CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

# PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE REVESTIMENTOS METÁLICOS COM A SUPERLIGA DE NÍQUEL INCONEL 625 OBTIDOS PELOS PROCESSOS ARAME TUBULAR, ELETROESCÓRIA E ELETRODO REVESTIDO

Camila Pereira Alvarães

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 2015

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE REVESTIMENTOS METÁLICOS COM A SUPERLIGA DE NÍQUEL INCONEL 625 OBTIDOS PELOS PROCESSOS ARAME TUBULAR, ELETROESCÓRIA E ELETRODO REVESTIDO

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.

Camila Pereira Alvarães

Aprovada por:

_____

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

_____

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

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc. (COPPE/UFRJ)

Rio de Janeiro

Dezembro de 2015

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

A472 Alvarães, Camila Pereira
Propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos metálicos com a superliga de níquel INCONEL 625 obtidos pelos processos arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido / Camila Pereira Alvarães.—2015.
xv, 77f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2015.
Bibliografia : f. 74- 77
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

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

CDD 672.73

## Ficha Catalográfica

## Agradecimentos

# RESUMO

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE REVESTIMENTOS METÁLICOS COM A SUPERLIGA DE NÍQUEL INCONEL 625 OBTIDOS PELOS PROCESSOS ARAME TUBULAR, ELETROESCÓRIA E ELETRODO REVESTIDO

Camila Pereira Alvarães

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.

Revestimentos por soldagem têm sido amplamente utilizados na indústria de Óleo e Gás com a finalidade de ampliar a vida útil de equipamentos submetidos a ambientes corrosivos. O presente trabalho tem como objetivo avaliar o desempenho mecânico e microestrutural de revestimentos metálicos com a superliga de níquel INCONEL 625 e o aço ASTM 516 Gr.70 depositados através dos procedimentos de soldagem arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido. Uma análise microestrutural foi realizada através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura onde foi possível verificar a presença de zonas parcialmente diluídas ao longo da interface, além de notar a predominância de microestrutura austenítica no metal de solda e observar a precipitação de fases secundárias nessa região. As fases secundárias, no entanto, não apresentaram efeitos deletérios ao revestimento. Além disso, um perfil de microdureza de todas as amostras analisadas foi traçado, bem como o perfil de análise química dos revestimentos. Os valores obtidos através da analise da microdureza se mostraram de acordo com a literatura e com o exigido por normas. As macrografias e as análises químicas possibilitaram avaliar a diluição de cada revestimento. Os valores encontrados estão em concordância com os valores encontrados em diferentes trabalhos da literatura. Os procedimentos adotados no presente estudo se mostraram adequados para a deposição de revestimentos metálicos. Adicionalmente, notou-se uma maior produtividade apresentada pelo procedimento eletroescória o que torna esse procedimento adequado para o revestimento de grandes áreas ou peças. O procedimento eletrodo revestido, estudado para a ocasião de reparos, também se mostrou adequado para tal aplicação.

Palavras –chave:
Revestimento metálico; INCONEL 625; soldagem; corrosão; TTAT; eletroescória; eletrodo revestido; reparo.

Rio de Janeiro
Dezembro de 2015

# ABSTRACT

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF INCONEL 625 WELD OVERLAY OBTAINED BY FLUX CORED ARC WELDING, ELECTROSLAG WELDING AND SHIELDED METAL ARC WELDING PROCESSES

Camila Pereira Alvarães

Advisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Master thesis abstract submitted to the Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as a partial fulfillment of the requirements for the master's degree in Mechanical Engineering and Materials Technology.

Weld claddings have been widely used in the oil and gas industry in order to extend the life of equipment subjected to corrosive environments. This study aims to evaluate the mechanical and microstructural performance of metallic weld overlays of nickel superalloy INCONEL 625 and ASTM steel 516 Gr.70 deposited through flux cored arc welding, electroslag welding and shielded metal arc welding. A microstructural analysis was performed using optical microscopy and scanning electron microscopy. It was possible to verify the presence of partially diluted zones along the interface and the predominance of an austenitic microstructure in the weld metal as well as observe secondary phases' precipitation in this region. The secondary (intermetallic) phases, however, showed no deleterious effects in the coating. In addition, a microhardness profile for all samples was plotted and a chemical analysis of the coating profile was made. Values obtained through the microhardness analysis were in accordance with the literature and associated standards. The macrographs and chemical analysis enabled the evaluation of the dilution in each coating. The values found are consistent with the values from different works in literature. The procedures adopted in this study proved suitable for the deposition of metallic coatings. In addition, it has been seen a greater productivity in the overlays obtained by the electroslag procedure what makes it suitable for the cladding of large areas or parts. The shielded metal arc welding procedure investigated for carrying out repairs in the pre-existing cladding also proved to be suitable for such application.

Keywords:
Cladding; INCONEL 625; welding; corrosion; PWHT; electroslag; shielded metal arc welding; repair.

