uma excelente ligação metalúrgica entre os materiais envolvidos, conforme apresentado na Figura III. 1.

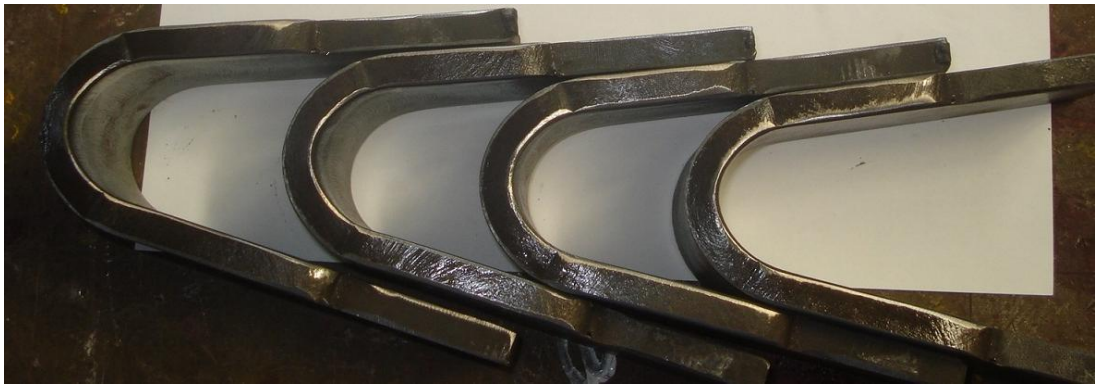


Figura III. 1. Corpos-de-prova de dobramento após a realização dos ensaios.

Baseado nos critérios de avaliação preconizados pela norma Petrobras N 2568 [57] mostrados na Tabela III. 1, todos os revestimentos foram enquadrados na condição ideal, pois não apresentaram trincas ou microtrincas superficiais, o que indica qualitativamente, uma boa ductilidade, permitindo a indicação de que o processo e os parâmetros de soldagem utilizados estão apropriados para a aplicação dos revestimentos em estudo.

Tabela III. 1. Critérios de avaliação dos ensaios de dobramento [70].

Condição	**Aparência da Superfície**
Ideal	Sem microtrincas ou microtrincas superficiais
Marginal	Contém microtrincas sem desgarramento ou desplacamento da camada.
Rejeitada	Contém trincas e fendas com desgarramento ou desplacamento da camada.

III. 2.2. Ensaios de Microdureza.

As Tabelas III. 2 e III. 4 e a Figura III.3 apresentam os resultados dos perfis de microdureza medidos desde cada revestimento em estudo até o metal de base, passando pela zona de interface ou de transição, nas condições CS e TTPS.

De acordo com a Tabela III. 2, o revestimento em AISI 904L na condição CS, apresentou valores superiores aos da amostra TTPS, enquanto que na zona de interface nesta mesma amostra, verificou-se um aumento moderado de microdureza em relação ao revestimento, o que pode ser atribuído à formação de uma estrutura martensítica de baixo carbono [15]. Porém, após o tratamento térmico de alívio de tensões o valor medido na zona de interface aumentou significativamente, o que provavelmente está associado a uma possível

formação precipitados (carbonetos e/ou fases secundárias) nesta região [15, 16], apesar dos valores de microdureza obtidos no presente trabalho terem sido bem abaixo do normalmente encontrados no caso de aplicação de revestimentos com estas mesmas ligas aplicadas pelo processo de soldagem FCAW, que ficaram em torno de 400 HV [14]. À medida que as medições se afastaram da linha de fusão em direção ao MB os valores se apresentaram superiores na condição CS em relação à TTPS, em função do resultado da migração do carbono desta região para a zona de interface [15, 16].

No caso de formação de martensita, os seus valores de dureza seriam fortemente dependentes do teor localizado de carbono, embora o percentual deste elemento na composição química do consumível de soldagem utilizado tenha sido muito baixo (em torno de 0.01%), mas algum carbono pode ter migrado do metal de base para a zona de interface [15].

A fim de reforçar a hipótese apresentada anteriormente, pode-se verificar na Figura III. 2 e na Tabela III.3, que o teor de carbono apresentado próximo à linha de fusão (0.5 mm) se encontra com valores bem acima dos encontrados no consumível utilizado e no revestimento nas cotas de 3,0 mm, 5,0 mm e 7,0 mm (Tab. III.3), o que significa que a região de transição possui teores de carbono superiores, o que pode explicar a questão dos altos valores de microdureza encontrados nesta região, na condição TTPS.

A distribuição dos valores de microdureza das amostras com revestimento em AISI 904L revela que após TTPS, os valores aumentam na zona de interface de 232 HV na condição CS para 267 HV, conforme mostrado na Tabela III. 2.

Diante do exposto no parágrafo anterior, nota-se que embora o TTPS faça um revenimento da martensita que pode ter sido formada, os valores de microdureza são maiores do que na condição CS, que ocorre em função da difusão do carbono do metal de base para a interface, durante o tempo de TTPS. O carbono então, se combina com o Cr presente na zona de interface e para as ligas que contem teores significativos de Nb, como no caso do INCONEL 625, se difundem do revestimento para a zona de interface, pois estes elementos possuem afinidade com o carbono, migrando para a esta região.

Nesta mesma amostra, no lado do metal de base logo após a zona de interface, é notada uma diminuição nos valores de microdureza, que pode ser consequência da migração de carbono desta região para a zona de interface [15, 16], após o tratamento térmico de alívio de tensões, conforme mostrado no gráfico da Figura III. 3 e Tabela III.2.

Os valores de microdureza medidos na condição TTPS mostraram serem muito superiores na zona de interface em relação aos encontrados na mesma região da amostra CS para todas as amostras em estudo, que pode atribuído à precipitação de carbonetos e/ou segundas fases, além de indicar um empobrecimento localizado de elementos tais como o Cr e o Mo (item III. 4), resultando em perda localizada da resistência à corrosão podendo tornar-se um futuro ponto de concentração de tensões e possível nucleador de trincas [15, 16].

A redução dos valores de microdureza para o MB na condição TTPS pode ser atribuído a aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), que possibilita o escorregamento dos grãos e a ocorrência de microdeformações que permitem o alívio das tensões, refinamento dos grãos e a conseqüente redução dos valores de microdureza [15].

Para ambas as amostras com o revestimento em AISI 904L, pode-se notar um comportamento muito similar no que diz respeito aos valores encontrados, ou seja, estes são crescentes partindo do topo do revestimento para a linha de fusão, com picos nas imediações da zona de interface e, logo após esta zona, estes valores decrescem em direção ao MB.

Observa-se para a condição CS, um pico maior na região logo após a linha de fusão e, à medida que se afasta em direção ao MB, os valores diminuem até se estabilizarem de acordo com o esperado para o metal de base em estudo. Tal fato pode ser explicado pela formação de precipitados e/ou carbonetos localizados.

Para a condição TTPS, o comportamento se apresentou um pouco diferente, pois nota-se um pico com um valor muito superior ao apresentado na CS, porém, logo após a linha de fusão, ocorre uma queda brusca e, à medida que se afasta em direção ao MB, ocorre a estabilização em valores inferiores aos encontrados na amostra CS.

A Tabela III.2 apresenta os valores medidos de microdureza ao longo das regiões analisadas neste trabalho (ZF, ZI e ZTA) das amostras revestidas com a liga superaustenítica AISI 904L, nas condições como soldada (CS) e após tratamento térmico pós soldagem (TTPS).

Tabela III. 2. Resultados de microdureza AISI 904L nas condições CS e TTPS

Local	AISI 904L CS		AISI 904L TTPS
	Distância da LF	Dureza (HV)	Dureza (HV)
MS	-2.0	187	170
	-1.6	201	180
	-1.2	191	176
	- 0.8	191	173
	- 0.4	191	215
LF	0	231	267
MB	0.4	237	126
	0.8	213	124
	1.2	191	144
	1.6	222	155
	2.0	213	162

A Tabela III. 3 e a Figura III. 2 apresentam o teor de carbono ao longo do revestimento com a liga AISI 904L.

Tabela III. 3. Diluição de C do revestimento com AISI 904L

Distância da ZF	%C
7,0	0,020
5,0	0,021
3,0	0,023
0,5	0,164



Figura III. 2. Gráfico de diluição de C para o revestimento em AISI 904L.

Na Tabela III. 4 são apresentados os resultados obtidos das amostras com o revestimento em INCONEL 625, onde pode ser observado que a zona de interface na condição TTPS apresentou valores de microdureza superiores aos encontrados na amostra CS e à medida que as medições se afastam da linha de fusão em direção ao MB os valores foram superiores para a condição CS, tal como ocorreu na amostra com revestimento em AISI 904L na mesma condição, conforme pode ser observado nas Tabelas III.2 e III.4.

Para todas as amostras revestidas com INCONEL 625 notou-se um comportamento muito similar, onde as medições variam alternando-se entre valores altos e baixos ao longo da ZF até o MB, onde se apresentaram abaixo dos valores medidos no revestimento.

O valor medido na zona de interface entre o INCONEL 625 e o MB foi superior para a condição TTPS e, à medida que as medições se afastam em direção ao MB, os valores diminuem até se estabilizarem de acordo com o esperado para o metal de base em estudo.

Estes valores de microdureza para o MB revestido com INCONEL 625 na condição TTPS foram inferiores aos apresentados na amostra CS, provavelmente, em função da aplicação do tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões.

Ainda com relação aos revestimentos aplicados com a liga INCONEL 625, pode-se constatar também que a amostra na condição CS apresentou valores de dureza inferiores ao da condição após TTPS para o metal de base, enquanto que para o revestimento, a amostra na condição CS, apresentou valores superiores aos medidos na amostra após TTPS, pelo simples fato de uma possível formação de fases secundárias e/ou carbonetos.

Outro fator importante a ser ressaltado é a questão dos valores de microdureza medidos na zona de interface que, conforme demonstrado na Tabela III. 4, pode-se verificar um valor maior para a condição TTPS, em função principalmente, de uma possível formação de martensita revenida e/ou migração de carbono do metal de base para a interface, formando carbonetos, conforme pode ser constatado na Tabela III.5.

Um fato de relevância a ser citado para justificar o porquê dos valores de microdureza encontrados nas zonas de interface serem maiores do que os dos revestimentos e no MB para todas as amostras em estudo, pode ser atribuída ao surgimento de zonas parcialmente diluídas (ZPD), que podem ser observadas nas Figuras III.6 e III.7 ao longo do contorno da linha de fusão, cuja composição química varia gradualmente deste a do MB até a composição global do MS, conforme será discutido com maiores detalhes nos itens III.3 e III.4.

Através das medições de microdureza demonstradas nas Tabelas III. 2 e III.4, e Figura III.4, pode se predizer que os altos valores de microdureza medidos na região próxima a linha de fusão estão associados a presença de ZPD, que são fenômenos metalúrgicos indesejáveis na soldagem de materiais dissimilares, pois são regiões susceptíveis à corrosão localizada, fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão [58] e, cujos parâmetros de maior influência na sua formação são as composições químicas dos metais de adição e de base, em conjunto com a taxa de resfriamento na soldagem [58] e podem se apresentar em diversas morfologias tais como, de praia, península, ilhas e baias [59].

A formação de ZPD ocorre quando o MB líquido é impulsionado para dentro da poça de fusão através da convecção que age nesta poça e ocorre se a temperatura líquidus do MS (T_{MS}) for menor que a temperatura líquidus do MB (T_{MB}) e, em contra partida, com $T_{MS} > T_{MB}$, a convecção gerada pelo processo de soldfagem é capaz de empurrar o MS líquido para dentro da camada de MB líquido gerando intrusões e, conseqüentemente, formando penínsulas e ilhas de orientações aleatórias. Alguns autores afirmam que estas ZPD (praia, peninsulas e ilhas) são mais prováveis de ocorrer quando $T_{MS} > T_{MB}$ [59].

A ocorrência de uma ZPD na forma de praia é atribuída à existência desta camada, quando a mesma se solidifica sem se misturar com o MS líquido e sua espessura pode variar

ao longo da zona de interface, dependendo da variação da energia de soldagem e do gradiente de temperatura normal à interface da poça de fusão ao longo desta interface [58].

Os valores elevados de microdureza observados nas proximidades destas ZPD estão associados aos gradientes de composição químicas existentes ao longo da interface revestimento/MB, que são atribuídos à mistura parcial entre os dois líquidos (MB e MS) e a segregação de soluto durante a solidificação e estas podem ser constituídos de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas tais como, *Sigma* σ e *Chi* χ [44, 58, 59].

Devido a estas características, as ZPD tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por pite, fragilização por hidrogênio, corrosão sobtensão, o que pode resultar em falhas na interface revestimento/MB, o que torna necessário buscar condições de soldagem que minimizem ou até eliminem estas ZPD [60].

Analisando-se os resultados de dureza obtidos nas zonas de interface dos revestimentos e MB em estudo, verifica-se que estes valores não foram tão elevados em relação aos encontrados quando da utilização de processos a arco elétrico [14], que pode ser devido à presença de ZPD de diferentes morfologias, que podem ocorrer nos contornos ou no seu interior. A ZPD com uma morfologia de praia ao longo da linha de fusão, do lado do metal de solda, apresentou valores elevados nas amostras com as ligas em estudo, na condição TTPS, em relação aos encontrados nos revestimentos e MB em estudo.

Os altos teores de Cr no MS, como no caso das ligas em estudo, proporcionam uma difusão de carbono do MB para o MS austenítico e a composição de baixa liga das ZPD são o fator determinante para promover a formação de uma possível estrutura martensítica e, quanto maior a quantidade de carbono, maiores os valores de microdureza da ZPD [59].

Quando não há ocorrência de ZPD, tal fato pode estar associado ao arrastamento por convecção, da camada de MB líquido na interface da poça de fusão [4, 59, 60].

Pode-se afirmar que os parâmetros de soldagem utilizados no corrente trabalho não provocaram a eliminação da ZPD na zona de interface entre o revestimento e o MB, porém as espessuras e os valores de microdureza foram diminuídos em relação a estas zonas produzidas por processos de soldagem à arco [14].

As ZPD as quais suas composições não podem ser estimadas através do cálculo de diluição, mas sim empregando técnicas de microanálises, podem vir a apresentar valores de microdureza da ordem de 400 HV [60], ou seja, dentro da faixa de microdureza das estruturas martensíticas, o que não foi notado para o presente trabalho, pois os valores medidos nestas regiões ficaram bem abaixo (267HV valor máximo). Este fato pode ser constatado no trabalho onde as mesmas ligas em estudo foram depositadas através dos processos de soldagem FCAW (INCONEL 625) e GMAW no modo de transferência pulsado (AISI 904L), utilizando uma mistura de gás de proteção em várias proporções de Argônio e CO2, onde as ZPD apresentaram valores na ordem de 400 HV [14].

Com relação ao tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), parece ser unânime entre os pesquisadores que o mesmo apresenta um efeito negativo nas propriedades mecânicas da estrutura e as principais causas deste efeito negativo são a migração de carbono do MB para o revestimento e a consequente perda de resistência mecânica da região empobrecida de carbono [4, 13, 58, 60]. Os valores elevados de microdureza medidos no revestimento em INCONEL 625 na condição TTPS, se deve ao fato de que este provocou a precipitação de carbonetos e fases secundárias com a segregação de elementos de liga (Cr e Mo), quando exposto a altas temperaturas [58]. As amostras TTPS para os revestimentos em estudo tem o intuito de aumentar a ductilidade, diminuir a dureza da ZF e da ZTA, reduzir empenos, aumentar a resistência à fadiga e aumentar a resistência à corrosão sobtensão [58]. O TTPS é sempre recomendado para materiais de alto limite elástico (tensão de escoamento muito próxima à tensão de resistência); aços temperados e revenidos; aços com espessuras maiores que 12,0 mm, aços com elevado teor de elementos de liga, juntas com grande rigidez e juntas que serão submetidas a esforços cíclicos ou que tenham a possibilidade de sofrer processo de corrosão sobtensão [58]. Porém, os TTPS além de proporcionarem a diminuição das tensões residuais podem gerar efeitos metalúrgicos que podem afetar algumas propriedades das zonas fundidas, dependendo dos parâmetros utilizados, da composição do metal depositado, das estruturas formadas nas ZTA e da metalurgia do metal de base [58].

A dureza de um revestimento é consequência de sua microestrutura e de sua composição química, sendo ambas dependentes dos parâmetros de processamento, uma vez que estas afetam a taxa de solidificação e o nível de diluição. A alta dureza e a natureza frágil da fase associada a sua tendência em precipitar na forma de longas placas ou com morfologia agulhada sob planos de hábitos bem definidos, propiciam uma condição extremamente favorável à iniciação e propagação de trincas [59].

Para as amostras revestidas em INCONEL 625, nota-se que como o carbono é o principal elemento responsável pelo endurecimento dos aços transformáveis sua migração para a liga de níquel gera queda acentuada dos valores de microdureza [4, 44], que pode ser comprovado através da Tabela III.4.

Porém, para a amostra na condição TTPS nota-se que os valores de microdureza do revestimento e da zona de interface foram maiores do que os valores medidos na amostra na condição CS, que pode ser explicado pela formação de precipitação de fases secundarias de elevada dureza na matriz austenítica do INCONEL 625, conforme será discutido com maiores detalhes no item III. 3. Pode-se observar que a amostra com revestimento em INCONEL 625 na condição TTPS apresentou valores médios de dureza superiores àqueles observados na condição CS. Isto se deve ao fato de as ZPD apresentarem composição química de baixa liga, sendo uma região de mistura dos componentes do revestimento e metal de base e, como este fenômeno induz o carbono a migrar da ZTA em direção ao revestimento, ocorre a precipitação

de carbonetos de elevada dureza [4, 58, 60]. Ainda pode ser citado como fenômeno responsável pelo aumento da dureza nestas regiões o endurecimento por precipitação de fases secundárias [59, 60].

Ao longo da linha de fusão também se verificou a presença de outras morfologias de zonas parcialmente diluídas, além das praias, como as penínsulas e ilhas, conforme será discutido no item III. 3, as quais merecem uma atenção especial, pois é no contorno destas, nos revestimentos, que as ZPD estão localizadas. Este aumento de dureza devido a precipitação de carbonetos indica o empobrecimento localizado de elementos tais como o Cr e o Mo, resultando em perda localizada da resistência à corrosão tornando-se provavelmente um futuro ponto de concentração de tensões e possível nucleador de trincas [58, 59, 60].

A Tabela III. 4 apresenta os valores de microdureza medidos nas amostras CS e TTPS dos revestimentos com a liga INCONEL 625.

Tabela III. 4. Resultados de microdureza INCONEL 625 nas condições CS e TTPS.

Local	INCONEL 625 CS		INCONEL 625 TTPS
	Distância da LF	Dureza (HV)	Dureza (HV)
MS	-2.0	210	261
	-1.6	214	249
	-1.2	222	240
	- 0.8	216	228
	- 0.4	218	230
LF	0	193	237
MB	0.4	185	126
	0.8	187	124
	1.2	201	144
	1.6	211	138
	2.0	207	164

A Tabela III. 5 e a Figura III. 3 apresentam o teor de carbono ao longo do revestimento com a liga INCONEL 625.

Tabela III. 5. Diluição de C do revestimento com INCONEL 625.