Rio de Janeiro
December 2015

# SUMÁRIO

**Introdução** **1**

**I Revisão Bibliográfica** **3**

I.1. Introdução 3

I.2. Procedimento de Soldagem Arame Tubular 4

I.2.1. Descrição 4

I.2.2. Aplicações 5

I.2.3. Características 5

I.3. Procedimento de Soldagem Eletrodo Revestido 6

I.3.1. Descrição 6

I.3.2. Aplicações 7

I.3.3. Características 7

I.4. Procedimento de Soldagem Eletroescória 7

I.4.1. Descrição 7

I.4.2. Aplicações 8

I.4.3. Características 9

I.5. Superliga de Níquel INCONEL 625 9

I.5.1. Microestruturas das Ligas de Níquel 10

I.6. Soldagem Dissimilar 17

I.7. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões 20

**II Materiais e Métodos** **22**

II.1. Introdução 22

II.2. Metal de Base 22

II.3. Metal de Solda 22

II.4. Procedimentos de Soldagem 23

II.4.1. Arame Tubular 23

II.4.2. Eletrodo Revestido 24

II.4.3. Eletroescória 25

II.5. Tratamento Térmico Pós- Soldagem (TTPS) 26

II.6. Identificação das Amostras 26

II.7. Análise Metalográfica 26

II.7.1. Preparação 26

II.7.2. Análise Macrográfica 27

II.7.3. Análise Micrográfica 27

II.8. Análise de Microdureza 28

II.9. Ensaio de Dobramento 28

II.10. Análise Química 28

**III Resultados e Discussão 30**

III.1. Introdução 30

III.2. Análises Metalográficas 30

III.2.1. Análise Macrográfica 30

III.2.2. Análise Micrográfica 32

III.3. Ensaios Mecânicos 52

III.3.1. Ensaio de Microdureza 52

III.3.2. Ensaio de Dobramento 58

III.4. Análise Química 58

III.5. Considerações Finais 64

**IV Conclusões 67**

**Sugestões para Trabalhos Futuros 68**

**Referências Bibliográficas 69**

## Lista de Figuras

Figura I.1. Soldagem por Arame Tubular [18] ..... 4
Figura I.2. Soldagem por Eletrodo Revestido [23] ..... 6
Figura I.3. Soldagem por Eletroescória [26] ..... 8
Figura I.4. Projeção liquidus Ni-Cr-Mo [30] ..... 10
Figura I.5. Possíveis morfologias da fase γ' [29] ..... 11
Figura I.6. Morfologias da fase eta. Esquerda: forma celular; Direita: tipo Widmanstatten [29]. 12
Figura I.7. Morfologia da fase sigma. 500X [29] ..... 13
Figura I.8. Morfologia típica da fase Laves [29] ..... 14
Figura I.9. Fase Mu [29] ..... 14
Figura I.10. Diferença na formação de fases no metal de solda e em forjados [29] ..... 15
Figura I.11. Solidificação do metal de base e metal de solda [27] ..... 16
Figura I.12. Zona parcialmente diluída no formato de praia [33] ..... 18
Figura I.13. Zona parcialmente diluída no formato de ilha [33] ..... 18
Figura I.14. Zona parcialmente diluída no formato de baía [33] ..... 19
Figura II.1. Geometria da junta por arame tubular ..... 24
Figura II.2. Geometria da junta por eletrodo revestido ..... 25
Figura II.3. Dimensões do corpo de prova de acordo com ASME IX Parte QW 162.5(d) [42] ... 28
Figura III.1. Macrografia referente à amostra Arame Tubular ..... 30
Figura III.2. Macrografia referente à amostra Eletroescória ..... 30
Figura III.3. Macrografia referente à amostra Eletrodo Revestido ..... 30
Figura III.4. Parâmetros para o cálculo da diluição global ..... 31
Figura III.5. Cálculo da diluição global para a amostra obtida pelo processo eletroescória ..... 31
Figura III.6. Microestruturas típicas da zona termicamente afetada de aços carbono [47] ..... 33
Figura III.7. Microestrutura do metal de base para a amostra soldada por arame tubular. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X. a) 0.5 mm da linha de fusão; b) 1 mm da linha de fusão; c) 2 mm da linha de fusão. ..... 34
Figura III.8. Microestrutura do metal de base para a amostra soldada por eletroescória. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X. a) 0.5 mm da linha de fusão; b) 1 mm da linha de fusão; c) 2 mm da linha de fusão. ..... 34
Figura III.9. Microestrutura do metal de base para a amostra soldada por eletrodo revestido. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X. a) 0.5 mm da linha de fusão; b) 1 mm da linha de fusão; c) 2 mm da linha de fusão. ..... 35
Figura III.10. Microestrutura original do metal de base. Amostra soldada por eletroescória. Ataque químico: Nital 2%; Aumento: 500 X. ..... 35
Figura III.11. Início da ZTA. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento 500 X. Microscópio óptico. a) arame tubular; b) eletrodo revestido; c) eletroescória. ..... 36