Distância da ZF	%C
7.0	0,018
5.0	0,019
3.0	0,019
0,5	0,18

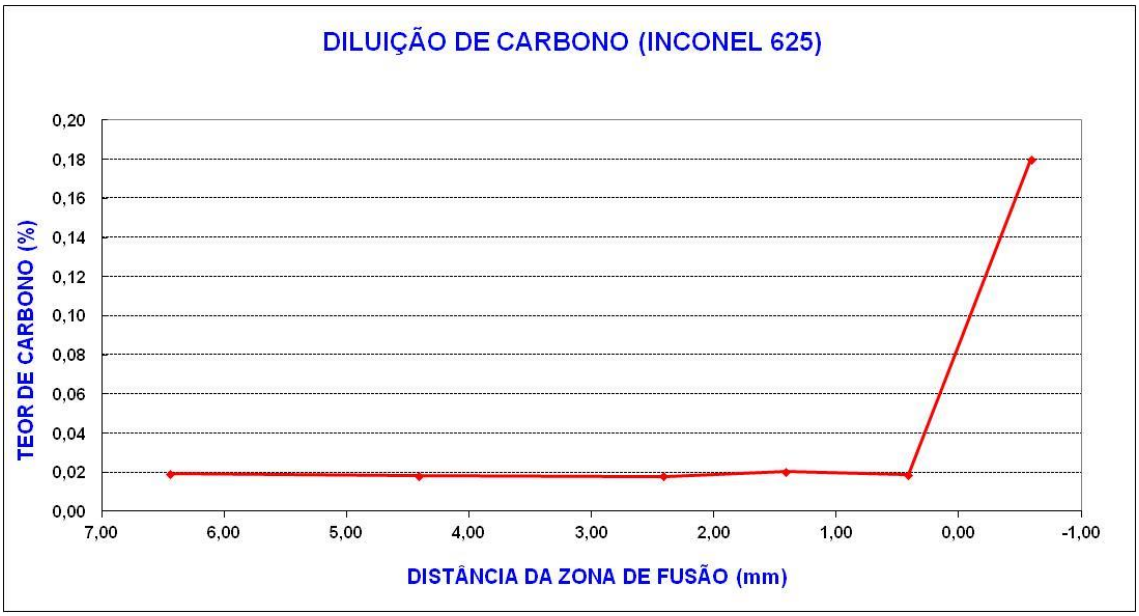


Figura III. 3. Gráfico de diluição de C para o revestimento em INCONEL 625.

Conforme pode observado na Figura III. 4, a variação nos valores de microdureza tanto para os revestimento quanto para o MB, pode ser em função da heterogeneidade do depósito em consequência da diluição [44].

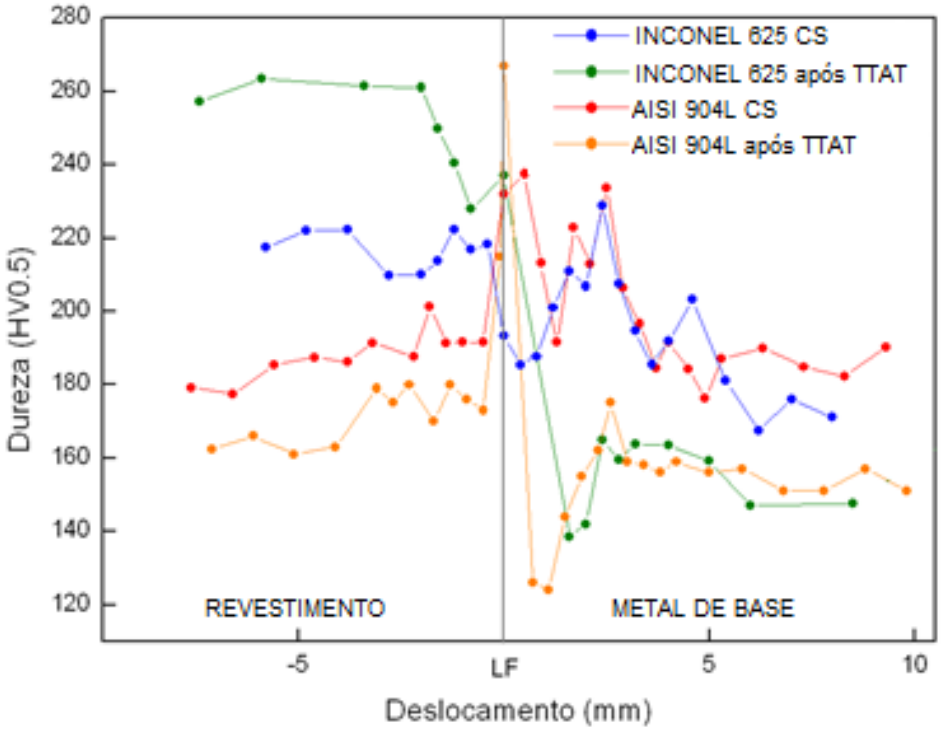


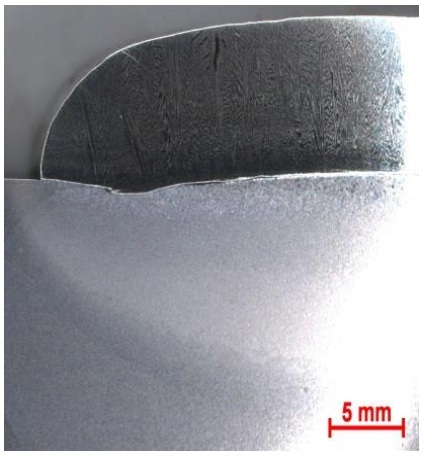
Figura III. 4. Medições de microdureza das amostras com os revestimentos em AISI 904 e INCONEL 625, nas condições CS e TTPS.

III. 3. Ensaios Metalográficos.

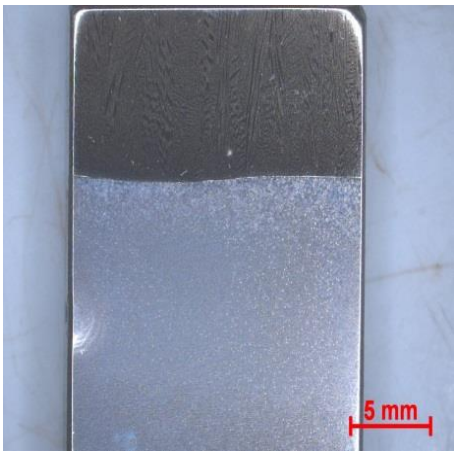
III. 3.1. Macrografia.

A Figura III. 5 apresenta o aspecto geral macrográfico dos revestimentos depositados a partir dos consumíveis referentes às ligas AISI 904L e INCONEL 625, onde se observa o aspecto do depósito com característica de solidificação bruta.

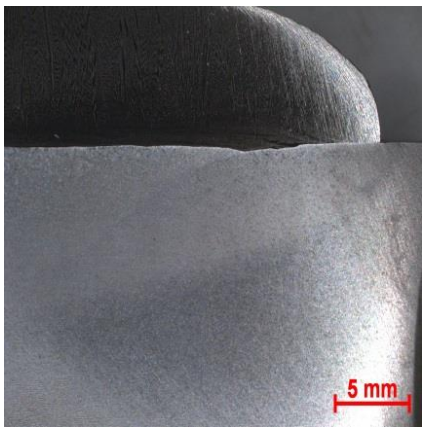
Foi realizada uma inspeção visual da seção macrográfica, onde não foi detectada nenhuma ocorrência de defeitos como trincas, porosidades, descolamento dos revestimentos ou quaisquer outras descontinuidades de natureza metalúrgica e/ou operacional dos revestimentos depositados. Através das macrografias, observa-se os limites bem definidos entre as regiões dos revestimentos das ligas em estudo e do metal de base.



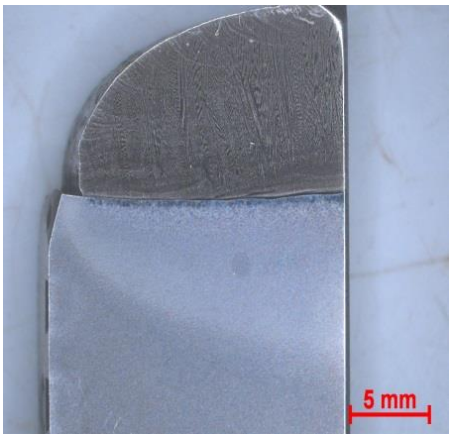
a)



b)



c)

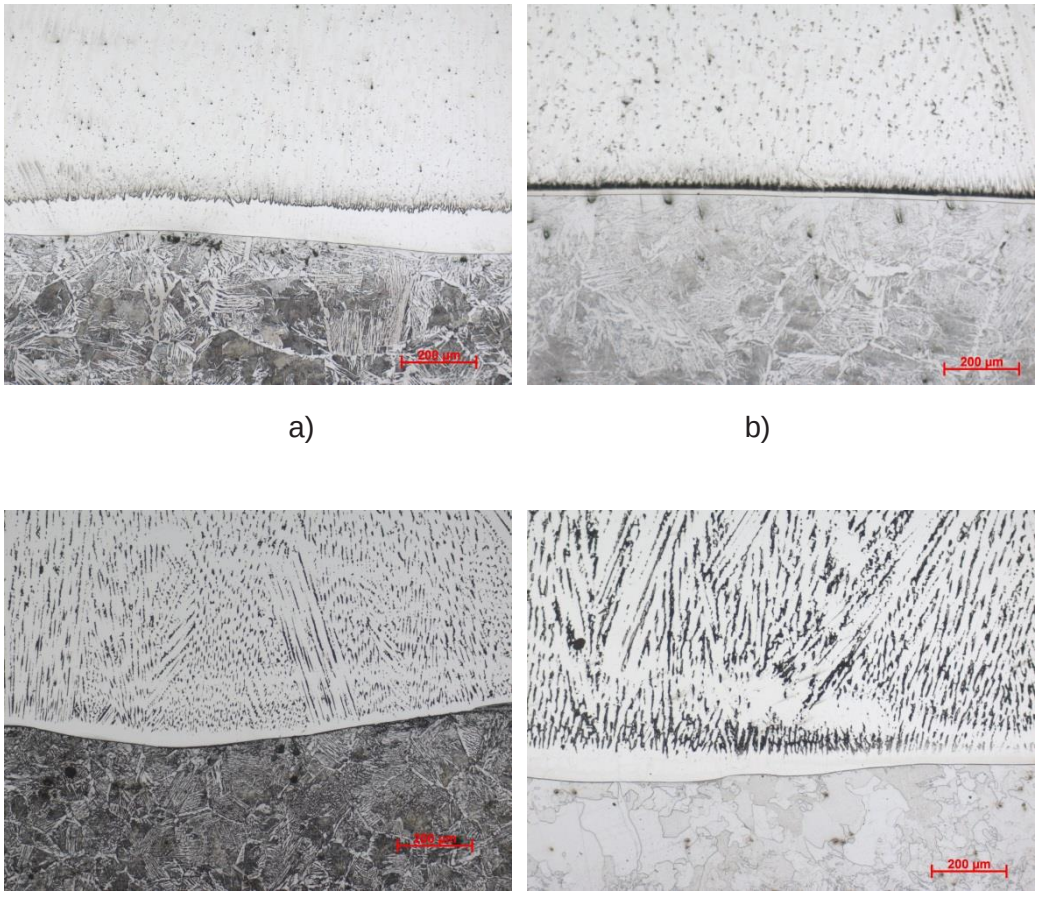


d)

Figura III. 5. Macrografias das amostras com os revestimentos. INCONEL 625 CS; b) INCONEL 625 TTPS; c) AISI 904L CS e d) AISI 904L TTPS.

III. 3.2. Micrografias.

A evolução da microestrutura durante o processo de revestimento por soldagem, eletroescória (ESW), nas condições conforme soldado (CS) e após tratamento térmico de alívio de tensões (TTPS), apresenta muitos interesses metalúrgicos, os quais devem ser entendidos para uma perfeita avaliação a respeito do comportamento dos revestimentos metálicos. Primeiramente, observam-se mudanças microestruturais no metal de base (ZTA), próximo à zona de interface (ZI) para todas as amostras em estudo, como por exemplo, crescimento de grãos, como pode ser observado nas Figuras III. 6. a), b), c) e d) e os baixos valores de microdureza em relação aos encontrados nas zonas de interface e nos revestimentos propriamente ditos, conforme demonstrado nas Tabelas III.2 e III.4 e Figura III.4.



a) b)

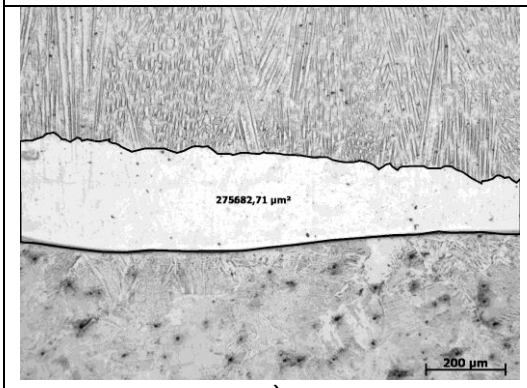
c) d)

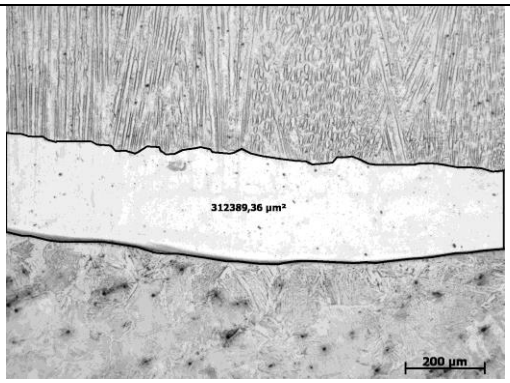
Figura III. 6. Micrografias mostrando o crescimento de grãos na ZTA do MB. Aumento 50x. a) AISI 904L CS; b) AISI 904L TTPS; c) INCONEL 625 CS e d) INCONEL 625 TTPS.

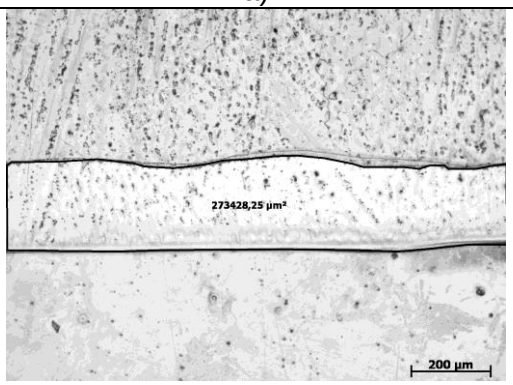
III. 3.2.1. Micrografias das Zonas de Interface.

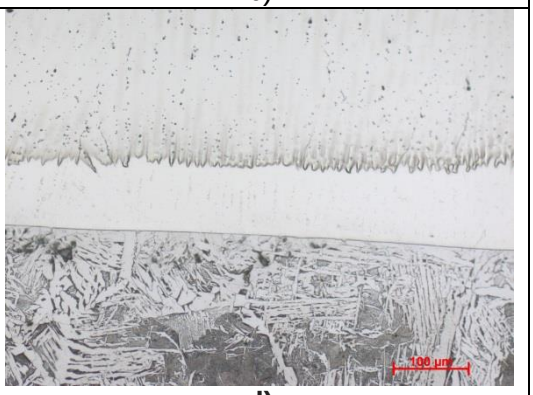
A análise das microestruturas das amostras em estudo iniciou-se pelas zonas de interface, onde foi possível observar claramente, os limites entre as ligas depositadas e o metal de base, além da formação de uma zona estreita clara, que neste trabalho foi denominada de Zona Parcialmente Diluída (ZPD).

A Figura III. 7, apresenta o aspecto microestrutural observado por microscopia ótica nas amostras CS das ligas em estudo, nas regiões de interface com o metal de base, onde podem ser observadas a presença de ZPD com morfologia de praia com variação de espessura.

<table>
<tr><td>Material</td><td colspan="2">Condição</td></tr>
<tr><td>AISI 904L</td><td colspan="2">CS</td></tr>
<tr><td rowspan="2"></td><td>

a)</td><td>

b)</td></tr>
<tr><td>INCONEL 625</td><td>

c)</td><td>

d)</td></tr>
</table>

Figura III. 7. Micrografias Óticas das zonas de interface entre os revestimntos e o MB mostrando a variação de espessura das ZPD, na condição CS. Aumento 50x.

A Figura III. 8, apresenta uma micrografia ótica da amostras com revestimento em AISI 904L, mostrando a presença de ZPD em morfologia de península, o que comprova a possibilidade da existência de outras morfologias de ZPD.

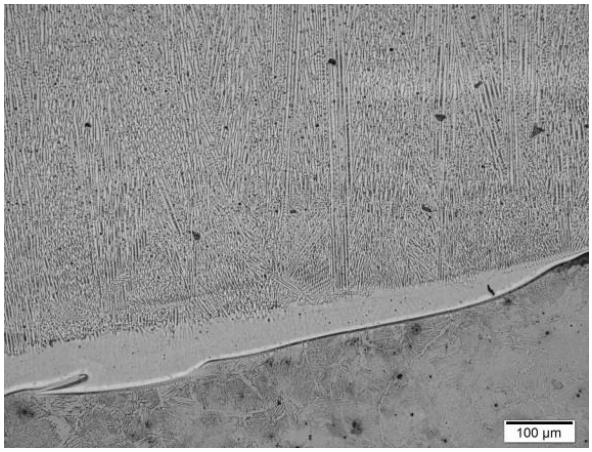


Figura III. 8. Micrografia ótica da amostra AISI 904L CS, mostrando ZPD com morfologia em península. Aumento: 100x.

As micrografias apresentadas nas Figuras III. 9. a), b), c) e d) mostram que os revestimentos apresentam, logo após a zona de interface, uma microestrutura totalmente austenítica. Como a solidificação começa na interface, esta ocorre na forma austenítica, porém o liquido remanescente entre as dendritas pode se solidificar como ferrita [59].

Geralmente, nos revestimentos aplicados com as ligas austeníticas, o modo de solidificação muda de austenita primária para ferrita totalmente vermicular [59]. Como a ferrita é a primera fase a se formar no interior da dendrita, tende a continuar na interface, na forma vermicular, porém pouco mais grosseira. Entretanto, na zona de interface os níveis de diluição aumentam, pois a concentração de carbono nesta região é mais alta do que nos revestimentos, por causa da migração deste elemento do metal de base, que tende a se acumular na interface sem migrar para os revestimentos, em função do coeficiente de difusão do carbono na austenita ser muito baixo. O carbono acumulado na interface proporciona uma solidificação totalmente austenítica no metal de solda, logo após a zona de interface [59].

A análise sobre a microestrutura dos revestimentos em estudo, em ambas as condições, logo após a linha de fusão, apresenta uma zona de interface, constituída por uma faixa clara, cuja extensão varia de algumas dezenas de mícron, conforme pode ser verificado nas Figuras III. 9 a), b), c e d), que é composta por uma região lisa, onde não são visíveis os contornos de grãos e as interfaces entre dendritas, o que sugere a ocorrência de uma solidificação planar e outra região com características de crescimento celular. Após esta zona, tem-se o volume do metal depositado cuja morfologia varia entre celular e colunar dendrítica, que prossegue ao longo dos revestimentos.

Quanto às amostras TTPS, verificou-se a formação de uma zona carbonetada escura formada antes do início da solidificação dos revestimentos, que provavelmente se deve ao fato da ocorrência de reações baseadas na difusão nas juntas depositadas, especialmente, próxima

a zona de interface, que em alguns casos, podem se formam zonas martensíticas nesta região, na condição CS, e que após o TTPS pode ocorrer a precipitação de carbonetos. Enquanto isso, no lado do metal de base pode-se verificar na Figura III. 9, a presença de uma zona descarbonetada clara com uma zona de crescimento de grãos ferríticos livre de carbonetos. Tal comportamento se deve a difusão do carbono do MB para os revestimentos, em função do gradiente de concentração e sua afinidade com o Cr que existe em grandes teores em ambos os revestimentos.

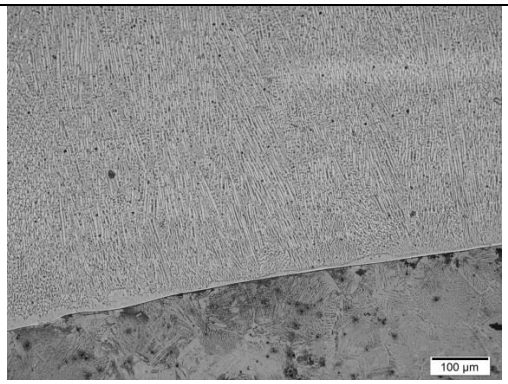
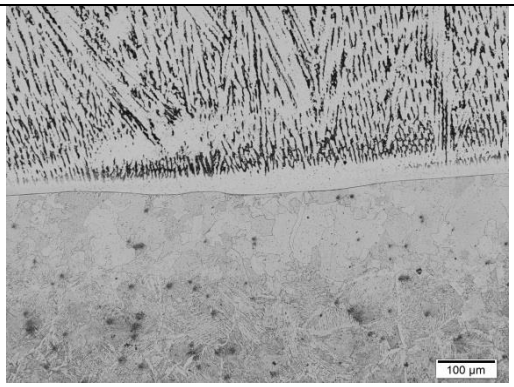
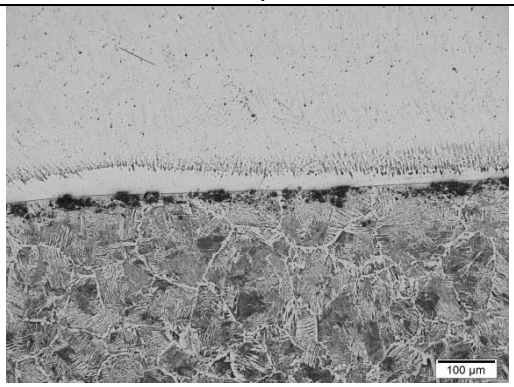
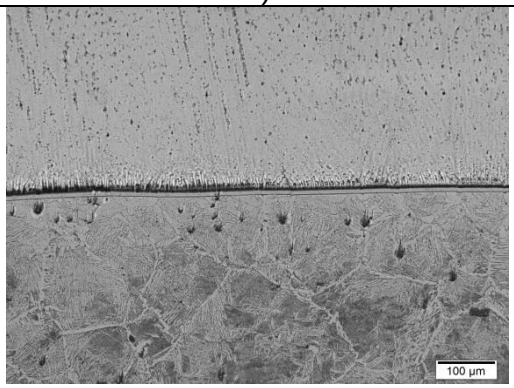
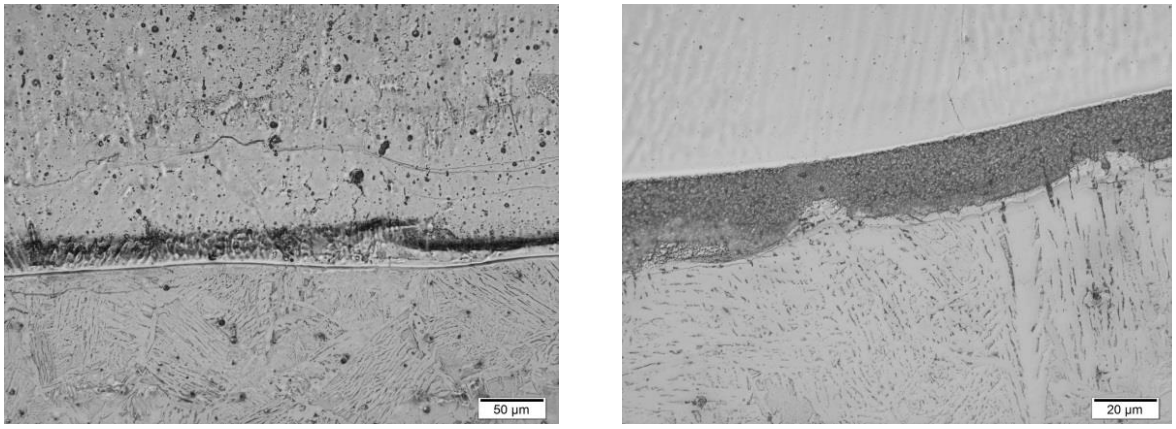
Material	Condição	
AISI 904L	CS	TTPS
	 a)	 b)
INCONEL 625	 c)	 d)

Figura III. 9. Micrografias óticas das zonas de interface das amostras revestidas com as ligas AISI 904L e INCONEL 625 com MB. Aumento 100x.

Na Figura III. 10 percebe-se que a zona de interface para todas as amostras, exibem contornos tipo II correndo em paralelo a interface e a solidificação usualmente ocorre por nucleação epitaxial, ao longo da linha de fusão dando um aumento nos contornos de grão na linha de fusão, que são perpendiculares ao contorno da linha de fusão [60]. Este tem sido referenciado por contornos do tipo I e ocorrem quando as estruturas cristalinas do metal de solda e metal de base são as mesmas. Por outro lado, quando o metal de solda é austenítico e

o metal de base ferrítico, a nucleação epitaxial não pode ocorrer e por isso, a austenita é forçada a nuclear de forma heterogênea do contorno da linha de fusão, que resulta na formação de contorno do tipo II [60].



a) b)

Figura III. 10. Micrografias das ligas em estudo, mostrando contornos de grãos dos Tipo I e II, a) AISI 904L CS e b) INCONEL 625 CS.

Na soldagem entre o INCONEL 625 e o aço carbono API 5L X60 [61], verificou-se através do diagrama de Schaeffler que a máxima diluição permitida para evitar a formação de martensita na zona fundida seria de 70%, considerando a diluição global. Porém, mesmo nas condições em que o nível de diluição total foi bem abaixo do máximo permitido, houve a ocorrência de regiões martensíticas, que são atribuídas ao fato de que localmente a interface apresenta níveis de diluição bem mais altos que 70% [61].

Alguns trabalhos mostram que o efeito de diversos aspectos operacionais pode influenciar sobre a formação destas zonas e verificaram que a diluição global não tem relação direta com a formação destas zonas martensíticas, onde foram observadas quantidades de diversas formas de zonas martensíticas ao longo da interface, independente do nível de diluição [60]. Os resultados apontaram a convecção da poça de fusão e a agitação do metal líquido nas proximidades da interface como o principal fator que pode ser responsável pela formação das zonas martensíticas. Além disso, a zona de interface pode ser constituída de ferrita alfa, martensita, carbonetos, bainita e austenita [60].

Com relação aos revestimentos aplicados com INCONEL 625, pode se afirmar que a formação de trincas a quente está associada principalmente a contaminações com enxofre (S) e fósforo (P), assim como a formação de eutético tipo Laves e carbonetos de nióbio [4, 45]. Este problema não foi observado no presente trabalho.

Quanto à ZTA, esta região de grãos grosseiros foi gerada durante a execução da soldagem e da realização do TTPS (ver Figura III. 9), onde a microestrutura na região de grãos grosseiros deve ser ferrita proeutetóide [58].

Trabalhos recentes mostram um metal de base em aço carbono, utilizando como metais de adição uma liga de aço inoxidável e outra de Níquel, onde se observou no lado do aço carbono uma zona não misturada de alta dureza em forma de praias com espessura de 10 a 60 μm, a qual foi identificada como martensita e, ilhas com uma composição intermediária entre a do aço ao carbono e a do metal de solda, que pode ter sido originada pela baixa difusão do soluto no líquido e ZPD na forma de praias e ilhas são uma forma de macro segregações em solda, que ao longo dos anos foram dadas várias explicações para a formação das macro segregações na linha de fusão de soldas dissimilares, dentre elas podem ser citadas: a fraca convecção na poça de fusão, a baixa difusão no líquido, a ocorrência de misturas parciais de líquido e a segregação de soluto durante a soldagem [44, 59].

A solidificação planar é um tema bastante estudado na soldagem quando se trata de materiais dissimilares, pelo fato de apresentar uma característica específica na composição química que são características do revestimento e do MB, resultante de uma mistura insuficiente entre os dois metais durante o estado líquido. Essa região, por apresentar tais características em sua composição, chamada neste trabalho de ZPD, possui microestrutura e propriedades muito diferentes do restante do revestimento [59].

Através das análises químicas, que serão discutidas mais detalhadamente no próximo item deste capítulo, percebe-se que nas regiões próximas ao topo e no meio de cada revestimento em análise, a composição química está bem próxima à dos consumíveis utilizados (fitas), modificada através da taxa de diluição, inerente ao processo de soldagem. Porém, próximo à zona de interface existe um gradiente de composição química significativo, devido à combinação da diluição e outros fatores que causam um efeito sobre o desenvolvimento da microestrutura resultante do processo de deposição das ligas. Esta variação na composição química através dos revestimentos aplicados pode ser verificada através das Figuras III. 11 à III. 14 e, seguindo em direção do metal de base, observa-se uma composição química constituída quase que exclusivamente de Fe e, em seguida, observa-se a zona de interface, cujo teor de Fe cai rapidamente ao longo de sua extensão, estabilizando-se logo após a ZPD, enquanto o teor de Ni cresce alcançando ao final da interface um teor próximo à composição química do consumível, estabilizando-se à medida que se aproxima do topo do revestimento. Os demais elementos como Cr, Mo e Nb crescem em uma menor taxa e também se estabilizam após a ZPD indo em direção ao topo dos revestimentos.

Com base nestes resultados, pode-se afirmar a existência de uma zona constituída por uma estrutura austenitica rica em Fe, a qual foi estabilizada à temperatura ambiente pela incorporação parcial de Ni oriundo do metal de adição e, com este incremento, obtém-se uma

matriz austenítica. A incompleta mistura entre o volume líquido do metal depositado e o metal de base fundido no contorno da poça de fusão e o gradiente de composição química observado na ZPD pode ser atribuído ao mecanismo de escoamento do metal líquido no interior da poça de fusão, pois segundo os conceitos da mecânica dos fluidos, um líquido escoando sobre uma superfície sólida apresenta uma zona cuja velocidade varia desde a velocidade de escoamento até zero na adjacência com o sólido, a qual é denominada de camada limite [4].

Desta forma, mesmo no caso da soldagem, onde a ação de diversas forças motrizes causa uma grande agitação do metal líquido na poça de fusão, na linha de fusão onde a agitação é enfraquecida, o líquido pode encontrar-se estagnado ou em escoamento laminar, impedindo sua completa mistura [4]. Como não ocorre a mistura completa entre os materiais, uma gradiente de composição química é observado e, as possíveis razões para a ocorrência destes fenômenos, têm sido atribuídas ao processo difusional entre os consumíveis de soldagem e o MB na fase líquida, embora a mistura mecânica parcial entre os dois líquidos e a segregação de soluto durante a solidificação são apontadas como possíveis fatores [4].

Os perfis de composição química para as ZPD das amostras com os revestimentos em estudo, em ambas as condições, foram obtidos com a utilização de métodos de análises como a espectrometria de energia dispersiva de raios X (EDS) e microscopia eletrônica de varredura MEV, conforme as Figuras III. 11 à III. 14.

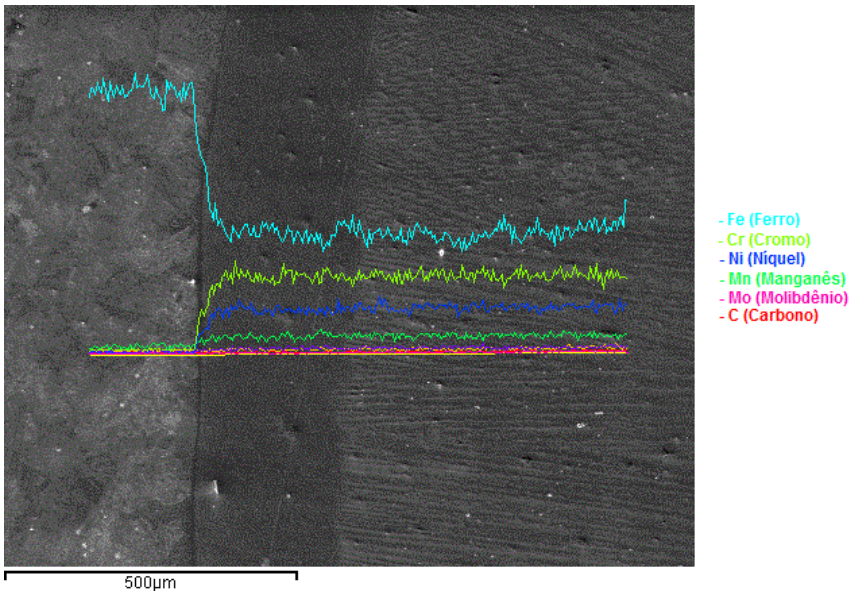


Figura III. 11. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface AISI 904L e MB, na condição CS. Aumento 20x.

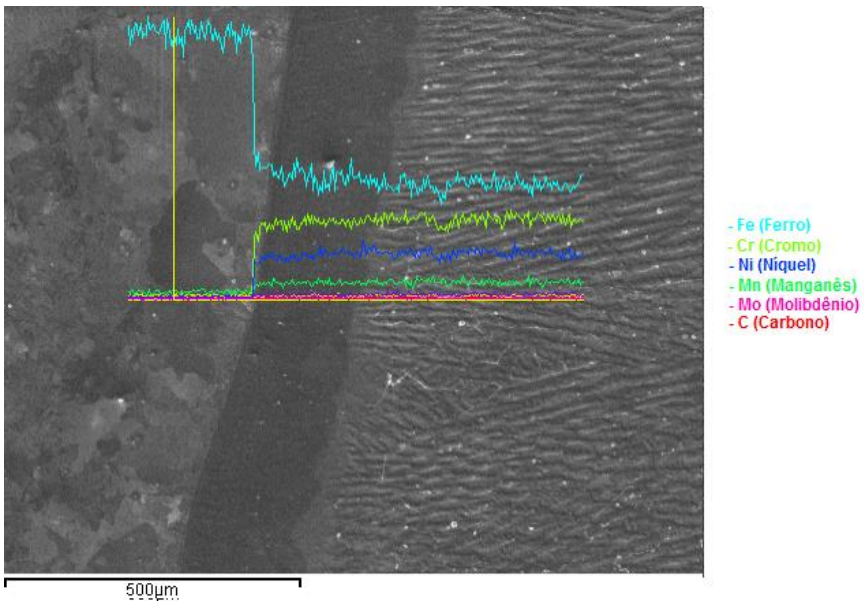


Figura III. 12. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface AISI 904L e MB, na condição TTPS. Aumento 20x.

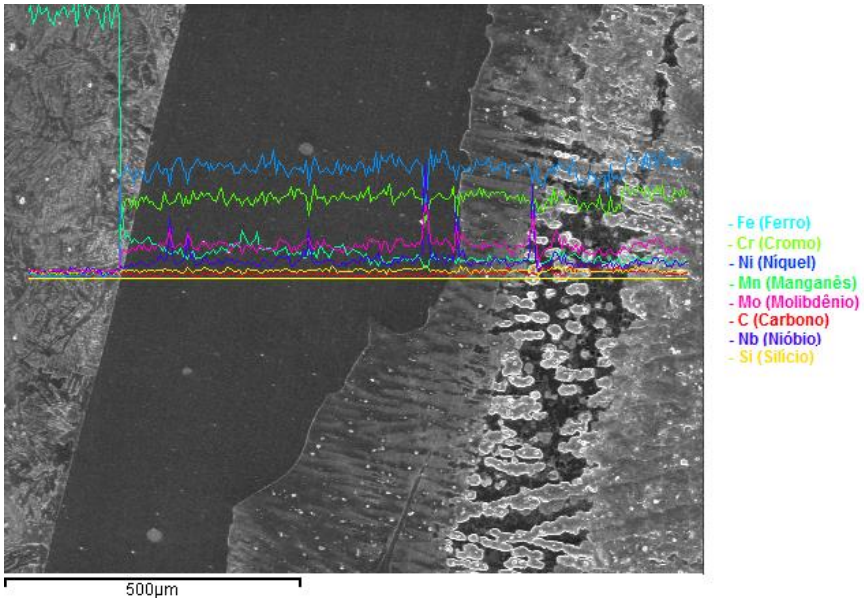


Figura III. 13. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface INCONEL 625 e MB, na condição CS. Aumento 20x.

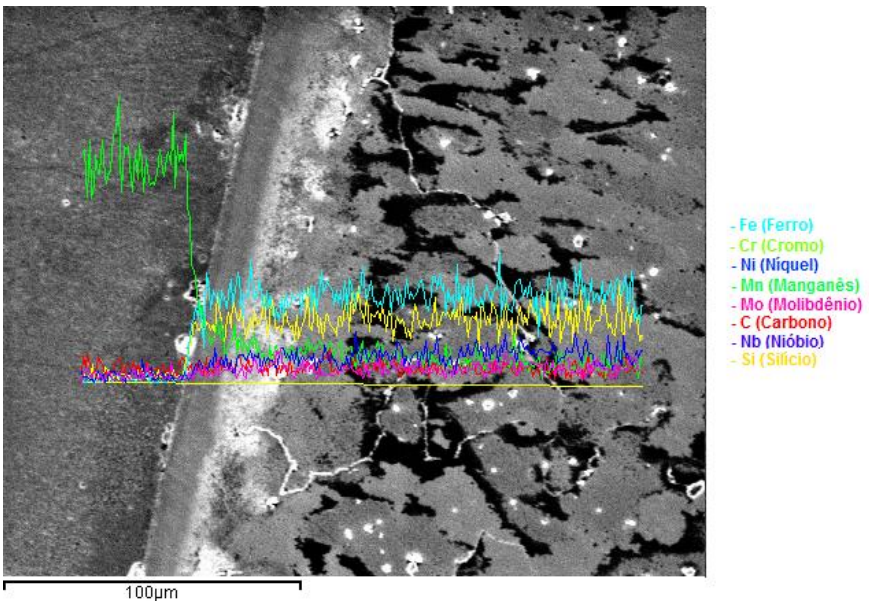


Figura III. 14. MEV com análise de composição química por EDS da zona de interface INCONEL 625 e MB, na condição TTPS. Aumento 20x.

As Figuras III. 11 à III. 14 mostram que os aspectos de composição química são mais complexos e resultam da incorporação de quantidades muito pequenas de elementos de liga como o Cr, Mo e especialmente o Ni, cujos teores não são suficientes para estabilizar a estrutura austenítica, mas é o bastante para aumentar a temperabilidade, podendo proporcionar a transformação martensítica. As mudanças na composição química e na microestrutura através da zona de interface são de muita importância, pois podem acarretar em possíveis descolamentos dos revestimentos por hidrogênio em serviço [4].

É de conhecimento geral que o nível de diluição obtido na deposição de revestimentos pelo processo de soldagem por eletroescória (ESW) é de, no máximo 15% (para arames) e 7% (para fitas), apesar da região próxima à linha de fusão este valor pode ser muito maior [15, 16], em função da formação de uma camada de fluido estagnado na poça de fusão adjacente ao metal de base, onde a transição dos elementos de liga Cr e Mo migram do metal de base para o revestimento com altos teores de elementos de liga (Cr, Ni, Nb) que ocorre nesta zona de transição. Esta camada, que neste trabalho é chamada de ZPD, possui quase que a mesma composição do metal de base, mas apresenta em sua composição maiores teores de Cr e Ni, como resultado da difusão de cada revestimento, devido ao elevado gradientes de concentração [4].

As microestruturas formadas na zona de interface com as ligas em estudo, na condição após TTPS, revelam várias características de grande interesse, pois nota-se uma zona no metal de base, próximo à linha de fusão, com grande área descarbonetada e uma estrutura predominantemente, ferrítica (ver Figura III.6). Além disso, observa-se uma fina camada escura

no lado do metal de solda próximo a linha de fusão, ver Figura III.10, onde na condição CS, possui uma provável estrutura martensítica. Durante longos períodos de TTPS, o carbono tende a se difundir do metal de base para o revestimento, em função da diferença nos teores deste elemento entre o metal de base e os revestimentos em estudo. A migração do carbono é influenciada também pelo fato de que o teor de Cr nos revestimentos ser muito maior do que no metal de base e, sendo assim, o carbono migrado para os revestimentos formam carbonetos de Cr ($Cr_{23}C_6$) e de Nb na zona de interface, no caso específico do revestimento com a liga INCONEL 625. Com a migração do carbono do metal de base para a zona de interface, cria-se uma zona empobrecida deste elemento na região próxima a linha de fusão, no MB. Estas zonas descarbonetadas podem se formar após TTPS em soldagem dissimilares, principalmente, entre materiais ferríticos e austeníticos e, em função disso, apresentam uma redução nos valores de dureza na região descarbonetada [15, 44].

As Figuras III. 15 e III. 16 apresentam os espectros de EDS ao longo das zonas de interface nas amostras revestidas com AISI 904L em ambas as condições, onde podem ser observados alguns picos dos principais elementos que fazem parte desta liga, principalmente, o Fe, Mn, Cr, Mo e o Ni, ao longo da seção transversal das amostras em estudo.