Figura III.12. Metal de solda depositado por arame tubular. Ataque Eletrolítico: CrO3. Aumento: 2000 X. a) Como soldado; b) Após TTAT ..... 37
Figura III.13. Metal de solda depositado por eletroescória. Ataque Eletrolítico: CrO3. ..... 37
Figura III.14. Metal de solda depositado por eletrodo revestido. Ataque Eletrolítico: CrO3. Aumento: 2000 X. a) Como soldado; b) Após TTAT ..... 37
Figura III.15. Fases ricas em molibdênio. Amostra arame tubular. ..... 40
Figura III.16. Composição química pontual da fase Laves e do óxido ..... 41
Figura III.17. Diagrama de Scheil para a amostra obtida por arame tubular ..... 41
Figura III.18. Diagrama de Scheil para a amostra obtida por eletroescória ..... 42
Figura III.19. . Diagrama de Scheil para a amostra obtida por eletrodo revestido ..... 42
Figura III.20. Análise pontual do metal de solda, amostra arame tubular. ..... 43
Figura III.21. Análise pontual do metal de solda, amostra eletroescória. ..... 43
Figura III.22. Análise pontual do metal de solda, amostra eletrodo revestido. ..... 44
Figura III.23. Interface das amostras soldadas por arame tubular. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e $CrO_3$. Aumento: 500 X. ..... 44
Figura III.24. Interface das amostras soldadas por eletroescória. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e $CrO_3$. Aumento: 500 X. ..... 45
Figura III.25. Interface das amostras soldadas por eletrodo revestido. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e $CrO_3$. Aumento: 500 X. ..... 45
Figura III.26. . Interface das amostras soldadas por eletrodo revestido após operação de reparo. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 500 X. ..... 46
Figura III.27. Análise por EDS da zona de fusão. Amostra: Arame tubular. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 1000 X. ..... 47
Figura III.28. Análise por EDS da zona de fusão. Amostra: Eletroescória. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 1000 X. ..... 47
Figura III.29. Análise por EDS da zona de fusão. Amostra: Eletrodo Revestido. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 1000 X. ..... 47
Figura III.30. Presença de martensita na zona parcialmente diluídas. a) Arame tubular; b) Eletrodo revestido. Ataque Químico: CrO3. Aumento: a) 500 X; b) 1000 X. ..... 49
Figura III.31. Interface da amostra soldada por eletroescória. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X ..... 49
Figura III.32. Análise EBSD para a amostra soldada por arame tubular ..... 50
Figura III.33. Análise por EBSD para a amostra soldada por eletroescória ..... 51
Figura III.34. . Análise EBSD para a amostra soldada por eletrodo revestido. ..... 52
Figura III.35. Identações de microdureza. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 100 X. ..... 53
Figura III.36. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por arame tubular ..... 54
Figura III.37. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por eletroescória ..... 54

Figura III.38. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por eletrodo revestido . 55
Figura III.39. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por eletrodo revestido na região de reparo ..... 55
Figura III.40. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por arame tubular na condição de como soldado. ..... 56
Figura III.41. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por arame tubular após TTAT ..... 56
Figura III.42. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletroescória na condição de como soldada. ..... 57
Figura III.43. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletroescória após TTAT. ..... 57
Figura III.44. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletrodo revestido na condição de como soldada. ..... 57
Figura III.45. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletrodo revestido após TTAT ..... 58
Figura III.46. Variação da composição química do níquel a partir da linha de fusão. ..... 61
Figura III.47. Variação da composição química do cromo a partir da linha de fusão. ..... 62
Figura III.48. Variação da composição química do molibdênio a partir da linha de fusão. ..... 62
Figura III.49. Variação da composição química do ferro a partir da linha de fusão. ..... 62

## Lista de Tabelas

Tabela II.1. Composição química do aço ASTM A516 Gr.70 ..... 22
Tabela II.2. Composição química do metal de solda ..... 23
Tabela II.3. Parâmetros da soldagem por arame tubular ..... 24
Tabela II.4. Parâmetros da soldagem por eletrodo revestido ..... 25
Tabela II.5. Parâmetros da soldagem por eletroescória ..... 25
Tabela II.6. Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões ..... 26
Tabela II.7. Identificação das amostras ..... 26
Tabela III.1. Energia de soldagem e extensão da ZTA. ..... 32
Tabela III.2. Coeficiente de distribuição k: segregação de elementos. Amostra: Arame Tubular ..... 38
Tabela III.3. Coeficiente de distribuição k: segregação de elementos. Amostra: Eletroescória ..... 38
Tabela III.4. Coeficiente de distribuição k: segregação de elementos. Amostra: Eletrodo Revestido ..... 39
Tabela III.5. Resultado das análises de microdureza Vickers (HV 0,5) ..... 53
Tabela III.6. Comparação entre diluição global e diluição local dos revestimentos ..... 59
Tabela III.7. Composição química do revestimento por arame tubular ..... 60
Tabela III.8. Composição química do revestimento por eletroescória ..... 60
Tabela III.9. Composição química do revestimento por eletrodo revestido ..... 61

## Lista de Abreviações e Símbolos

| | |
|---|---|
| ε | Fase Eta |
| σ | Fase Sigma |
| δ | Fase Delta |
| χ | Fase Chi |
| γ’ | Fase Gama Linha |
| γ” | Fase Gama Duas Linhas |
| AISI | *American Iron and Steel Institute* |
| ASME | *American Society of Mechanical Engineers* |
| ASTM | *American Society for Testing and Materials* |
| AWS | *American Welding Society* |
| CCC | Cúbico de Corpo Centrado |
| CFC | Cúbico de Gace Centrada |
| EBSD | *Electron Backscattering Diffraction* |
| EDS | *Energy Dispersive X-Ray* |
| ESW | *Electroslag Welding* |
| FCAW | *Flux Cored Arc Welding* |
| GMAW | *Gas Metal Arc Welding* |
| INCONEL | *Special Metals Corporation Trademark* |
| ISO | *International Organization for Standardization* |
| MB | Metal de Base |
| MEV | Microscópio Eletrônico de Varredura |
| MIG | *Metal Inert Gas* |
| MO | Microscopia Ótica |
| MS | Metal de Solda |
| PREN | *Pitting Resistance Equivalence Number* |
| OPEP | Organização dos Países Exportadores de Petróleo |
| TCP | Fase Topologicamente Fechada |
| TIG | *Tungsten Inert Gas* |

| | |
|---|---|
| TTAT | Tratamento Térmico de Alívio de Tensões |
| TTPS | Tratamento Térmico Pós Soldagem |
| SMAW | *Shielded Metal Arc Welding* |
| ZPD | Zona Parcialmente Diluída |
| ZTA | Zona Termicamente Afetada |

# Introdução

A indústria brasileira do petróleo vem passando por um período de enorme transformação. O país lidera a exploração de hidrocarbonetos em águas profundas e ultra profundas desde 2007, com a importante descoberta de petróleo leve nos reservatórios do Pré-Sal. De acordo com a Organização dos Países Exportadores de Petróleo (OPEP), as reservas brasileiras comprovadas são equivalentes à aproximadamente 14 bilhões de barris de petróleo, mas com a exploração do Pré-Sal, o país possui o potencial de aumentar suas reservas em 55 bilhões de barris. Nesse cenário, o Brasil pode alcançar a 8ª posição no ranking global de nações com reservas de petróleo [1].

Apesar da crise global do petróleo, com barris sendo vendidos a baixas margens de lucro, e a crise política brasileira que tem prejudicado severamente a maior companhia estatal, *Petrobras*, a exploração das reservas do Pré-Sal ainda são economicamente viáveis. Essa exploração sempre foi considerada um grande desafio de engenharia, uma vez que uma grande concentração de $CO_2$ e $H_2S$ está presente no petróleo proveniente dessas reservas [2]. A abundância de tais gases é altamente prejudicial à maioria dos materiais previamente utilizados na fabricação de equipamentos mecânicos, levando a severos problemas relacionados à corrosão e possivelmente à fragilização por hidrogênio. Ao mesmo tempo, a necessidade de elevar o tempo de serviço e garantir a eficiência dos componentes com relação a leis ambientais se tornou o foco dessa operação. O custo dos componentes mecânicos é outro fator que não pode ser ignorado, especialmente no atual cenário econômico mundial.

Dentre os materiais disponíveis, os mais importantes na fabricação de equipamentos mecânicos para a indústria do petróleo são os aços inoxidáveis duplex e as superligas de níquel [3]. Os aços inoxidáveis duplex associam elevada resistência mecânica e boas propriedades químicas de resistência à corrosão; apresentando por outro lado, soldabilidade complexa [4]. Além dos aços duplex, os aços supermartensíticos com uma boa relação entre resistência mecânica e resistência à corrosão, são também outra opção para a construção de equipamentos mecânicos utilizados na indústria do petróleo. Esses aços, no entanto, podem ser suscetíveis à fragilização por hidrogênio quando protegidos catodicamente em água do mar [5]. Superligas de níquel são uma alternativa a esses aços no campo de resistência a corrosão, principalmente porque apresentam, geralmente, alta resistência à corrosão sob tensão [6]. A liga comercialmente chamada INCONEL 625 é uma superliga de níquel amplamente utilizada devido à sua alta resistência a tração, alta resistência à corrosão e boa fabricabilidade [7].

No entanto, superligas de níquel apresentam custo elevado, o que torna o desenvolvimento de um componente mecânico produzido inteiramente por essa liga economicamente inviável. Nesse contexto, o conceito de revestimentos metálicos utilizando materiais dissimilares mostrou ser de grande interesse. Atualmente, uma grande variedade de equipamentos, como por exemplo, *risers* rígidos de produção [2], vasos de pressão e

conectores para *risers* flexíveis, se beneficiam dessa técnica.

Apesar de ser bastante popular, o revestimento por soldagem é um processo bastante complexo, uma vez que a fusão de dois materiais diferentes leva a uma diluição que necessita ser precisamente controlada [8,9]. Uma composição química desigual pode reduzir a vida útil de um componente ou prejudicar seu desempenho. Por outro lado, se a fusão de ambos os materiais não for feita corretamente, defeitos como desplacamento podem ocorrer. Outro ponto importante a ser considerado relativo à soldagem dissimilar é a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPDs). Todos esses fenômenos podem acelerar os processos de corrosão da superliga de níquel [8].