Uma possível precipitação de carbonetos na zona de interface tem sido atribuída a formação de martensita virgem, durante o resfriamento após TTTS, que pode ser amenizada com a aplicação de um segundo TTPS, a fim de reduzir os valores de microdureza na zona de interface, provocando o revenimento da martensita formada durante o resfriamento do revestimento depositado, no caso de valores medidos estarem acima de 400 HV [58, 59, 60].

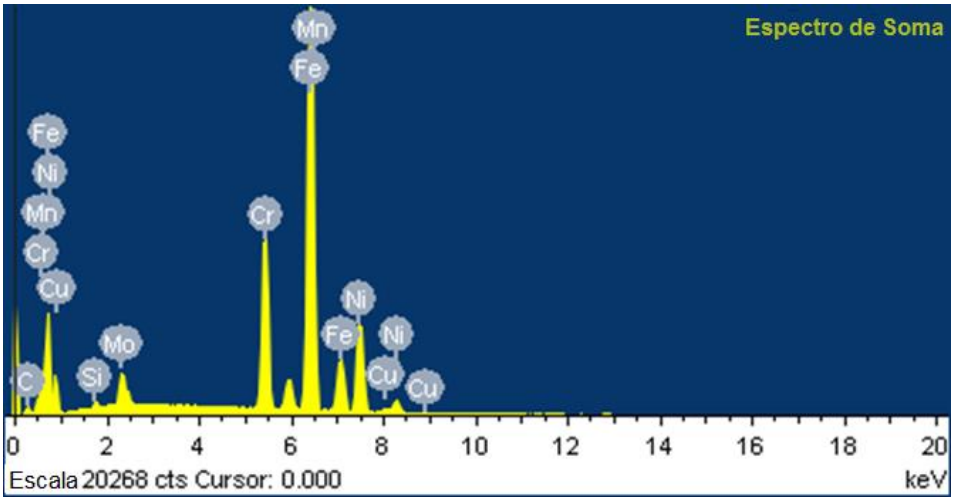


Figura III. 15. Espectro por EDS da interface entre o AISI 904L e o MB, CS. Aumento 20x.

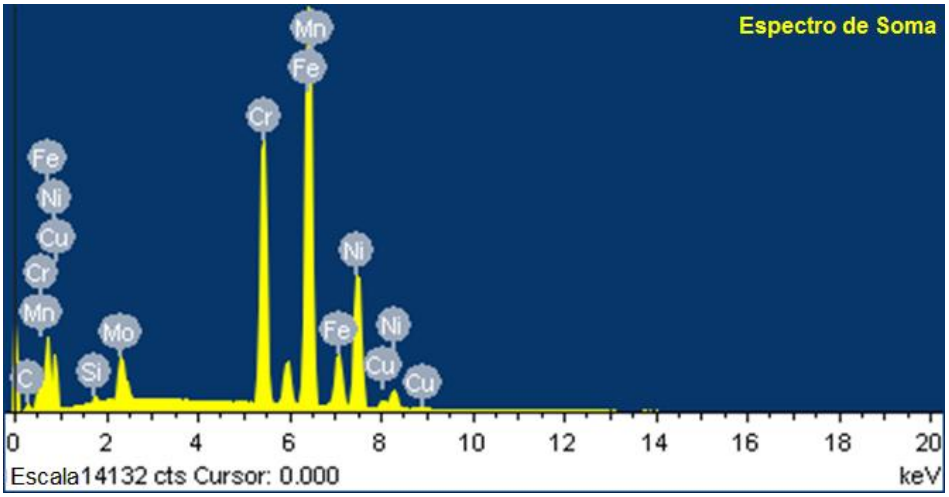


Figura III. 16. Espectro por EDS da interface entre o AISI 904L e o MB, TTPS. Aumento 20x.

Nos espectros mostrados nas Figuras III. 17 e III. 18 pode-se observar a presença de picos de Mn, Fe, Mo, Cr e Ni, assim como a presença de Cu, Si, Mo e Al. Tal fato deve ser investigado com maiores detalhes, a fim de se realizar a devida identificação de uma possível formação de precipitados.

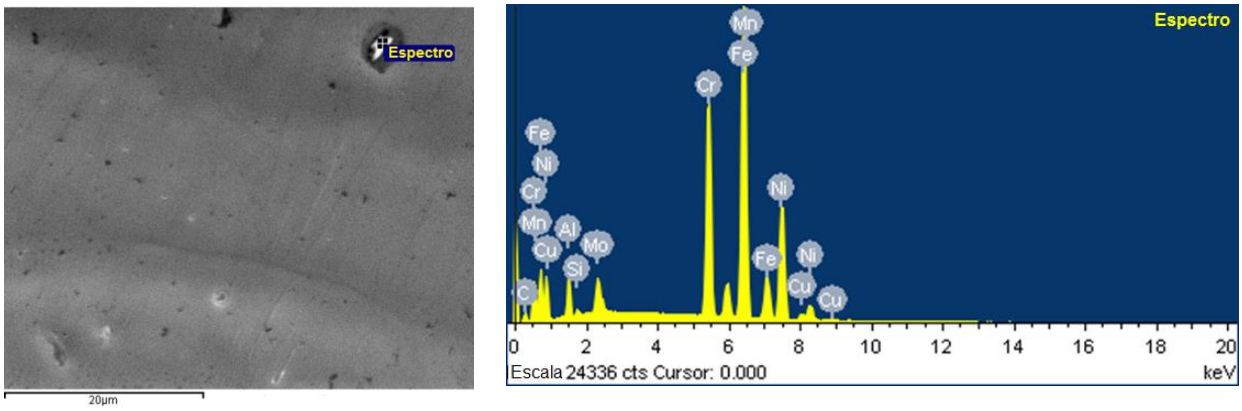


Figura III. 17. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento AISI 904L, condição CS. Aumento 500x.

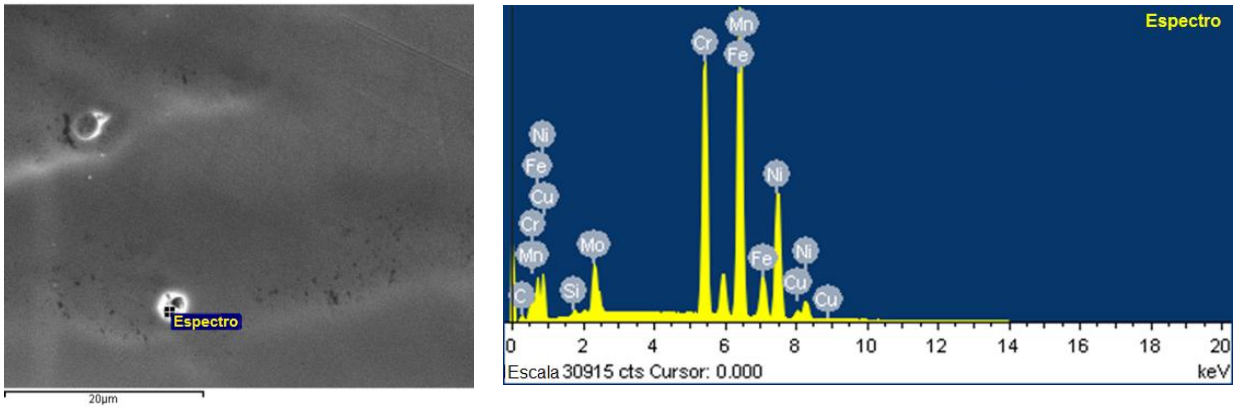


Figura III. 18. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento AISI 904L, condição TTPS. Aumento 500x.

As Figuras III. 19 e III. 20 apresentam os espectros de EDS nas zonas de interface nas amostras revestidas com a liga INCONEL 625, onde se observa picos de Fe, Cr, Mo, Nb, Ni e Si, que devem ser investigados com maiores detalhes, a fim de se realizar a devida identificação de uma possível formação de precipitados.

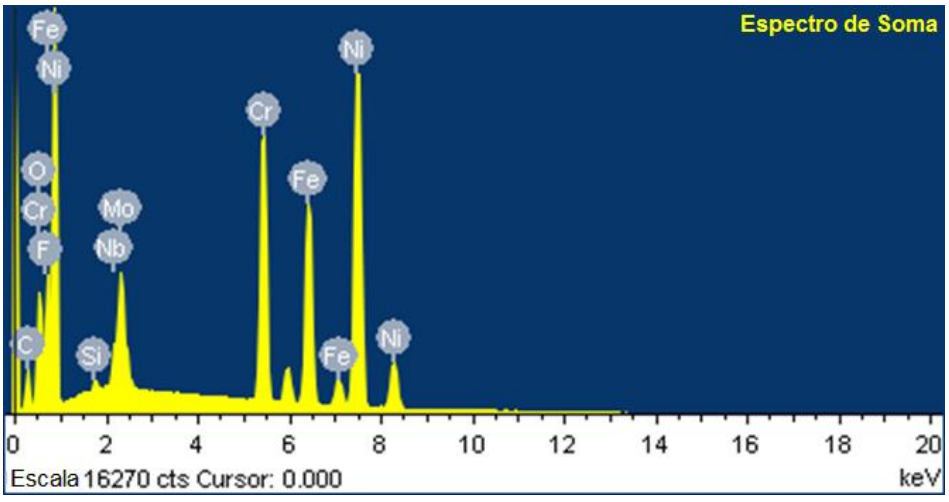


Figura III. 19. Espectro por EDS da interface entre o INCONEL 625 e o MB, CS. Aumento 20x.

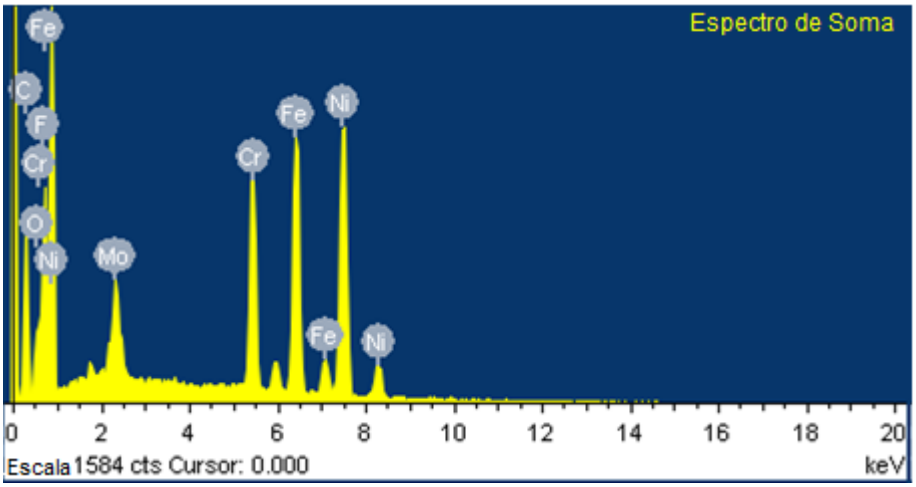


Figura III. 20. Espectro por EDS da interface entre INCONEL 625 e o MB, TTPS. Aumento 20x.

No espectro das Figuras III. 21 e III. 22, realizado em alguns pontos, pode-se observar a presença de um pico elevado de Nb e Mo, assim como presença de Si e Fe, que, segundo a literatura, pode levar a formação da fase Laves, que por serem precipitados frágeis, as tensões geradas durante a soldagem ou nos tratamentos térmicos poderiam provocar a ocorrência de trincas [4, 44, 45].

Através dos MEV e da composição química obtida pelo EDS mostrada nas Figuras III. 21 e III. 22 nota-se picos de alguns elementos de liga, tais como Fe, Ni, Nb, Mo e Cr, o que pode indicar a presença de precipitados [4, 44, 45].

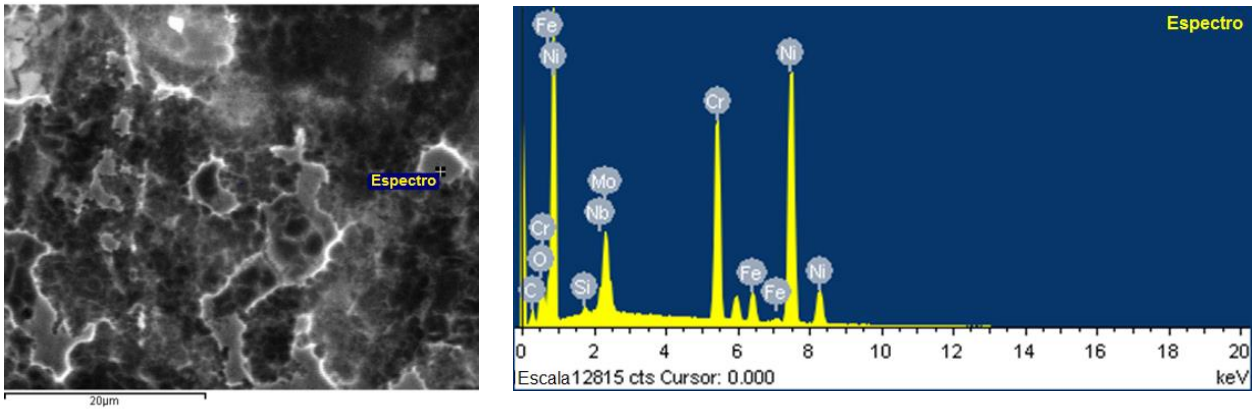


Figura III. 21. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x.

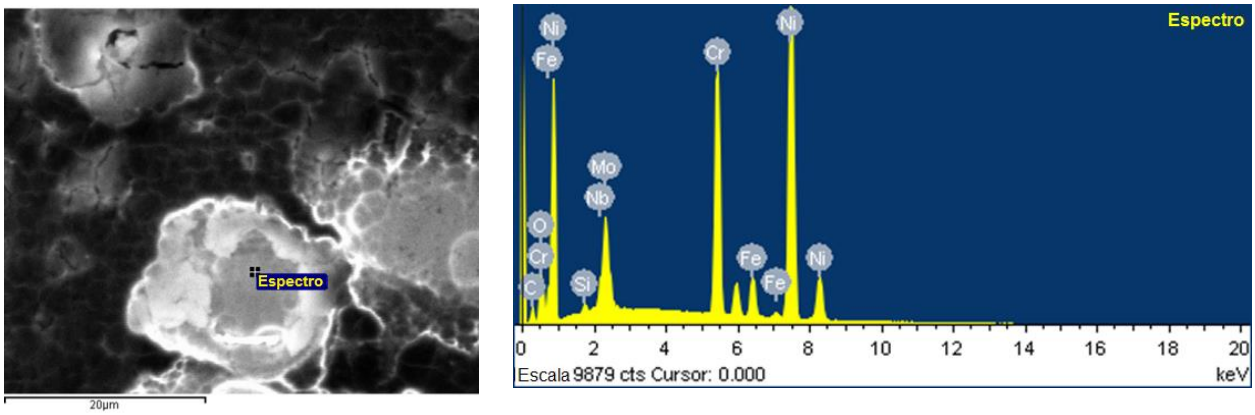


Figura III. 22. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x.

Na Figura III. 23 é mostrada a zona de interface entre o revestimento em INCONEL 625 e o MB, na condição TTPS, onde pode ser observado a presença de uma ZPD na forma de praia, com a presença de uma zona esbranquiçada rica em carbono oriundo do metal de base, e logo após, o início da solificação austenítica, onde o EDS apresenta picos de elementos de liga tais como Fe, Mo, Cr e Ni.

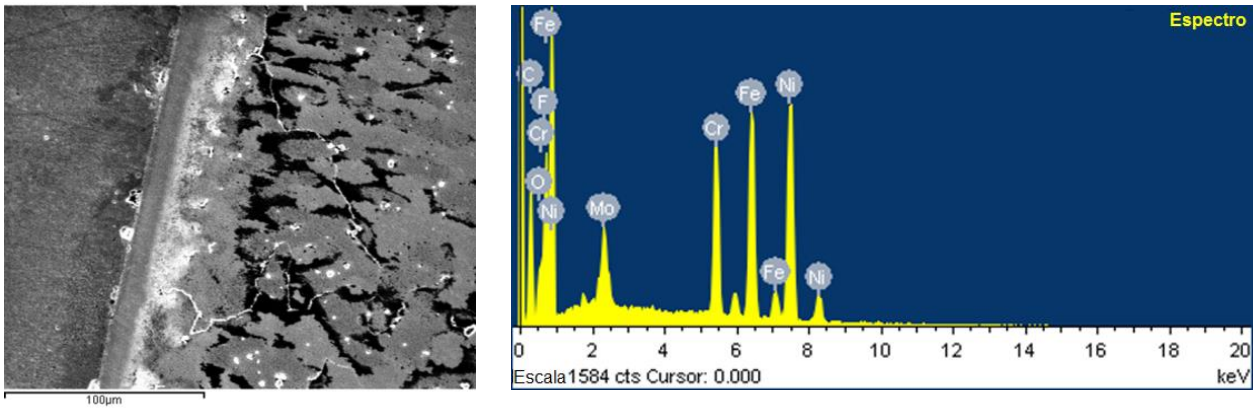


Figura III. 23. MEV e espectro por EDS da zona de interface entre o INCONEL 625 e o MB, condição TTPS. Aumento 20x.

No espectro da Figura III. 24, realizado em alguns pontos no interior da zona de interface, pode-se observar a presença de picos elevados de Nb, Cr, Ti e Al.

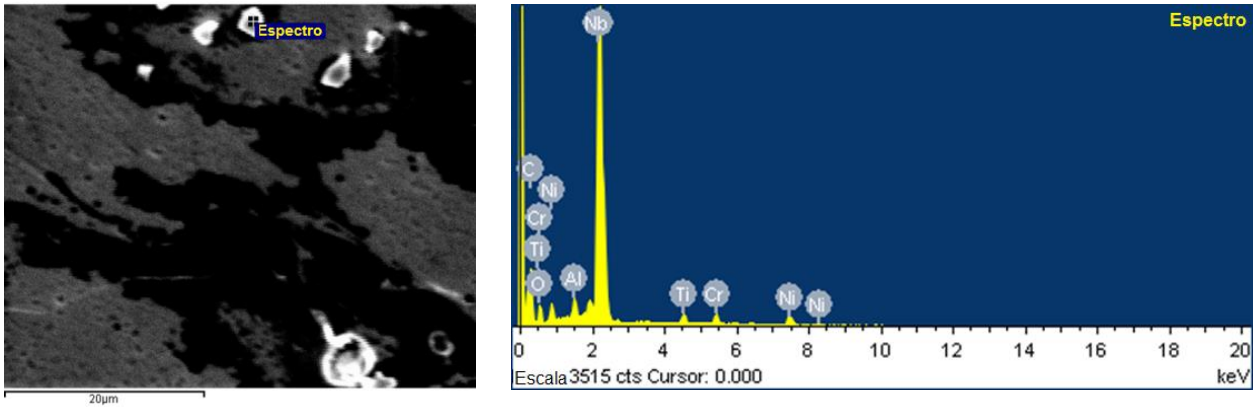


Figura III. 24. MEV e espectro por EDS da zona de interface e no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x.

III. 3.2.2. Microestrutura dos revestimentos

A microestrutura dos revestimentos com as ligas AISI 904L e INCONEL 625 em ambas as condições (CS e TTPS) apresentaram uma matriz austenítica, com solidificação dendrítica celular e colunar, conforme pode ser observado na Figura III. 25.

Embora o teor de C destas ligas seja controlado durante a produção dos seus respectivos consumíveis, a fim de conservá-los em níveis baixos, o percentual deste elemento na liga diluída pode ser elevado, devido à mistura com o MB que apresenta um percentual médio de 0,2% de carbono, principalmente, na região próxima à linha de fusão, conforme foi comprovado nos itens anteriores.

Um importante parâmetro que auxilia na investigação do processo de microsegregação durante a solidificação das ligas em estudo é o coeficiente de distribuição k, que representa a tendência de um dado elemento segregar para o líquido ou compor o sólido durante o processo de solidificação, sendo fundamental para a compreensão do processo de microsegregação [4]. Para elucidar melhor esta questão, os elementos enquadrados como $k < 1$ tendem a segregar para o líquido e os elementos com $k > 1$ tendem a segregar para o sólido. Em condições normais de solidificação, como por exemplo, para processos de soldagem a arco voltaico, tem-se que a região do centro da dendrita, que é a primeira a se solidificar, deve apresentar uma concentração $kC0$, na qual $C0$ é a composição nominal do metal de solda, considerando a diluição com o metal de base [4].

Alguns trabalhos que estudaram o comportamento da aplicação do revestimento da liga INCONEL 625 sobre metal de base em aço carbono [4], onde mostraram que os coeficientes k de alguns elementos como o Ni, Fe e o Cr apresentaram valores superiores a unidade,

indicando uma leve segregação destes elementos para o sólido, enquanto que o Mo e o Nb, sendo este último com maior intensidade, apresentaram um coeficiente de distribuição inferior a unidade, o que significa que os mesmos segregaram para o líquido e enriquecendo a região interdendrítica ao final da solidificação, independente do aporte térmico. Ainda neste mesmo trabalho, é destacada que a forte segregação de Nb é a principal responsável pela formação das fases secundárias observadas na microestrutura dos revestimentos com a liga INCONEL 625 e, foi verificado também que elementos tais como Nb, Mo, Ti e Si ($k<1$) segregam fortemente para a região interdendrítica, enriquecendo esta região e empobrecendo os centros das dendritas destes elementos, ricos em Ni e Fe ($k>1$). Quanto ao Cr, não foram observados indícios de segregação deste elemento para a região interdendrítica e o Mo segrega para o líquido e os teores deste elemento no centro da dendrita caem para valores menores, enquanto a região interdendrítica alcança valores maiores, devido a rejeição deste soluto por parte do sólido durante a solidificação [4].

Para as ligas em estudo, embora o Mo não seja o principal elemento responsável pela formação das fases secundárias, seus efeitos sobre a resistência à corrosão são observados e estão diretamente relacionados com a formação da camada passivadora, juntamente com o Cr, especialmente contra o ataque por cloretos, responsáveis pelo processo de corrosão localizada (pites e frestas) [4].

No caso da soldagem de materiais dissimilares, o início da solidificação da ZF pode ocorrer por meio do crescimento epitaxial, a partir do MB e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central do revestimento [59, 60]. Depois de iniciada a solidificação no sentido do centro da ZF o crescimento dos grãos prossegue na direção paralela ao máximo gradiente de temperatura, favorecendo um crescimento competitivo de grãos. Aqueles com orientação favorável à direção do máximo gradiente de temperatura apresentam maior facilidade de crescimento em relação aos grãos que coincidem com direções menos favoráveis [59]. Se a taxa de solidificação apresentar baixos valores ocorrerá o crescimento planar, pois o soluto terá tempo de difundir para o liquido a partir da interface, como no caso de soldagem por processo de soldagem ESW e, quando for alta não haverá tempo suficiente para difusão do soluto para o liquido e sua concentração na interface acarretará em um super-resfriamento constitucional [59]. Um elevado gradiente térmico, quando a diferença entre a temperatura na linha "*liquidus*" e a temperatura na interface for muito grande, ocasionará a predominância do super-resfriamento e, consequentemente, o surgimento da solidificação de forma planar, conforme observado nas Figuras III. 7, III.8 e III.10. Com a diminuição do gradiente térmico, devido à segregação do soluto e o aumento da diferença de temperatura entre a linha "*liquidus*" e a temperatura na interface, o efeito do super-resfriamento constitucional passa a ser significativo e a frente de solidificação passa a ter um

crescimento celular ou dendrítico, conforme pode ser verificado na Figura III. 25, de acordo com o grau de super-resfriamento constitucional [59]. Durante a solidificação de ligas metálicas surgem diferenças de composição química entre as partes líquida e sólida, e enquanto o processo avança ocorre um acúmulo de soluto rejeitado pela parte recém-solidificada frente à interface de solidificação. O líquido neste ponto apresentará uma concentração de soluto maior do que a concentração inicial da liga, ocasionando o super-resfriamento constitucional, ou seja, a temperatura de solidificação diminuirá. O super-resfriamento constitucional desestabiliza o crescimento da interface macroscopicamente plana, tornando-a instável e fazendo com que o crescimento passe a ser colunar/dendrítico, conforme a Figura III. 25 [59].

Quatro tipos de interfaces sólido/líquido podem ser identificados através do estudo da solidificação que são:

- Planar;
- Celular;
- Colunar-dendrítica; e
- Equiaxial-dendrítica [59, 60, 61].

Neste trabalho observou-se que as estruturas presentes na união dissimilar entre as ligas em estudo e o MB de aço carbono foram a equiaxial-dendrítica formada principalmente na superfície do revestimento, a colunar-dendrítica formada no centro do cordão, a celular e a planar formadas acima da linha de fusão, como pode ser visto nas Figuras III. 9 e III. 25.

A região localizada bem próxima a superficie do revestimento apresenta uma microestrutura mais refinada do tipo equiaxial-dendrítico, se comparada a da região do meio do cordão, a qual apresenta uma microestrutura colunar-dendrítico e a região próxima à interface revestimento/MB encontram-se as regiões, celular e a planar, imediatamente a zona de fusão formada entre o substrato e o metal de solda, conforme pode ser visto nas Figuras III. 9 e III.25.

A formação de diferentes regiões microestruturais em um mesmo passe de solda pode ser atribuída a macro segregação que ocorre em solda de materiais dissimilares, definida pela segregação de soluto frente à interface sólido-líquido, durante o processo de solidificação. A micro segregação ocorre em menor escala, entre as células e os braços dendríticos. Estes processos dependem de fatores como o gradiente térmico, a velocidade de solidificação e a concentração de soluto [58, 59].

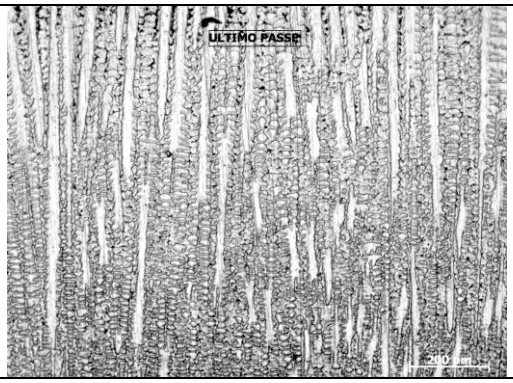
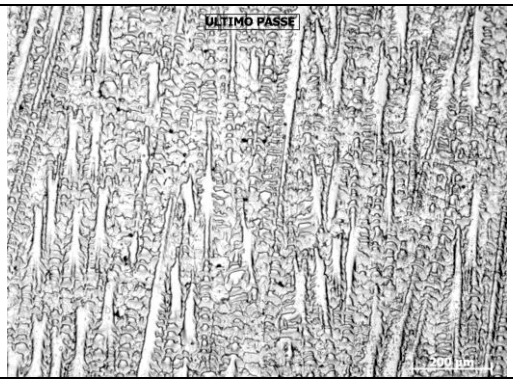
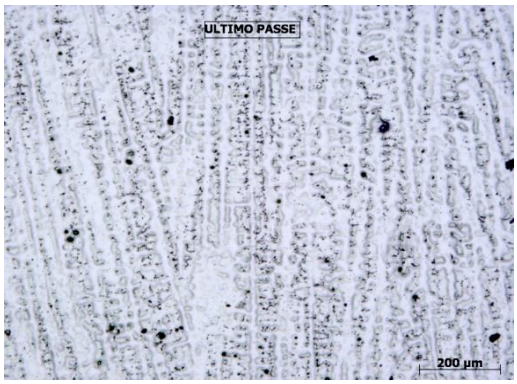
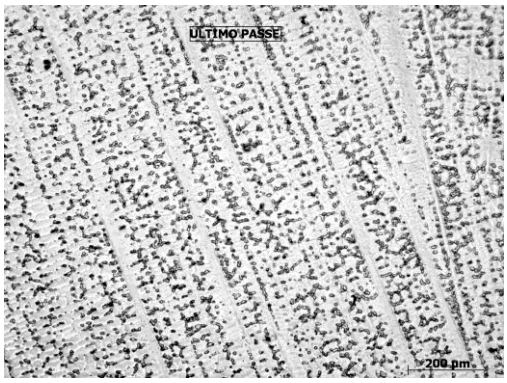
Liga	Condição	
AISI 904L	CS	TTPS
		
INCONEL 625		

Figura III. 25. Micrografias dos revestimentos, nas condições CS e TTPS. Aumento: 50x.

Alguns aspectos morfológicos foram observados mas não identificados no presente trabalho, nas amostras revestidas com as ligas em estudo, ou seja, as morfologias cuboidal e multiforme (bastonetes e eutéticos lamelares), localizados próximo aos centros das dendritas e nas regiões interdendríticas, mas em alguns casos eles podem ocorrer também próximos aos contornos de grão de solidificação [59], como podem ser vistos nas Figuras III. 26 e III. 27.

As análises químicas por EDS em um ponto no revestimento da liga superaustenítica AISI 904L apresentadas na Figura III. 26 indicam picos de alguns elementos de liga como o Mn, Fe, Cr, Ni, Mo, Cu, Al e Si.

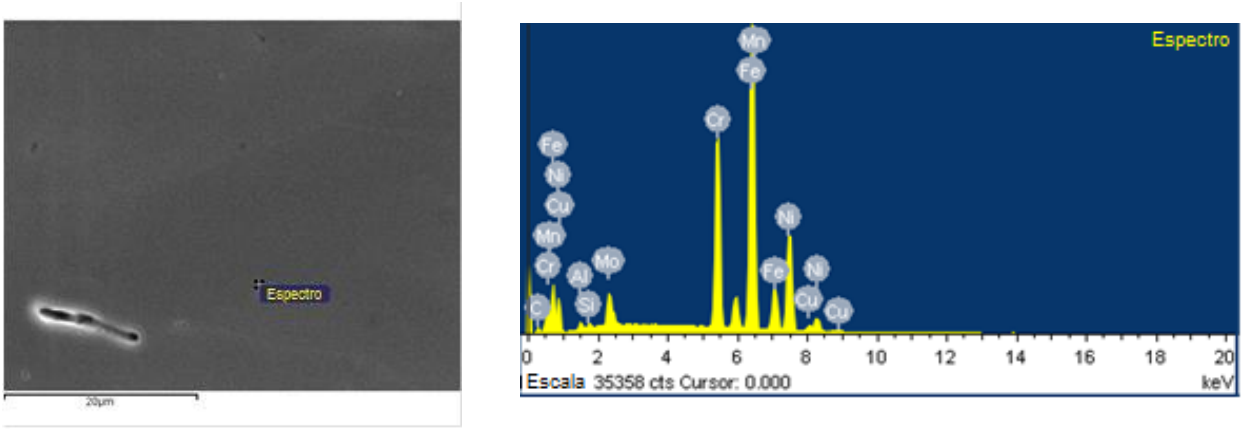


Figura III. 26. MEV e espectro por EDS do revestimento AISI 904L, TTPS. Aumento 500x.

Nas análises químicas por EDS mostradas na Figura III. 27 são observados picos de elementos de liga como o Ni, Cr, Mo, e Nb, visto que o teor de Nb do INCONEL 625 é em torno de 3,5 %, e os resultados de EDS indicaram teores muito maiores deste elemento encontrado nesta liga. Os elementos Ni, Cr e Mo são os constituintes principais desta liga e podem aparecer em teores altos, devido à interação de elétrons do feixe com a matriz, mesmo quando o ponto de análise esteja sobre o precipitado [4].

Além disso, foi observada a presença de carbono, que embora seu percentual seja baixo, o fato do espectro apresentar um pico deste elemento pode ser um indicativo de que, a presença de altos teores de carbono nesta liga pode formar carboneto rico em Nb [4, 44, 45].

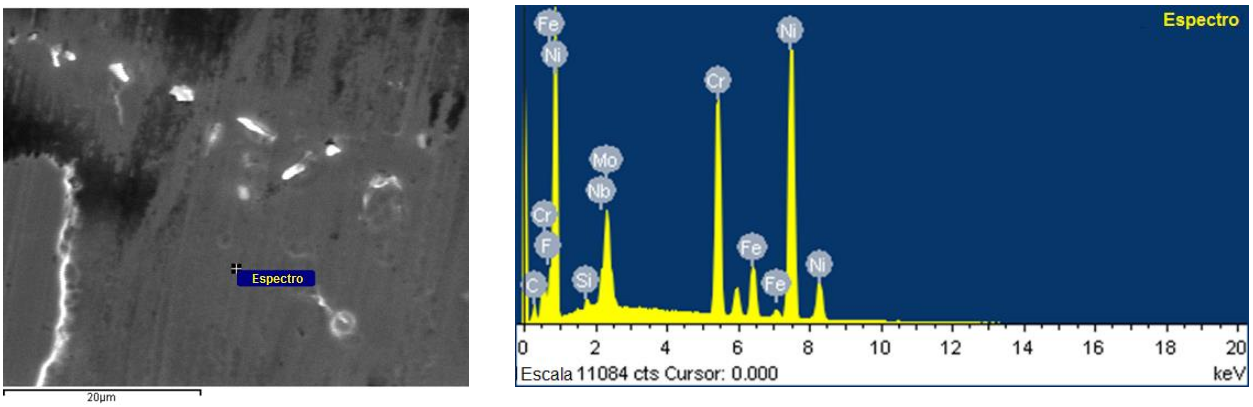


Figura III. 27. MEV e espectro por EDS mostrando a presença de precipitados no revestimento INCONEL 625, condição CS. Aumento 500x.

Considerando que esta liga apresenta um percentual de 3,5 a 4,0% de Nb, tem-se em um possível precipitado um teor de Nb quase 7,0 vezes maior do que a matriz e, no caso dos precipitados alongados com a presença de Si, pode indicar que as fases precipitadas com

aspecto alongado e morfologia de bastonetes, correspondem a fases Laves com estrutura hexagonal e rica em Nb [4, 44].

As morfologias citadas para as amostras com revestimentos em INCONEL 625 podem ter características das fases Laves, em função destas ligas de Ni conterem teores de Nb e a formação destas colônias de precipitados podem ocorrer em várias partes da região destes revestimentos, em ambas as condições, ou seja, desde a região próxima à ZPD, no meio e na superfície dos revestimentos [4, 44].

Tal comportamento é justificado pelo enriquecimento do líquido à frente da interface S/L, devido o processo de microsegregação de soluto, especialmente Mo e Nb, fazendo com que o líquido remanescente ao final da solidificação torne-se supersaturado nestes elementos, favorecendo a reação eutética $L \rightarrow \gamma + Laves$ [4, 44].

Alguns trabalhos de pesquisa verificaram que durante a solidificação, o Si segrega e participa da formação da fase Laves e de carbonetos do tipo M_6C [4].

A formação das fases secundárias nos volumes interdendríticos é atribuída principalmente ao processo de micro segregação de alguns elementos químicos durante a solidificação do metal de solda, pois o evento da solidificação ocorre fora do equilíbrio e a segregação de certos elementos pode ocasionar uma supersaturação do líquido ao final da solidificação, fazendo com que este exceda o limite de solubilidade da fase γ e sua condição de enriquecimento favoreça a solidificação de outras fases [4, 44, 45].

A formação de carbonetos pode ser devido ao tratamento térmico que o material sofreu para difusão de elementos formadores de carbonetos e alívio de tensões [44].

O carbono que está presente nas ligas de Níquel tem função básica de contribuir para o endurecimento das mesmas, embora possa estar presente devido à dificuldade de remoção deste elemento durante o refino destas ligas [59]. Além disso, este elemento reage com os elementos de liga que apresentam grande afinidade para formar carbonetos, que são partículas com composição do tipo MC, $M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_6C, ou seja, fases em que a estequiometria apresenta algum tipo de combinação de átomos de (C) com átomos de algum metal (M) que apresente grande afinidade, como o Cr, o Ti, o Mo entre outros. Esses carbonetos são partículas que restringem o movimento dos contornos de grãos em altas temperaturas, evitando ou minimizando o amolecimento causado pelo crescimento de grão e pelo mesmo motivo aumentam a resistência à fluência [58, 59].

Quando o material está na condição de fundido, os carbonetos MC e o $M_{23}C_6$ estão presentes. Após o envelhecimento em temperaturas relativamente baixas, surge a fase intermetálica Sigma (σ) [58, 59].

Segundo a literatura [59], a medida que os teores de Mo e W aumentam para níveis da ordem de 7% em massa, além da formação dos carbonetos $M_{23}C_6$, ocorrerá também à

formação dos carbonetos M_6C, que pode substituir completamente os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$.

Além disso, quando o teor de Mo é muito alto, aumenta a tendência à formação de fases Sigma (σ) e Mu (μ). É importante ressaltar que a estrutura cristalina do carboneto $M_{23}C_6$ é muito semelhante à estrutura cristalina da fase Sigma (σ), ocorrendo o mesmo tipo de semelhança entre o carbeto M_6C e a fase Mu (μ) [58, 59].

As fases TCT possuem dois elementos eletropositivos como o Cr e Mo e um eletronegativo Ni, Co e o Fe e quase sempre nas ligas de Níquel, as fases TCP apresentam morfologia de plaquetas, que se mostram como agulhas no plano bidimensional de imagens microestruturais e se nucleiam próximo aos contornos de grãos, regiões nas quais é maior a concentração de elementos como Cr e Mo, que favorecem a formação dessas fases [59].

A presença de possíveis precipitados na microestrutura dos revestimentos em estudo, pode proporcionar uma perda na resistência à corrosão, conforme pôde ser visto neste item, principalmente, quando submetido ao tratamento térmico pós-soldagem, conforme pode ser observado na Tabela III.8, onde as amostras que passaram por TTPS, tiveram uma pior performance em realação às amostras CS.

III. 4. Análise Química.

A análise química dos revestimentos em estudo foi obtida na superfície de várias alturas em relação à linha de fusão, conforme mostrado na Tabela III. 7.

Estas análises apresentaram uma composição química uniforme em todo o revestimento correspondendo a mistura da fita utilizada como consumível de soldagem para cada liga em estudo com o metal de base para uma média do grau de diluição sobre os parâmetros de soldagem.

As medidas foram realizadas em diversas alturas da linha de fusão (LF), considerando que a altura a ser seguida deverá ser de 3,0 mm, de acordo com a norma API 10423 [6].

Com base nos resultados de composição química, especialmente os teores de Fe para as amostras revestidas em INCONEL 625, foram determinados os níveis de diluição, onde esta foi determinada através da Equação III. 1 onde:

- Cms = a concentração do elemento, no caso o Fe, no metal de solda;
- Cma = a concentração do elemento no metal de adição; e
- Cmb = a concentração do elemento no metal de base.

$$D = C_{ms} - C_{ma} / C_{mb} - C_{ma} \qquad \text{Equação III.1} \qquad [4]$$

Para o metal de base o teor de Fe foi de 98,2%, enquanto que o teor de Fe no metal de adição foi de 0,19%.

Através da equação III. 1 e com os percentuais de Fe presentes na composição química do consumível de INCONEL 625, do metal depositado à 3,0 mm da linha de fusão e do metal de base, o valor encontardo da diluição local foi em torno de 4,0 %.

Na Tabela III. 6 é apresentado um comparativo dos valores de diluição encontrados neste trabalho com o obtido pelos processos GMAW w FCAW [14, 62].

Tabela III. 6. Taxas de diluição obtidas pelos processos ESW, GMAW e FCAW.

Processo de Soldagem	Taxa de Diluição (%)
ESW	4,0
GMAW	7,89
FCAW	11,2

Através da análise química apresentada através da Tabela III. 7, nota-se que a medida que a concentração de Fe aumenta a de Ni diminui.

É importante destacar que as amostras investigadas no presente trabalho são oriundas de um estudo mais amplo visando a deposição de revestimentos em AISI 904L e INCONEL 625, com baixo nível de diluição (teor de Fe inferior a 5%), tendo sido comprovado que em se tratando de diluição, outras variáveis do processo tais como, velocidade de soldagem, velocidade de alimentação, tensão, corrente e etc podem influenciar o nível de diluição do metal depositado, e que condições de baixa diluição podem ser depositadas, ainda que sejam aplicados níveis elevados de energia de soldagem [63].