O presente trabalho tem o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos metálicos com a superliga de níquel INCONEL 625, obtidos pelos procedimentos eletrodo revestido (SMAW), arame tubular (FCAW) e eletroescória (ESW), a fim de comparar o comportamento da superliga quando soldada por diferentes procedimentos. O procedimento eletrodo revestido foi estudado com o intuito de oferecer uma alternativa para o reparo de revestimentos metálicos, enquanto os outros dois foram estudados almejando a produção, sendo o ESW considerado para maiores volumes de solda devido à sua maior produtividade.

Com relação às amostras avaliadas, uma amostra equivalente a cada procedimento será submetida a um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) para avaliar seus efeitos na microestrutura da superliga. Como o INCONEL 625 é um material endurecível por solução sólida, alta resistência mecânica pode ser obtida sem a necessidade da realização de tratamentos térmicos que objetivem a precipitação de fases [7]. No entanto, em alguns casos, o TTAT é necessário para preservar as características da zona termicamente afetada [10].

Serão investigadas para todas as amostras, como soldadas e tratadas termicamente, as propriedades microestruturais, considerando a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD), microestrutura da zona termicamente afetada, do revestimento e seus precipitados. Além disso, será avaliada a variação de microdureza e a composição química ao longo do revestimento.

# Capítulo I – Revisão Bibliográfica

## I.1. Introdução

A soldagem de materiais dissimilares é caracterizada como a combinação de dois materiais diferentes unidos através de um processo. A principal finalidade desse tipo de soldagem é unir as melhores propriedades de cada material com o objetivo de atender aos requisitos impostos [8]. Muitas são as possibilidades de aplicação para a soldagem dissimilar, no entanto, as aplicações mais comuns na indústria são a de proteção de equipamentos contra o desgaste, através da deposição de um material com dureza mais elevada que o metal de base [11] e a de proteção de equipamentos mecânicos contra corrosão [8]. Isso significa que um material resistente à corrosão é soldado ao metal de base, resultando em um componente capaz de resistir às solicitações mecânicas e às solicitações químicas. Cada tipo de aplicação requer um material que seja compatível à severidade do ambiente a que estará submetido. Essa solução é muito interessante, uma vez que componentes sujeitos a uma atmosfera severamente corrosiva requerem manutenção constante e têm sua confiabilidade prejudicada. O custo de substituição desses componentes é bastante alto e, qualquer prolongamento de vida útil resulta em economia significativa para o projeto [12].

Frequentemente, aços inoxidáveis duplex são utilizados na fabricação de componentes submetidos a atmosferas corrosivas por possuírem um elevado PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*). A soldagem desse material, no entanto, não é simples, por ser um material que apresenta duas fases em sua composição: ferrita e austenita. Isso significa que há a necessidade de controlar precisamente o procedimento de soldagem para esses aços, a fim de se obter a melhor proporção de formação dessas fases durante a fusão, que é de 30 a 60% de ferrita para garantir uma boa performance [13].

Como alternativa aos aços inoxidáveis duplex, surgem as superligas de níquel que possuem um PREN equivalente, ou até mesmo superior, aos aços duplex e são facilmente soldáveis [9]. Sendo assim, são excelentes candidatas à aplicação no campo de revestimentos metálicos. No entanto, as superligas de níquel também apresentam fases secundárias em sua composição que precisam ser controladas no momento da fusão para que seu desempenho não seja prejudicado [14].

Com relação aos procedimentos utilizados para a deposição de revestimentos, pode-se concluir que há uma ampla gama disponível que pode ser empregada. Deposição por fusão, por explosão, por laminação, todos são aplicáveis [15-17]. Nesse trabalho, porém, serão estudadas apenas algumas opções relativas à soldagem por fusão. A restrição na soldagem por fusão está na necessidade de haver um consumível, que será o revestimento depositado.

## I.2. Procedimento de Soldagem Arame Tubular

### I.2.1. Descrição

O procedimento de soldagem arame tubular (FCAW) consiste em um procedimento de soldagem por fusão que utiliza um arame contínuo alimentado por uma bobina através de um bico de solda, Figura I.1. É um processo ao arco elétrico, o que significa que o calor necessário para fundir o metal de base é gerado pelo arco formado entre a peça de trabalho e o eletrodo.

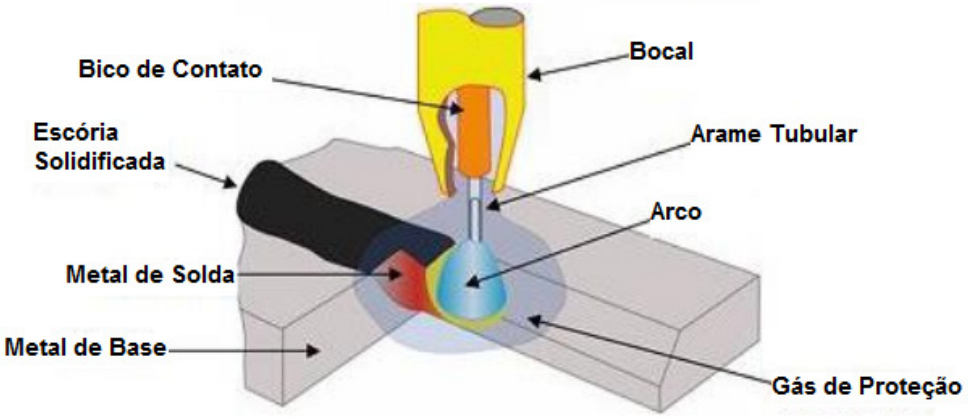



Figura I.1. Soldagem por Arame Tubular [18]