Uma diluição reduzida é sempre desejada, pois minimiza a formação de microestruturas de alta temperabilidade e susceptíveis a ataque corrosivo, além de contribuir para se evitar a ocorrência trincas de solidificação no revestimento [63].

Segundo a norma ISO 10423, destinada à construção de equipamentos para o setor de petróleo e gás, o teor ótimo de Fe em um revestimento metálico com uma liga resistente à corrosão (CRA) deve ser inferior a 5,0 % próximo à superfície, para garantir um bom desempenho em serviço, apesar de teores entre 5,0 e 10,0 % serem aceitáveis, segundo a mesma norma, para algumas aplicações [64]. Porém, tal requisito é contestado através de investigações realizadas com técnicas de avaliação da influência do Fe na resistência à corrosão, que será mais bem abordado no item III. 5.

A Tabela III. 7 apresenta a composição química dos revestimentos depositados, com 4 alturas diferentes em relação à linha de fusão, onde pode se fazer as seguintes considerações:

a) o revestimento aplicado com o consumível correspondente à liga de níquel INCONEL 625 apresentou para todas as camadas analisadas, teores de Fe abaixo do máximo recomendado pela norma ISO 10423 (5%), o que indica não ter ocorrido prejuízo a característica de resistência à corrosão, segundo este critério. Este fato pode ser atribuído ao processo de soldagem utilizado para o presente trabalho, pois apresenta como uma das suas principais características, baixas taxas de diluição [2, 3].

b) os teores dos elementos de liga Cr, Mo e N encontrados no revestimento aplicado com o consumível correspondente à liga AISI 904L, na camada de 3,0 mm acima da LF, foram utilizados para a realização do cálculo do PREN (Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites), utilizando a equação I.1, onde se chegou ao seguinte resultado:

O valor calculado através da fórmula acima para o revestimento em AISI 904L na cota de 3,0 mm da linha de fusão foi de aproximadamente 43, em função da composição química do consumível mais o fluxo utilizado ter proporcionado teores de Mo no revestimento acima da composição do consumível da liga AISI 904L. O valor de PREN alcançado neste revestimento se encontra equivalente às ligas superduplex, o que significa que o AISI 904L apresenta uma excelente resistência à corrosão por pites [65]. Além disso, os teores de Mo encontrados estão na faixa atendida pela composição da liga 254 SMO, o que proporciona uma maior resistência à corrosão por pite. Para os aços inoxidáveis dos tipos austeníticos e duplex, o N também traz uma benéfica influência sobre a resistência à corrosão pite.

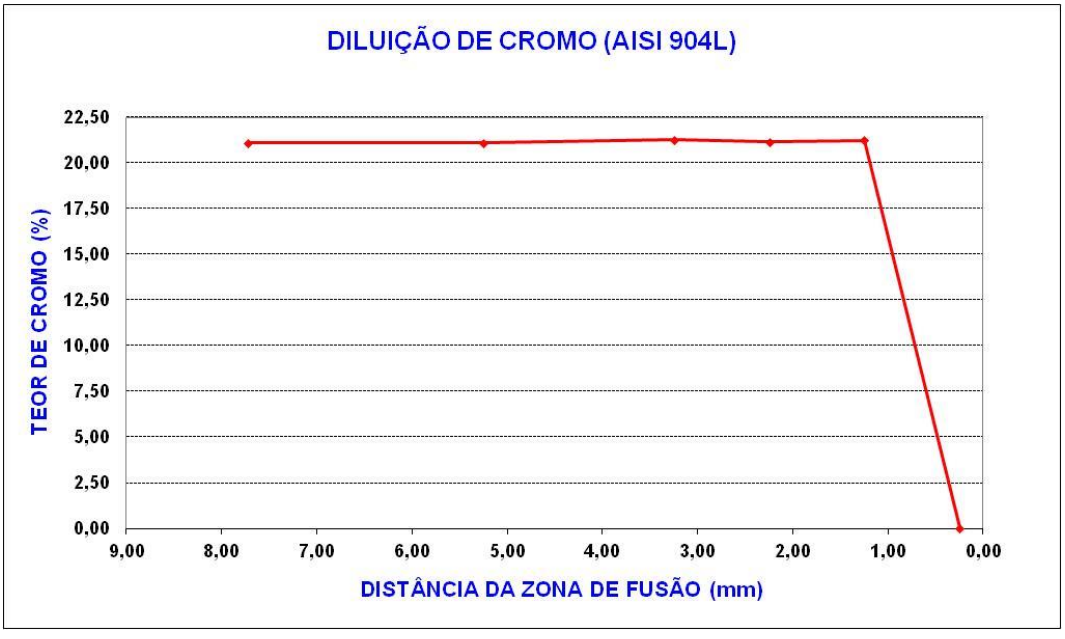
A liga INCONEL 625 possui uma excelente resistência a corrosão em função dos teores de Cr (20,0 %) e de Mo (9,0 %) e os teores de Fe e C devem ser limitados a níveis baixos, a fim de não comprometerem a resistência a corrosão localizada da liga para evitar a precipitação nos contornos de grãos, principalmente, nas operações de soldagem. Em deposição de metais de alta liga como aços inoxidáveis e ligas de níquel a resistência a corrosão pode ser afetada pela segregação de elementos como o Cr e o Mo, durante a solidificação, aliado ao efeito da diluição que deve ser baixo para evitar a ocorrência de altos teores de Fe no revestimento [66]. Em se tratando de diluição outras variáveis do processo, além da energia de soldagem, podem influenciar o nível de diluição do metal depositado e que condições de baixa diluição podem ser obtidas mesmo aplicando altas energias de soldagem.

Tabela III. 7. Composição química dos revestimentos em estudo (%) em peso.

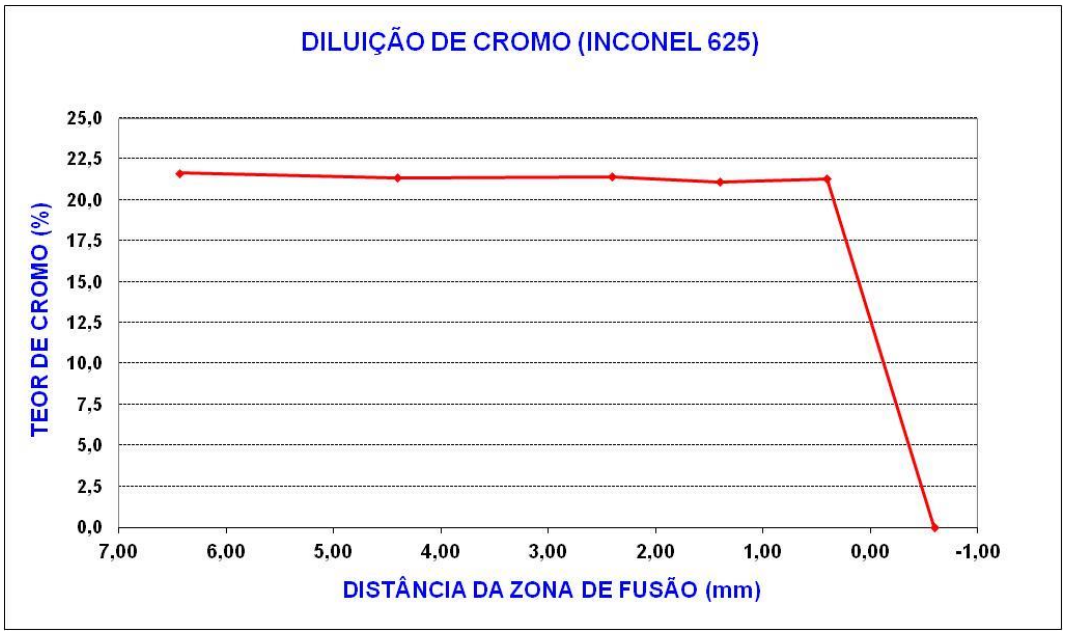
Material	H (mm)	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	N	Cu	Nb	Ti	Fe	W	Al	Co
INCONEL 625	7,0	0,019	21,65	61,52	0,053	0,17	8,5	NE	0,009	3,55	0,024	4,44	0,02	NE	0,031
	5,0	0,018	21,38	62,05	0,06	0,34	8,37	NE	0,009	3,30	0,044	4,35	0,02	0,016	0,032
	3,0	0,018	21,43	62,2	0,05	0,33	8,34	NE	0,009	3,27	0,04	4,26	0,02	0,002	0,030
	0,5	0,18	0,03	0,07	1,08	0,2	0	NE	0,008	0	0,001	98,41	0,001	0,026	0,003
AISI 904L	7,0	0,021	21,1	28,1	1,15	0,33	6,89	0,077	1,695	0,024	0,0012	40,4	0,044	0,015	0,164
	5,0	0,019	21,1	27,9	1,18	0,40	6,73	0,075	1,667	0,024	0,0014	40,6	0,048	0,019	0,173
	3,0	0,021	21,27	27,0	1,17	0,41	6,18	0,081	1,667	0,026	0,0014	41,9	0,045	0,019	0,173
	0,5	0,164	0,02	0,02	1,072	0,19	0,00	0	0,008	0	0,001	98,47	0,001	0,027	0,003

(H) – Cota em relação à linha de fusão;

As Figuras III. 28 à III. 31 mostram a diluição dos principais elementos que constituem as ligas em estudo ao longo de cada revestimento, baseado nos dados colhidos nas análises químicas, conforme Tabela III. 7.

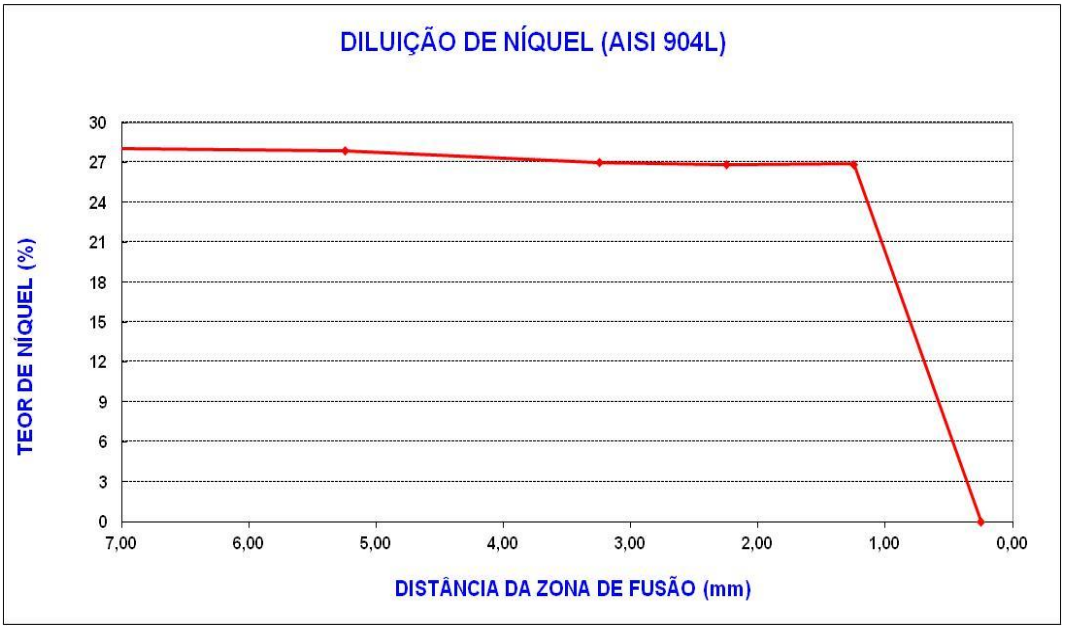


a)

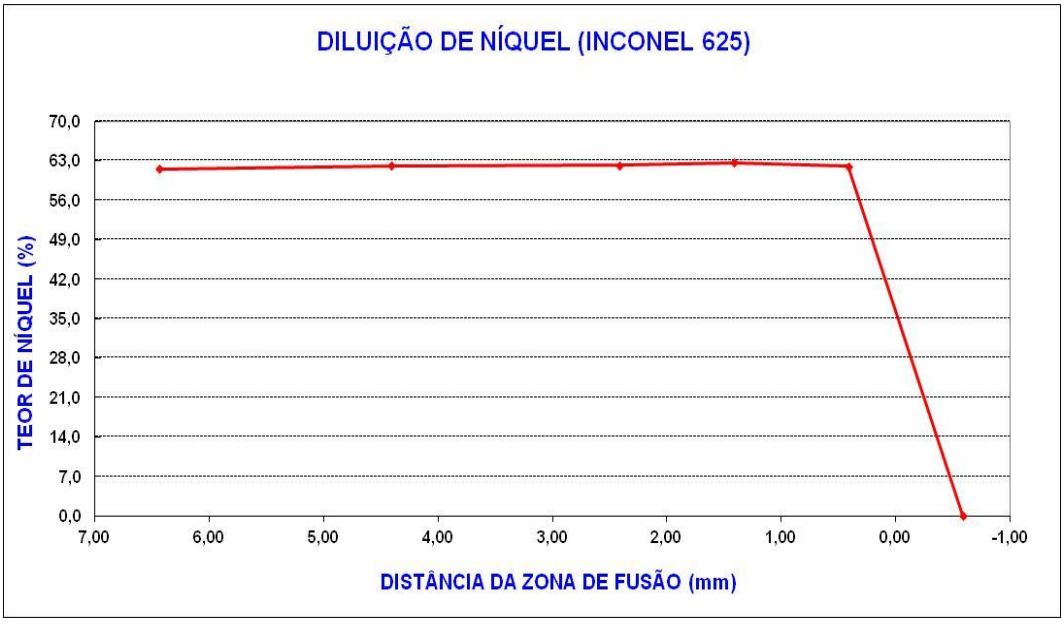


b)

Figura III. 28. Gráficos de diluição do Cr ao longo dos revestimentos em estudo.

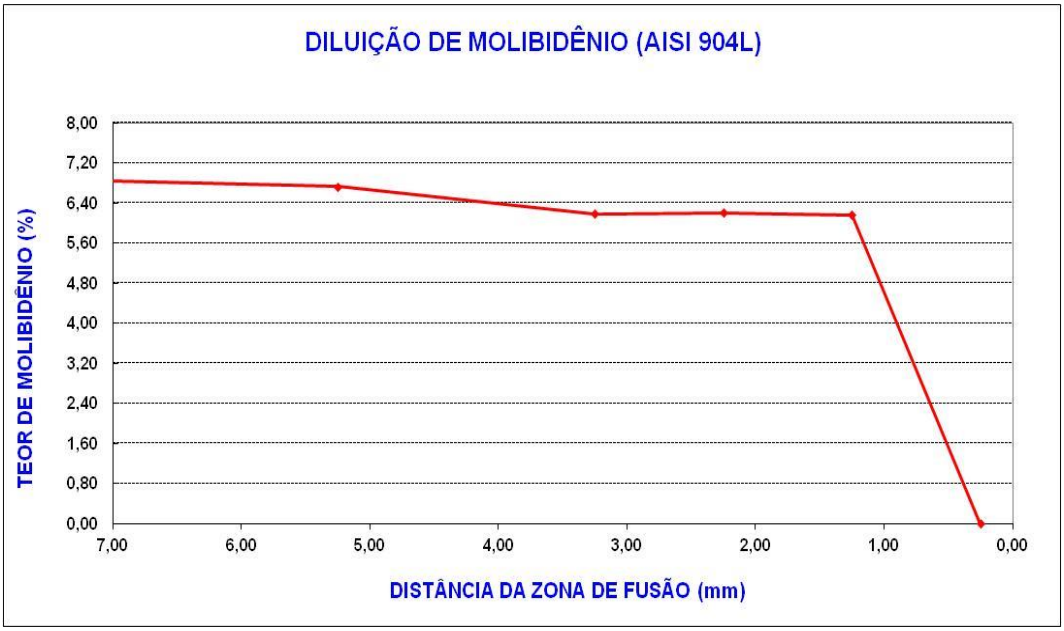


a)

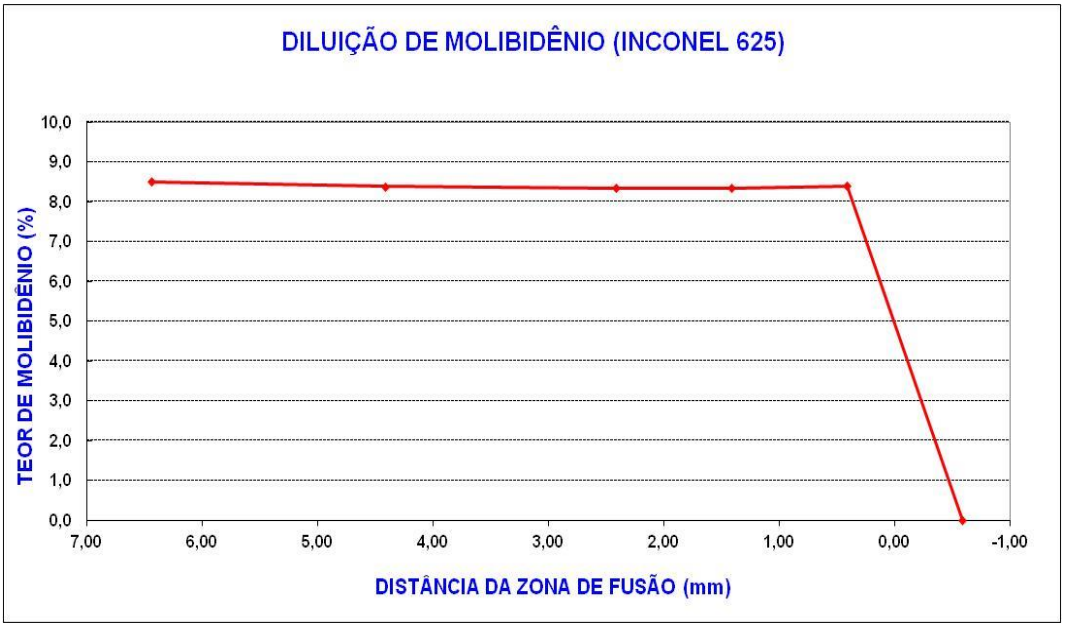


b)

Figura III. 29. Gráficos de diluição do Ni ao longo dos revestimentos em estudo.