O núcleo do arame contém elementos de liga que podem ser desoxidantes, estabilizantes de arco, elementos formadores de escória, elementos que transformam a composição do metal de solda fundido, entre outros. A escória formada nesse processo é mais leve que o metal de solda, flutuando então, até a superfície, funcionando como uma barreira de proteção entre o cordão de solda e a atmosfera [18,19]. Além da escória, a proteção do cordão contra elementos contaminantes da atmosfera pode ser realizada através de gases de proteção adicionados ao processo, usualmente $CO_2$. Quando não há a utilização de um gás de proteção de uma fonte externa, esse procedimento é conhecido como arame tubular autoprotegido.

Com relação aos equipamentos utilizados para a soldagem com arame tubular, esses são muito semelhantes aos utilizados na soldagem do tipo GMAW e, por esse e outros motivos, a soldagem FCAW é considerada como sendo uma variação da GMAW. O sistema é constituído por uma fonte de energia, sistema de alimentação e tocha [20].

A soldagem pode ser executada de forma automática ou semiautomática. Para a soldagem automática, normalmente as fontes utilizadas são de corrente constante, com ciclo de trabalho de 100%, e a tocha é montada diretamente no sistema de alimentação. Nesse tipo de soldagem, quando gases de proteção são utilizados há a necessidade de adequar um sistema de refrigeração à tocha. Já na soldagem semiautomática as fontes são de tensão constante e corrente contínua, com ciclo de trabalho de no mínimo 60% [21].

### I.2.2. Aplicações

A soldagem por arame tubular é frequentemente utilizada para a união de chapas grossas, aquecedores, vasos de pressão e aços estruturais, sendo o processo limitado a metais ferrosos e superligas de níquel [19].

Uma vantagem na utilização desse procedimento é que a soldagem em campo se faz possível, pois o fluxo, intrínseco ao processo, oferece proteção até mesmo para altas correntes de ar [20].

### I.2.3. Características

A soldagem por arame tubular apresenta, entre outras características, alta taxa de deposição, possibilidade de soldagem em todas as posições e disponibilidade para a soldagem de metais ferrosos e ligas de níquel, demonstrando ser um processo altamente atrativo no ponto de vista de produção [21].

Os consumíveis utilizados nesse processo são geralmente fabricados em um diâmetro entre 1.0 e 3.2 mm e sua configuração pode ser a de um tubo simples ou com metais de fluxo em sua seção transversal [18].

A corrente utilizada no procedimento é relativamente baixa quando comparada a uma fonte convencional, oferecendo menor distorção à peça. Além disso, estudos mostram que a utilização de corrente pulsada reduz a formação de fumos e respingos. Porém, a utilização de corrente pulsada traz consigo a complexa tarefa de selecionar os parâmetros corretos de soldagem, adequando a qualidade da solda às vantagens econômicas [18].

A escória e o gás de proteção são duas variáveis que afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda e, como em todo processo de soldagem ao arco, o aporte térmico influencia a microestrutura do metal e suas propriedades mecânicas [21].

As principais vantagens do processo são a alta taxa de deposição, a maior tolerância à oxidação quando comparado ao GMAW, é simples e adaptável, possui menor necessidade de habilidade do operador e apresenta um cordão de boa aparência [22]. Além disso, o processo permite uma maior utilização do material do arame. A qualidade do processo pode ser medida pela geometria do cordão de solda e a poça de fusão possui um importante papel nas propriedades mecânicas da solda [9]. Apesar da eficiência do processo GMAW ser superior, a estabilidade do arco e a variedade de materiais soldáveis são superiores no processo FCAW.

O processo permite a automação para que uma maior produtividade seja alcançada. Para obter uma boa qualidade de solda com a automação do processo, é necessário, porém, ter o completo controle de todos os parâmetros relevantes para a obtenção da geometria do cordão desejada [22].

## I.3. Procedimento de Soldagem Eletrodo Revestido

### I.3.1. Descrição

O procedimento de soldagem eletrodo revestido (SMAW) é um procedimento de soldagem ao arco, que assim como a soldagem por arame tubular, utiliza a energia do arco formado entre o eletrodo e a peça de trabalho para que o metal de base seja fundido. O sistema, Figura I.2, é composto pela fonte de energia e um suporte isolado que é responsável pela sustentação do eletrodo.




Figura I.2. Soldagem por Eletrodo Revestido [23]

O revestimento da alma do eletrodo é feito para que se decomponha durante a deposição da solda, produzindo vapores que atuem como gases de proteção, formando uma camada de escória sobre o material depositado, protegendo a área soldada da contaminação atmosférica. Além disso, os revestimentos da alma do eletrodo têm a função de estabilizar o arco e introduzir elementos de liga no material depositado com a finalidade de desoxidar o metal de solda. A alma do eletrodo, por sua vez, é depositada sobre o metal de base e, ela proverá as propriedades mecânicas e químicas à junta final [23].