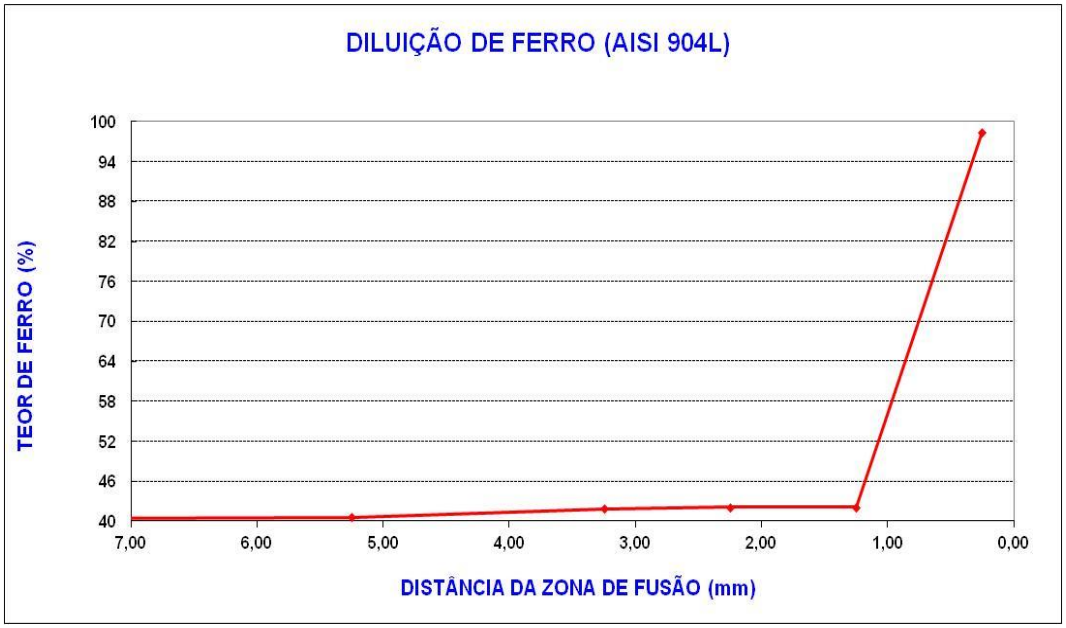


a)

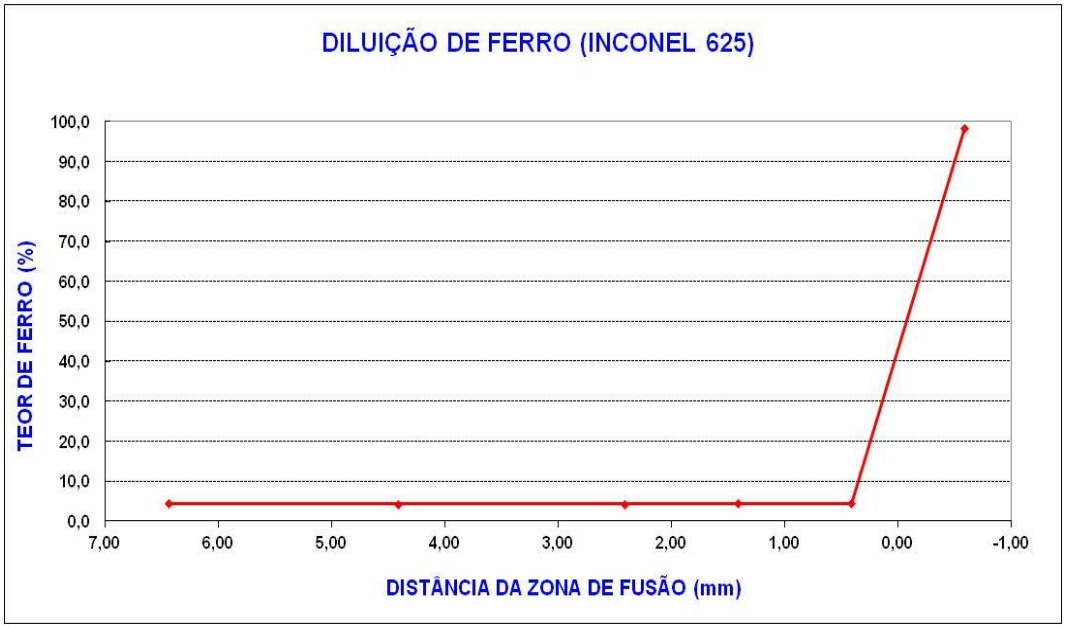


b)

Figura III. 30 - Gráficos de diluição do Mo ao longo dos revestimentos em estudo.



a)



b)

Figura III. 31. Gráficos de diluição do Fe ao longo dos revestimentos em estudo.

III. 5. Ensaios de Corrosão.

Foi utilizada a metodologia estabelecida pela norma ASTM G48 método A [56] para execução dos ensaios de corrosão realizados para o presente trabalho. No entanto, como esta norma não apresenta critérios de aceitação, foi adotada para avaliação dos resultados a norma Norsok M 601 (Welding and Inspection of Piping), a qual apresenta critérios de avaliação para o aço inoxidável superaustenítico (6Mo) e para as ligas de níquel [67].

O texto desta última norma [67] menciona que as soldas com os materiais em estudo devem ser testadas quanto a sua resistência à corrosão por pite, de acordo com a ASTM G48, método A, com temperatura de teste de 40ºC e tempo de exposição de, no mínimo, 24 horas, sendo que o critério de aceitação prevê que não deve ser observado nenhum pite a 20X de aumento e a perda de massa não deve exceder a 4,0 g/m^2.

Os resultados obtidos no presente trabalho mostraram, a princípio, que a liga ferrosa AISI 904L é menos resistente à corrosão localizada, pois os resultados apresentaram a presença de pites em todas as amostras, além de terem sido verificadas perdas de massa excessivas em relação ao limite preconizado pela norma NORSOK M 601 [66], conforme pode ser visto na Tabela III.8.

Vale ressaltar que a liga super duplex utilizada para a fabricação maciça de vasos de pressão, que apresenta um valor de PREN similar à composição apresentada pelo conjunto consumível mais fluxo da liga AISI 904L, apresentou pites após ser submetida ao ensaio de

corrosão, conforme o utilizado neste trabalho, pois sabe se que as ligas ferrosas apresentam baixo desempenho nos ensaios de corrosão, em relação às ligas de níquel [13, 68, 69].

Tabela III. 8. Resultados dos ensaios de corrosão (ASTM G48) dos revestimentos.

Amostra	**Presença de Pite**	**Perda de Massa (g/m^2)**
AISI 904L CS	sim	173,4
AISI 904L TTPS	sim	91,9
INCONEL 625 CS	não	0
INCONEL 625 TTPS	não	0,17

Outra observação relevante a ser considerada nos resultados destes ensaios foi que a amostra revestida com INCONEL 625 que sofreu tratamento térmico de alívio de tensões após soldagem (TTPS) teve resultado menos satisfatório do que a amostra na condição como soldada (CS), possivelmente em função da formação de precipitados (carbonetos e fases intermetálicas), prejudicando assim, a sua resistência à corrosão, enquanto que nas amostras revestidas com a liga AISI 904L observou-se o contrário, ou seja, a amostra CS apresentou maior perda de massa do que a amostra TTPS.

Vale ressaltar que estes ensaios de corrosão foram realizados no intuito de se comparar a resistência à corrosão por pite das ligas em estudo e verificar a influência do tratamento térmico de alívio de tensões sobre a resistência à corrosão dos revestimentos, pois o ASME VIII, Divisão 1 [70], recomenda que todas chapas para construção de vasos de pressão com espessuras acima de 38,0 mm devem passar por este tipo de tratamento.

A avaliação da resistência à corrosão por pite com base neste indicador requer cuidados, pois este tipo de corrosão é caracterizado por uma baixa perda de massa e o material resultante da corrosão fica frequentemente aprisionado no interior do pite, o que altera significativamente esta medição e, portanto, a confiabilidade e reprodutibilidade deste indicador são duvidosas [13, 68, 69]. Os principais fatores que afetam a resistência à corrosão dos metais de solda dessas ligas são a micro segregação causada pela redistribuição de soluto durante a solidificação, a qual promove a formação de gradientes de concentração entre o centro das dendritas e as regiões interdendríticas e a precipitação de fases secundárias nessas regiões, que podem levar a um processo de corrosão acelerada [4].

No caso do revestimento em INCONEL 625, o aumento do teor de Fe em função da diluição diminui a participação de elementos importantes na resistência à corrosão, como o Mo e o Cr e, favorece a segregação do Mo para as regiões interdendríticas, apesar deste fato não

ter aparentemente, influenciado na sua resistência à corrosão, conforme os resultados do ensaios de corrosão utilizados neste trabalho [4, 44, 45, 61].

Porém, outros autores [13, 68, 69], utilizando ensaios de imersão em solução aquosa com $FeCl_3$, segundo a norma ASTM G-48, recomendam que o teor de Fe na soldagem de revestimentos dissimilares entre o INCONEL 625 e um MB de aço C Mn, fosse limitado a 5% para garantir um bom desempenho com relação à resistência à corrosão por pites.

A escolha da técnica de ensaio de corrosão conforme a norma ASTM G48 neste trabalho em detrimento a outras técnicas, tal como a de polarização eletroquímica, se deve ao fato desta segunda não ser capaz de detectar alterações na resistência à corrosão associadas à mudança de composição química devido à diluição, especialmente quanto ao teor de Fe e, em contra partida, técnicas de longo período de imersão que produzem um ataque mais eficaz, podem ser mais realistas na detecção da suscetibilidade à corrosão, como a estabelecida pela norma ASTM G-48 [56].

Vale ressaltar que o objetivo do presente trabalho foi fazer uma avaliação das ligas em estudo no que diz respeito às suas soldabilidades e os seus respectivos comportamentos mecânicos e metalúrgicos, tanto da zona de interface entre os metais, quanto dos revestimentos propriamente ditos. Porém, a fim de se iniciar uma discussão quanto a uma possível substituição da liga INCONEL 625 pela AISI 904L, em algumas aplicações dentro uma planta de processamento primário em uma instalação de produção de óleo e gás em terra ou no mar, iniciou-se uma análise comparativa premiliminar das ligas em estudo quanto às suas resistências à corrosão localizada, segundo a norma ASTM G48, para que os resultados sejam analisados detalhadamente por trabalhos futuros, utilizando outros métodos de avaliação destas ligas, visando a obtenção de resultados mais conclusivos quanto a este requisito.

Sendo assim, apesar dos resultados não terem sido conclusivos, muito em função das grandes perdas de massa que as amostras com AISI 904L tiveram (Tab. III.7), ou seja, da ordem de centenas de g/m^2, o que causou muita estranheza e daí, a necessidade de se fazer uma investigação mais profunda.

O que se pode obter a partir dos resultados dos referidos ensaios é que a liga INCONEL 625 possui uma resistência à corrosão superior à AISI 904L, conforme era esperado, pois um dos propósitos deste trabalho é verificar a possibilidade de se utilizar ligas menos nobres com menores quantidades de elementos de liga, tais como a liga superaustenítica utilizada neste trabalho e que as amostras que passaram por TTPS apresentaram um desempenho pior do que as amostras na condição como soldada.

Outro motivo para que seja realizada uma avaliação mais detalhada sobre o assunto resistência à corrosão das ligas em estudo é a questão do cálculo do PREN para a liga AISI 904L ter sido bastante satisfatório, pois alcançou um valor acima de 40, que é considerado como um valor que caracteriza a liga como de boa resistência à corrosão por pite [71], o que

não foi confirmado através dos resultados dos ensaios realizados. Tal fato pode ser atribuído à técnica de ensaio de corrosão utilizada neste trabalho, onde utilizou-se um ácido bastante agressivo e que não retrata as características do fluido que estará em contato com esta liga em serviço, ou seja, as condições em serviço são muito menos agressivas.

Em função do exposto acima, a fim de se obter dados mais confiáveis, devem ser realizados ensaios utilizando fluidos com propriedades mais próximas das condições que as ligas serão expostas.

Em relação à resistência à corrosão das ligas em estudo, pode se afirmar através dos resultados dos ensaios segundo a norma ASTM G48, método A, que a liga INCONEL 625 é mais resistente do que a liga superaustenítica e que o tratamento térmico de alívio de tensões, realizado em cada uma das duas amostras das liga depositadas, afetou a resistência à corrosão das ligas em estudo, como pode ser notado na Tabela III.8.

Caso seja comprovado, através de ensaios complementares, que esta liga não seja a mais apropriada para ser utilizada como opção às ligas de níquel, outras ligas superausteníticas com composição química contendo maiores teores de elementos de liga (Mo e o N), tais como a 254 SMO e 654 SMO, deverão ser testadas em trabalhos futuros.

A Tabela III. 9 mostra a composição química das principais ligas superausteníticas disponíveis no mercado, com seus respectivos valores de PREN.

Tabela III. 9. Composição Química das ligas superausteníticas [71].

Nome Comercial	Norma ASTM UNS	Composição Química (%)							PREN
		C	N	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	
904L	N08904	0.01	0.06	20.0	25.0	4.3	1.5	-	36
254SMO	S31254	0.01	0.20	20.0	18.0	6.1	1.0	-	43
654SMO	S32654	0.01	0.50	24.0	22.0	7.3	1.0	3.5	54

III. 6. Considerações Finais.

A exploração e produção marítima de óleo e gás possuem atualmente, importância fundamental na produção mundial e, especificamente no Brasil, após a descoberta dos campos gigantes do Pré Sal, grandes desafios no desenvolvimento de novos materiais estão sendo pesquisados no intuito de atender as futuras demandas na fabricação de plataformas marítimas de produção. O grande potencial exploratório em águas profundas leva as empresas do setor de petróleo a buscar o conhecimento tecnológico necessário para viabilizar os projetos,

proporcionando a busca de materiais que apresentem alta resistência à corrosão, com um melhor custo-benefício, para suportar serviços contendo fluidos altamente corrosivos.

Atualmente, o desenvolvimento e o aperfeiçoamento de novas técnicas e de procedimentos de soldagem alternativos, semiautomáticos, automáticos, robotizados etc, cujos objetivos passam pelo aumento da produtividade com a redução dos tempos de parada para manutenção, redução de diluição, ganho na qualidade do depósito e vantagens metalúrgicas resultantes da repetibilidade operacional auferida a inovações tecnológicas dos modernos equipamentos de soldagem.

Sendo assim, os processos de soldagem que possuem como características principais a questão da alta produtividade e baixas taxas de diluição, o que é desejável em uma operação de revestimento com ligas resistentes à corrosão, surgem como alternativa aos processos comumente utilizados quando se deseja revestir grandes áreas, como por exemplo, os processos de colaminação a quente e soldagem por explosão. Como o processo de soldagem eletroescória apresenta todas as características citadas, este foi o escolhido para revestir bocais de equipamentos de grande porte com espessuras acima de 25 milímetros. Na categoria de materiais resistentes a corrosão em meios contendo grandes quantidades de cloretos, com concentrações de H_2S e CO_2, são os mais frequentes na indústria do petróleo e gás os aços inoxidáveis austeníticos, superausteníticos e as ligas de Níquel.

As principais empresas do setor de produção de petróleo em alto mar utilizam para a fabricação de vasos que contenham fluidos corrosivos, geralmente, duas opções que estão sendo utilizadas para a fabricação de vasos de pressão, principalmente, os vasos separadores de produção, que tem a finalidade de realizar a primeira separação das fases do petróleo e que possuem grandes dimensões (19.000 mm x 4.500 mm x 50 mm) a serem revestidas, utiliza-se as opções de se fabricar estes equipamentos inteiramente em aço inoxidável super duplex ou em aço carbono, revestido internamente com a liga de níquel INCONEL 625.

Em função das dificuldades na fabricação de vasos em liga duplex, principalmente, quanto a sua conformação e soldagem serem bastante complexas e o custo elevado na liga INCONEL 625, este trabalho tem o objetivo de apresentar uma possível terceira opção para ser utilizada para este fim, ou seja, a utilização da liga superaustenítica AISI 904L como revestimento sobre substratos em aço carbono, em função das suas características de resistência à corrosão e metalúrgicas serem bastante satisfatórias, conforme os resultados apresentados neste trabalho.

A Figura III. 32 apresenta um gráfico comparativo entre as ligas superaustenítica, quanto à suas resistências à corrosão por pite e fresta, em meios contendo cloretos..

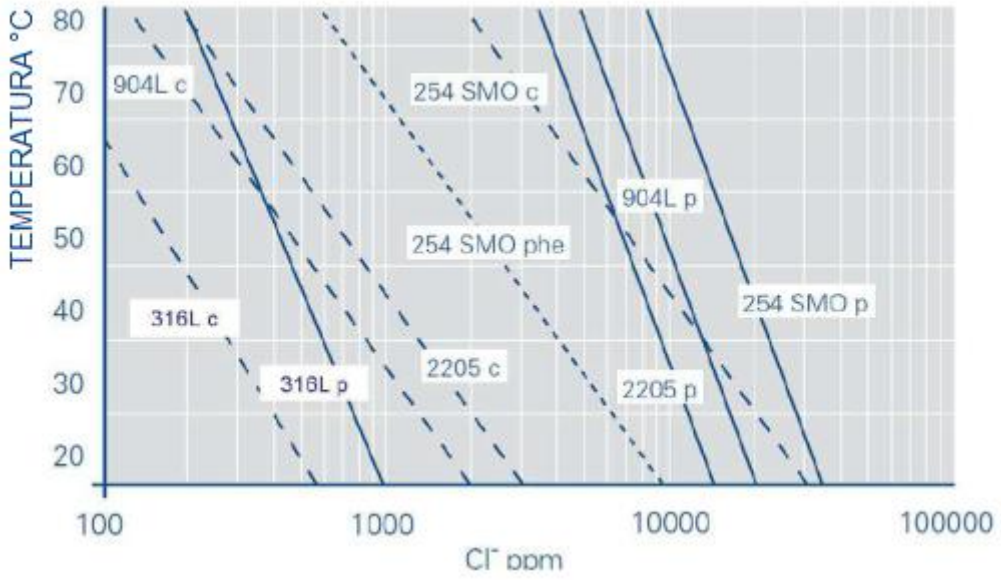


Figura III. 32. Gráfico ilustrando o risco de corrosão por pites e fresta em aços inoxidáveis de alto desempenho em água contendo concentrações de cloreto em diversas temperaturas [70].

Com a descoberta dos reservatórios do Pré-sal, com estimativas que totalizam 12 bilhões de barris de petróleo e gás, foram iniciados vários estudos no intuito de tornar as unidades marítimas de produção menos custosas, a fim de viabilizar vários projetos relacionados à exploração destes campos. Com isso, surgiu a possibilidade de se iniciar a busca de materiais resistentes às condições limites de corrosividade dos fluidos com melhor custo-benefício em relação aos materiais atualmente utilizados.

Dentro do escopo deste trabalho, que comparou dois consumíveis de soldagem com composição química de acordo com as ligas AISI 904L e INCONEL 625, nas condições de como soldado e após tratamento térmico de alívio de tensões, destacam-se as características de baixas taxas de diluição e altas taxas de deposição apresentadas pelo processo de soldagem eletroescória utilizado para a aplicação dos revestimentos com as ligas em estudo, a boa soldabilidade apresentada por ambas às ligas, a formação de zonas parcialmente diluídas na zona de interface entre o metal de base e os revestimentos aplicados, a formação de uma microestrutura austenítica com a presença de fases intermetálicas e a constatação de que a liga INCONEL 625 se mostrou mais resistente à corrosão por pite em relação à liga AISI 904L.

Outro fato importante a ser relatado foi à questão do comportamento das ligas aplicadas como revestimento metálico, após sofrerem tratamento térmico de alívio de tensões em relação á condição como soldada, onde pode se notar principalmente, que o referido tratamento serviu para revenir a provável martensita formada na zona de interface entre os revestimentos aplicados e o metal de base, além de ter produzido alterações microestruturais nos revestimentos e proporcionado a formação de possíveis precipitados nesta região..

A escolha da liga AISI 904L para ser utilizada no revestimento de chapas em aço carbono, ocorreu em função desta ser a alternativa com o menor custo em relação as demais ligas superaustenítica, como as ligas 254 SMO e 654 SMO, cujo os teores de elementos de liga são crescentes respectivamente, conforme pode ser observado na Tabela III.9.

De acordo com a avaliação de custos realizada com a liga AISI 904L em relação ao INCONEL 625 para revestimentos de 3,0 mm de altura em relação à linha de fusão, a liga superaustenítica se mostrou cerca de 20% mais barata do que a liga de níquel em questão, o que torna uma alternativa bastante interessante quando se necessita revestir grandes áreas.

Outros fatores devem ser levados em conta para afirmar que a liga AISI 904L apresentou-se com características de soldabilidade bastante similares ao INCONEL 625, conforme pode ser notado nos resultados obtidos através dos ensaios de dobramento, de microdureza e das análises metalográficas, principalmente das micrografias ótica e eletrônica de varredura, onde se pôde constatar que em ambos os revestimentos tivemos a formação de uma zona de transição formada entre os metais depositados e o metal de base utilizado neste trabalho de pesquisa, com a presença de precipitados nesta região.

Estas regiões foram denominadas como zonas parcialmente diluídas (ZPD) e apresentaram como característica, valores de microdureza superiores aos medidos no metal de base e nos revestimentos em estudo. Porém, estes valores foram inferiores aos encontrados nas amostras revestidas com as mesmas ligas, porém, com utilização de processos de soldagem à arco elétrico, tais como o arame tubular para a liga INCONEL 625 e o MIG para a liga AISI 904L [14]. Naquele estudo [14], verificaram-se valores de dureza na ZPD da ordem de 400 HV, o que está de acordo com valores médios obtidos em vários outros trabalhos da literatura para os processos usuais de soldagem [58, 59, 60, 72, 73].