No procedimento eletrodo revestido não há a adição de gases de proteção, uma vez que o revestimento desempenha esse papel.

A abertura do arco é feita pelo contato do eletrodo à peça de trabalho, fazendo-se um movimento rápido como o de um riscar de fósforo. Assim que o arco é aberto, o processo de deposição do eletrodo se inicia. O fluxo caminha do eletrodo para a peça de trabalho, iniciando a formação de uma poça de fusão. Assim como no processo arame tubular, a escória formada é mais leve que o metal de solda e flutua até sua superfície, protegendo o cordão. Uma vez finalizada a soldagem, a escória deve ser removida para que a superfície final do cordão possa ser vista [23].

### I.3.2. Aplicações

A soldagem por eletrodo revestido é primariamente utilizada para a união de aços carbono e aços inoxidáveis, porém ligas de níquel e de cobre também podem se beneficiar desse processo [23].

Em função das pequenas dimensões do equipamento de soldagem, esse é um processo muito versátil, permitindo um rápido deslocamento entre estações de solda, o que torna sua aplicação muito ampla. Por ser um processo manual sem a presença de um fluxo sólido, a soldagem pode ser feita em qualquer posição [24]. A associação dessas duas características torna o processo altamente atrativo, pois possui um baixo custo quando comparado a outros, e grande faixa de aplicação, até mesmo para a soldagem em campo.

### I.3.3. Características

A qualidade da junta obtida através do processo eletrodo revestido pode ser influenciada por diversos parâmetros como a corrente de soldagem, a velocidade de soldagem e campos magnéticos externos. Muitos desses parâmetros são não-lineares e possuem difícil controle, como por exemplo, a velocidade da soldagem, que depende da habilidade e desempenho do operador [24].

Fontes de corrente contínua e alternada podem ser utilizadas para a obtenção de cordões de solda por eletrodo revestido e, elas podem ser ligadas até mesmo a redes monofásicas, o que faz a utilização desse processo em fabricação de pequena escala muito popular [24].

Como mencionado anteriormente, as principais vantagens do processo são a facilidade de acesso a qualquer geometria e a possibilidade de trabalho em campo, uma vez que o fluxo torna o processo pouco sensível às correntes de ar. Entre as limitações do processo, pode-se mencionar o comprimento fixo dos eletrodos que exige constante reposição manual, a necessidade de remoção da escória ao final do passe, o que reduz a produtividade e a necessidade de operadores com grande habilidade manual.

## I.4. Procedimento de Soldagem Eletroescória

### I.4.1. Descrição

O procedimento de soldagem eletroescória, Figura I.3, é um procedimento de soldagem vertical que produz a união dos materiais através da fusão da escória, que funde o metal de adição e o metal base. Nesse processo, a poça de fusão é protegida pela escória fundida e fica confinada entre sapatas de refrigeração. Esse procedimento pode ser considerado como um processo de soldagem progressiva, onde o calor do fluxo fundido é utilizado para fundir o metal de solda e o metal de base, produzindo a união entre ambos [25].

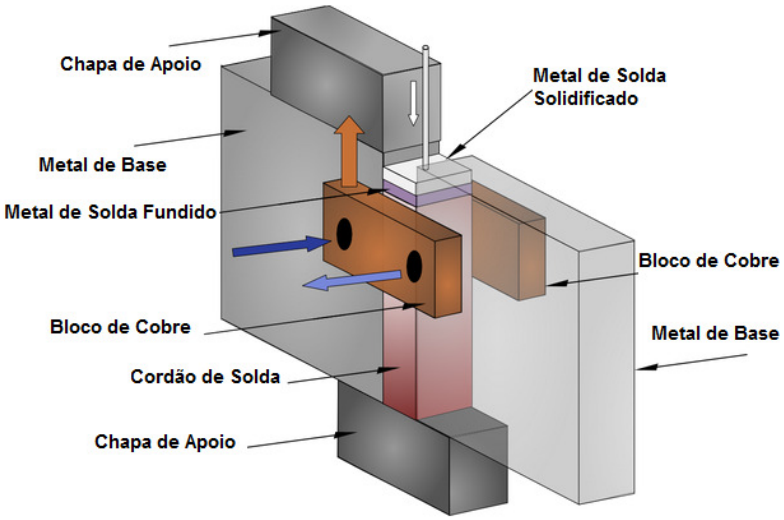



Figura I.3. Soldagem por Eletroescória [26]

A soldagem eletroescória está contida no grupo de soldagem a arco elétrico, porém o arco só está presente no início do processo e, uma vez que uma quantidade adequada de escória fundida é produzida, o arco é extinto. A corrente então, passa do consumível para a escória condutora fundida, gerando por efeito Joule o calor necessário para manter a continuidade do processo [25].

O fluxo é adicionado periodicamente, mantendo a poça de escória em um nível adequado para o processo. Dois restritores, feitos geralmente de cobre, são fixados à peça de trabalho até que o metal de solda tenha solidificado completamente.