Alguns trabalhos recentes citam que o aumento da energia de soldagem tende a aumentar o volume da poça de fusão, o que dificulta a convecção e reduz a agitação no metal líquido, se consideradas constantes as forças motrizes de movimentação do líquido. Tal fato pode explicar o efeito de aumento da energia sobre o comportamento da espessura da ZPD. Portanto, o aumento do volume da poça de fusão tende a diminuir a formação desta ZPD, devido à perturbação da interface solido/líquido acelerar a transição da frente de solidificação planar para celular. Esta teoria confirma a diminuição da espessura e da formação da ZPD ao longo da zona de interface para o processo de soldagem eletroescória.

Alguns autores afirmam que a diminuição da espessura da ZPD pode estar associada ao fato do aumento da energia de soldagem proporcionar um acréscimo no volume de metal líquido na poça de fusão, assim como, uma maior permanência do metal no estado líquido, possibilitando maior difusão entre os metais na interface sólido/líquido [59]

Quanto aos revestimentos com as ligas em estudo foi observada a formação de uma estrutura austenítica com a presença de possíveis precipitados, que dependendo da liga,

provavelmente podem ser carbonetos e/ou fases inremetálicas, com diversas composições e morfologias [4, 19, 44, 45].

Em relação à resistência à corrosão das ligas em estudo, pode se afirmar através dos resultados dos ensaios segundo a norma ASTM G48, método A, que a liga INCONEL 625 é mais resistente do que a liga superaustenítica e que o tratamento térmico de alívio de tensões, aplicado em cada uma das duas amostras das ligas depositadas, apresentou maior perda de massa somente na amostra TTPS com revestimento em INCONEL 625, o que pode afetar a resistência à corrosão deste material quando submetido a este tratamento térmico.

Quanto à utilização da liga AISI 904L em alternativa ao INCONEL 625 para algumas aplicações de revestimento sobre metais de base em aço carbono, a princípio, com relação a sua soldabilidade e as características metalúrgicas são viáveis tecnicamente. Porém, quanto à sua resistência à corrosão, estudos complementares de investrigação deverão ser realizados, em função dos poucos resultados obtidos e, portanto, não sendo considerados conclusivos quanto à resistência à corrosão das ligas em estudo.

Sendo assim, devem ser realizados estudos com a realização de ensaios de corrosão complementares, que forneçam as informações necessárias para uma real avaliação da liga superaustenítica AISI 904L, quanto à sua resistência à corrosão em meios corrosivos, pois o consumível utilizado na deposição deste revestimento apresentou um valor elevado de PREN, em função dos altos teores de Mo e N na sua composição química, o que nos faz acreditar ser uma liga com um grande potencial para ser utilizado no revestimento de chapas de aço carbono ou de baixa liga.

Conclusões

Com base nos resultados experimentais apresentados no presente estudo sobre as características mecânicas, microestruturais e de resistência à corrosão observada nos revestimentos de soldagem dissimilar produzidas pelo processo ESW com as ligas AISI 904L e INCONEL 625 sobre o metal de base em aço carbono ASTM A516. Grau 70 foi possível concluir que:

a) A aplicação de revestimentos metálicos com as ligas em estudo sobre metais de base em aço carbono pelo processo de soldagem eletroescória, pode ser vantajosa tanto pela sua alta produtividade, quanto pela sua característica de proporcionar baixas taxas de diluição, sem prejuízo das propriedades.
b) De uma forma geral, sob as condições estabelecidas, a energia de soldagem utilizada para a aplicação dos revestimentos pelo processo de soldagem ESW, influenciaram de forma positiva na diminuição da espessura da ZPD, na diminuição da quantidade de Fe ao longo desta zona e, portanto, nos valores de sua microdureza em relação aos processos de soldagem a arco.
c) Os revestimentos estudados neste trabalho apresentaram uma boa qualidade sem defeitos superficiais visíveis a olho nu, o que evidencia o sucesso da mecanização do sistema de deposição e da boa soldabilidade apresentado pelas ligas em estudo, que estão baseados nos resultados dos ensaios de dobramento e macrografias.
d) A liga superaustenítica AISI 904L apresentou desempenho comparável à liga INCONEL 625 em termos de soldabilidade e de propriedades mecânicas para ser utilizada em revestimentos metálicos anticorrosivos.

Sugestões para Trabalhos Futuros

As conclusões referentes ao presente estudo permitem avaliar algumas possíveis melhorias e trabalhos complementares que possibilitem viabilizar e aumentar às opções de ligas resistentes a corrosão para servirem como alternativa à liga de níquel INCONEL 625, para ser utilizada como revestimento metálico sobre metais de base em aço carbono, tais como:

a) Realizar um estudo microestrutural mais detalhado com a liga superaustenítica AISI 904L, para identificação das fases presentes.
b) Realizar um estudo de resistência à corrosão, visando verificar se a liga superaustenítica AISI 904L resiste à meios com corrosividade similar aos encontrados em serviço.
c) Realizar um estudo comparativo de desempenho entre as ligas superausteníticas comercialmente conhecidas como AISI 904L, 254 SMO, 654 SMO e INCONEL 625.

Referências Bibliográficas

[1] ANTUNES, M. R.; Avaliação da Resistência à Corrosão-Fadiga do Aço API 5L X65 Revestido com o AISI 308L SI, Dissertação de M.Sc., UFRGS/PPGEM, Porto Alegre, RS, Brasil, 2008.

[2] MARQUES, Paulo V., MODENESI Paulo J., BRACARENSE, Alexandre Q.; **Soldagem – Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte, MG, Brasil, Ed. UFMG 2005.

[3] S.D. Brandi, S. Liu, Thomas, Jr., R.D., Welding, Brazing and Soldering. Electroslag and Electrogas Welding*, v. 15, ASM Handbook, ASM International, 2008, pp 124-138.

[4] SILVA, C. C., AFONSO, M. C. R., RAMIREZ, A. J., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P. **Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel INCONEL 625**, Soldag. Insp. São Paulo, Vol.17, Nº. 3, p.251-263, Jul/Set 2012.

[5] GUEDES, Daniel (2012), Soldagem de Aços Inoxidáveis Superausteníticos do tipo 904L (UNS 08904).

[6]. ISO 10423 Petroleum and Natural Gas Industries—Drilling and Production Equipment - Wellhead and Christmas Tree Equipment - EFFECTIVE DATE: APRIL 1, 2011.

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

[8] DUPONT, J. N., J. C. LIPPOLD*, et al.* **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys.** Hoboken: A JOHN WILEY & SONS. 2009. 440 p.

[9] AWS ER 385, 20.25.5 LCu – American Welding Society (Fita para ESW AISI 904L).

[10] AWS ERNiCrMo-3 - American Welding Society (Fita para ESW INCONEL 625).

[11] ASTM A 516. Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate and Lower-Temperature Service (Approved October, 2011).

[12] ASTM A790/A790M 11. Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe (Approved October 15, 2011).

[13] MARTINS, M.; Caracterização Microestrutural-Mecânica e Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Super Duplex ASTM A890/A890M Grau 6. Tese de Dc. Escola de Engenharia de São Carlos, SP, Brasil, 2006.

[14] MADALENA, Francisco C.A., JORGE, Jorge C. F., SOUZA, Luis F. G., COSTA, CABRAL, Tiago B. **Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço Inoxidável Superaustenítico AISI 904L Utilizado como Revestimento Interno de Vasos de Pressão Fabricados em Aço Carbono ASTM A 516, Grau 70.** 7º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO 20 a 24 de maio de 2013 – Penedo, Itatiaia – RJ – Brasil.

[15] PATEL, Mitul, MADMANIA, R.H., CHAUHAMB B.J. e SUNDARESANB S. **Application of Electroslag Strip Cladding for Reactors in Hydrogen-Based Refinery Service**, M .S. University, Vadodara, Mar, 2013.

[16] RAO, Venkateswara, RAO, N.B.R. Mohan and RAMBABU, K. **"Disbonding Studies of Austenitic Stainless Steel Weld Overlays on 2,25 Cr-1 Mo Steels**. Issue 2, Vol.5, July 2012.

[17] OKUMURA, T., TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. São Paulo, LTC, 1982.

[18] Technical Data BLUE SHEET Allegheny Ludlum Corporation u Pittsburgh, PA Stainless Steel Allegheny Ludlum AL 904L Alloy (UNS Designation N08904). © Copyright, Allegheny Ludlum Corporation 2006.

[19] RITONI, Marcio; "Efeitos dos Tratamentos Térmicos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço Superaustenítico ASTM A 744 Gr. CN3MN", Dissertação de Mc, Universidade Estadual de Campinas, SP, Brasil, 2007.

[20] OIKAWA, P. M. V., "Estudo do Desempenho de Aços Inoxidáveis Modificados para Aplicação em Meios Corrosivos do Processamento Primário de Petróleo". Dissertação de Mc, Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais PPGEM, Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil, 2009.

[21] LIJAS, Mats; SHEFFIELD, Avesta. **Development of Superaustenitic Stainless Steels. Acom vol2 – Avesta Sheffield** AB, 1995.

[22] HEINO, S., **Role of Mo and W During Sensitization of Superaustenitic Stainless Steel Crystallography and Composition of Precipitates**. *Metallurgical and Material Transactions,* Academic Research Library, Sweden, 1983p., 2000.

[23] RAVINDRANATH K., **High Performance Stainless Alloys in the Petroleum Refining Industry,** Petroleum Research and Studies Center, Kuwait Institute for Scientific Research, 2001.

[24] International Journal of Engineering, Science and Technology Vol. 2, No. 6, 2010, pp. 189-199 INTERNATIONAL JOURNAL OF ENGINEERING, SCIENCE AND TECHNOLOGY © 2010 MultiCraft Limited. All rights reserved Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using Gas metal arc welding process.

[25] PAREDES, R. S. C. e D'OLIVEIRA, A. S. C.M. PhD.; **Trincas de solidificação e Liquação de Aços Inoxidáveis Superausteníticos AISI 904L Soldados por Arco Elétrico**, 1º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO 02 a 04 de abril de 2001 – Curitiba, – PR – Brasil.

[26] PETROBRAS N 133 – Soldagem. Revisada em 2012.

[27] How to Weld Fully Austenitic Stainless Steels Avesta Welding 101101 EN-GB. Centrumtryck, Avesta, 2012.

[28] ASTM UNS N08904- Unified Numbering System Designation.(approved in 2011).

[29] R. RAMAN - **Effect of Nitrogen Addition on the Microstructure and Mechanical Behavior of 317L and 904L Austenitic Stainless Steel Welds,** DEEPASHRI D. NAGE, V. S. RAJA*Corrosion Science and Engineering, Indian Institute of Technology, Bombay, Mumbai, 400 076, Índia. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science, Indian Institute of Technology, Bombay, Mumbai, 400 076, Índia. Received 29 January 2004 and accepted 13 April 2005.

[30] SIMMONS, J. W., **Overview: High-Nitrogen Alloying of Stainless Steels.** *Materials Science and Engineering A207*, Albany Research Center, US Bureau of Mines 1450 Queen Ave, S.W. Albany, USA, p. 159-169, 1996.

[31] GARCIA, Amauri. Solidificação – **Conceitos e Aplicações**. *Editora da Unicamp*, 1ª Edição.

[32] PADILHA, A. F, Guedes, L.C**.** ***Aços Inoxidáveis Austeníticos***. São Paulo: Hemus, 1994, 170p.

[33] Metals Handbook, vol. 9, p.1703,1982.

[34] SOURMAIL, T., **Precipitates in creep resistant austenitic stainless steels. *Review Precipitation in Austenitic Stainless Steel*,** Department os Materials Science and Metallurgy Pembroke Street, CB2 3QZ, Cambridge, UK, 34 p., 2004.

[35] CURTIS, J. F., Kovach, W., **High Performance Stainless Steels. *Nickel Development Institute***, USA, p. 17, 2002.

[36] MODENESI Paulo J. **"Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis"** - Coleção Tecnologia da Soldagem – Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo – Osasco/SP – 2001, pag. 36-52.

[37] GOMES, J. H. F. Análise e Otimização da Soldagem de Revestimento de Chapas de Aço ABNT 1020 com Utilização de Arame Tubular Inoxidável Austenítico, Universidade Federal de Itajubá, MG, Brasil, 2010.

[38] PERTENECER E.; RABENSTEINER G.; TOESCH J.;SCHABEREITER H. **Metalurgia de Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos com Elevados Teores de Mo.** Anais XV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. 1990.

[39] ROJAS M., ROJAS E., CORTÉS R. **"Estudio y soldabilidad del acero inoxidable AISI 904L. Projeto para obtener el Titulo de Ingeniero Mecánico**. UTA Arica Chile. 1992.

[40] PAREDES, R. S. C., BORSATO, K. S., BERNARDINI, P. A. N., AGUILA, J. V. **Avaliação da soldabilidade de Aços Inoxidáveis Especiais a ser Utilizados na Indústria do Petróleo**, 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo & Gás 2002.

[41] PADILHA A. F., GUEDES L.C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos** – Microestrutura e Propriedades. Ed. Hemus, Printed in Brazil, 1994.

[42] PFINGSTAG, M. E. "Avaliação do Comportamento à Fadiga e à Corrosão-Fadiga de Juntas Soldadas da Liga INCONEL 625, como Material de Interesse para a Indústria Petrolífera. Dissertação de MSc. Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS/PPGEM Porto Alegre, Brasil, 2009.

[43] HUNT.J.P, CONAWAY H.R, MEYER.J E TACKETT J.W **"Nickel and Cobalt alloys"** Welding Handbook, AWS WHB-3, Chapter 4, pp 218-230.

[44] AGUIAR, W. M. "Revestimento por Soldagem MIG/MAG Empregando Ligas de Níquel para Aplicações em Componentes do Setor de Petróleo e Gás Natural". Tese de DSc. Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Fortaleza, Brasil, 2010.

[45] PÉREZ, G. J. A.; "Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo". Dissertação de MSc. Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Fortaleza, Brasil, 2005.

[46] MANKINS W.L E LAMB, S.; "Nickel and Nickel Alloys " ASM Handbook Vol 2; Properties and selection: Nonferrous alloys and Special Purpose Materials, PP 428-445, 1990.

[47] VOORT G.F.V, HUGHSTON.J.M "Wrought Heat-resistant alloys "; ASM Handbook; vol 9; "Metallography Technique and Microstructures", pag. 305-329, 1985.

[48] RAET C. M. F., R. C. REED **"The Precipitation of Topologically Close Packed Phases in Rhenium Containing Superalloys"**, Acta Materialia, vol 49, 2001, pag 4113-4125.

[49] THOMAS, C TAIT.P **"The Performance of Alloy 625 in long-term Intermediate Temperature Applications "** Int. J. Pressure Vessel & Piping, Vol. 59, pag. 41-49, 1994.

[50] OGBORN, J.S, OLSON D.L, CIESLAK M.J **, "Influence of Solidification on the Microestructural Evolution of Nickel Base Weld Metal",** Material Science & Engineering, pp134-139,1995.

[51] FLOREEN, S. **"Composition Effect Within the Chemical Specification for Alloy 22"**, Waste Package Materials Performance Peer Review, 2002.

[52] SUNDARAMAN.M, KUMAR LALIT **"Precipitation of an Intermetallic Phase With Pt2Mo-Type Structure in Alloy 625"** Metallurgical and Materials Transactions A Vol 30A, January, pag 41-52, 1999.

[53] VANI SHANKAR, .K BHANUSANKARA RAO, S.L.MANNAN "Microstructures and mechanical properties of INCONEL 625 Superalloy ", Journal of nuclear materials, vol. 288, pag. 222-232, ano 2001.

[54] OLDEN.V , **"The effect of PWHT on the Material Properties and Micro Structure in INCONEL 625 and Inconel 725 Buttered Joins ",** OMAE The 22nd International conference on offshore Mechanics & artic Engineering, June 2003.

[55] ASME IX - Qualification Standard for Welding and Brazing Procedure, Welders, Brazers and Welding and Brazing Operator. Revised 2012.

[56] ASTM G48 - Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution (Reapproved 2009).

[57] PETROBRAS N 2568 - Revestimentos Metálicos por Aspersão Térmica. 05/2011.

[58] PONTES, M. K. G.; Estudo da Compatibilidade Metalúrgica de Juntas Soldadas de Metais Dissimilares Utilizados no Setor de Petróleo e Gás, Dissertação de M.Sc, Universidade Federal de Campina Grande Centro de Ciências e Tecnologia Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Campina Grande, PB, Brasil. Fevereiro/2012.

[59] SANTOS, M, W. B.; Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Em Dutos Depositados Com A Superliga de Níquel ERNiCrMo-4 pelos Processos MIG Convencional e MIG com Adição de Arame Frio. Dissertação de MSc. Universidade Federal do Pará Instituto de Tecnologia Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Belém. PA. Brasil. 2012.

[60] KEJELIN, N. Z.; Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação nde Zonas Parcialment Diluídas em Juntas de Metais Dissimilares. Dissertação de MSc. UFSC/DCEM, Florianópolis, SC, Brasil, 2006.

[61] KEJELIN N. Z. et. al. **"Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com INCONEL 625",** Norton Zanette Kejelin, Augusto José de Almeida Buschinelli, Carlos Enrique Niño Bohórquez. [1]Labsolda/EMC/UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil. 2002.

[62] CABRAL, T. B., LEAL, K. Y. "Soldagem de Revestimento Com Aço Inox Superaustenítico AISI 904L e INCONEL 625. Projeto Final para obtenção de título de bacharel em Engenharia Industrial Mecânica. Departamento de Educação Superior do CEFET/RJ, Brasil, 2013.

[63] SILVA, C.C. MIRANDA, E.C., MOTTA, M.F., MIRANDA, H.C., FARIAS, J.P. Dilution control of weld overlay superal overlay superal superalloys using taguchib method. In: International Conference on Ocean, Offshore and Artic Engineering OMAE2012, 31st, 2012, Rio de Janeiro. Proceedings... Houston, TX: American Society of Mechanical Engineering ASME, 2012.

[64] GITTOS M. F., GOOCH T. G. Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding. British Corrosion Journal, UK, v. 31, n. 4, p. 309-314, apr. 1996.

[65] ANEES U. Malik, SHAHREER Ahmad and ISMAEEL Andijani. **Corrosion Behavior of Steels in Gulf Seawater Environment**. Research & Development Center, Saline Water Conversion Corporation P.O.Box # 8328, Al-Jubail 31951, Kingdom of Saudi Arabia Saleh Al-Fouzan Al-Jubail Desalination Plant, SWCC, Al-Jubail. 2005.

[66] GARCIA, D. N.; Soldagem MIG com Arame Frio Aplicado ao Revestimento de Chapas Planas com ima Superliga de Níquel tipo HASTELLOY C-276. Dissertação de MSc. UFPA/PPGEM. Belém 2011.

[67] NORSOK M 601: Welding and inspection of piping, Rev. 4, July 2004.

[68] RIBEIRO F. A. S., Modificações da Composição Química do Aço Inoxidável Duplex Vazado 25Cr-6Ni-3Mo-3Cu para melhoria da Resistência à Corrosão por Picadas, Dissertação de MSc,. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal, 2008.

[69] DA MESSANO, L. V. R., Biocorrosão Marinha: A Comunidade Macroincrustante e seu Efeito na Corrosão de Aços Inoxidáveis Especiais de Alta Liga (AISI 316L, AISI 904L e Zeron 100), Dissertação de MSc., Universidade Federal do Rio de Janeiro – COPPE, RJ, Brasil, 2007.

[70] ASME Section VIII, Division 1: Design and Fabrication of Pressure Vessels. Revised 2011.

[71] AVESTA Polarity Stainless Steel - High Alloyed Austenitic Stainless Steel 904L, 254 SMO and 654 SMO - Information 212801GB. 03-2002. Kundskaparna.

[72] DA SILVA M. M.; DA CUNHA, M. C. D.; DE MELO, R. H. F.; BATISTA V. R.; MACIEL, T. M. **Avaliação dos Parâmetros de Soldagem sobre Revestimento de liga de Níquel em Duto de Aço API 5L Gr. B**. CONSOLDA 2011.

[73] FILHO. MOURA, A. J. S. et. al. **Avaliação da resistência à corrosão em revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo MIG.** CONSOLDA 2011.