### I.4.2. Aplicações

As aplicações do procedimento de soldagem eletroescória são as mais variadas. Esse procedimento é altamente adequado para a soldagem de chapas de grande espessura, porém, é possível também a união de chapas de pequenas espessuras. Nesse último caso, as sapatas de resfriamento mostram ter um papel importante no balanço de calor fornecido pelo processo [25]. A posição de soldagem é restrita nesse processo à posição vertical ou plana devido aos equipamentos e montagem dos acessórios.

Dentre os materiais passíveis de serem soldados por eletroescória estão os aços carbono de baixa liga, aços inoxidáveis e ligas endurecíveis.

O revestimento de componentes e equipamentos também se faz possível por esse processo. Quando a área a ser revestida é consideravelmente pequena, a soldagem na posição vertical é comumente utilizada. Para áreas maiores, a posição plana de soldagem se mostra mais adequada [25].

### I.4.3. Características

A soldagem eletroescória possui ciclos térmicos longos quando comparada a outros processos de soldagem, com ciclos de resfriamento lento [25]. Esse ciclo térmico faz com que a solidificação do metal de solda seja extremamente lenta, resultando em uma estrutura bruta de solidificação. Além disso, o calor absorvido no processo gera uma zona termicamente afetada grande. Uma grande parte do calor gerada na poça fundida da escória é absorvida pelas sapatas de resfriamento.

A transferência do metal de solda para a poça de fusão se dá de forma globular. Estudos mostram que o tamanho da gota diminui com o aumento da voltagem e, o tempo que a gota permanece em contato com a camada de escória diminui consideravelmente com o aumento da corrente de soldagem [25].

A solidificação tem início na linha de fusão, na região próxima às sapatas de resfriamento e continuam em direção ao centro da solda.

A excelente estabilidade do processo é outra característica muito importante da soldagem eletroescória. A qualidade da junta é similar a de outros processos de soldagem: o processo Maglay foi desenvolvido para minimizar o rebaixo do cordão de solda e melhorar sua suavidade. Esse processo utiliza um campo magnético externo para controlar o fluxo da escória fundida. Outro parâmetro muito importante quando se fala a respeito de revestimentos por soldagem é a diluição, que na soldagem eletroescória pode ser controlada e mantida a níveis inferiores a 10%.

## I.5. Superliga de Níquel INCONEL 625

A superliga de níquel INCONEL 625 é amplamente conhecida por possuir elevada resistência mecânica, boa resistência à fadiga, excelente soldabilidade, excelente resistência à oxidação e à corrosão em diversos meios e boa ductilidade. Por todas essas características, essa superliga de níquel apresenta grande aplicabilidade em diversos meios e indústrias, como a aeroespacial, química, nuclear, *subsea*, entre outras [27].

O nome comercial INCONEL 625, pelo qual a liga é conhecida, é de propriedade da empresa *Special Metals Corporation* e engloba a família de superligas de níquel com adição de cromo (em torno de 20%), molibdênio (em torno de 9%) e nióbio (aproximadamente 4%), entre outros elementos. O consumível de soldagem que representa essa superliga é o ER-NiCrMo-3. A presença dos elementos Cr e Mo auxiliam nas propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão, enquanto o nióbio, e também o molibdênio, auxiliam na resistência à fluência [28].

As ligas de níquel são comumente classificadas em quatro grandes grupos pela *American Welding Society* (AWS):

- Endurecidas por solução sólida: a adição de um ou mais elementos tornam a

composição homogênea;

- Endurecidas por precipitação de intermetálicos: o endurecimento é realizado pela precipitação da fase γ' e γ" na matriz CFC;
- Endurecidas por dispersão de óxidos: o endurecimento é feito pela dispersão de um óxido refratário, através das técnicas de metalurgia do pó;
- Ligas fundidas: recebem adição de Si para aumento da fluidez.

A superliga INCONEL 625 está contida no grupo das endurecidas por solução sólida, que é realizada pela adição de Cr e Mo.

### I.5.1. Microestruturas das Ligas de Níquel

As ligas de níquel possuem matriz austenítica (γ) com a adição de diversas outras fases secundárias, como carbetos (MC, $M_{23}C_6$, $M_6C$) e γ'. O processamento da liga, ou a sua exposição a altas temperaturas, pode levar à formação de fases indesejáveis como as fases delta (δ), sigma (σ), Laves e eta (η) [9]. A evolução da microestrutura para as superligas Ni-Cr-Mo são mais complexas por possuírem potencial formação de fases intermetálicas do tipo topologicamente fechadas que são estabilizadas pela presença de molibdênio. Essas fases geralmente são indesejáveis do ponto de vista de soldabilidade e de propriedades, pois podem estender a faixa de temperatura de solidificação e aumentar a susceptibilidade de trincas de solidificação [29].

A presença de molibdênio nos sistemas Ni-Cr-Mo, como é o caso da superliga de níquel INCONEL 625, estabiliza um grande range de componentes intermetálicos. Além disso, a solidificação dessa liga se inicia pela matriz austenítica, provocando uma grande segregação do molibdênio para a fase líquida durante a solidificação. A projeção *liquidus* indica a formação de fases intermetálicas nas regiões interdendríticas ao final da solidificação, Figura I.4 [30].

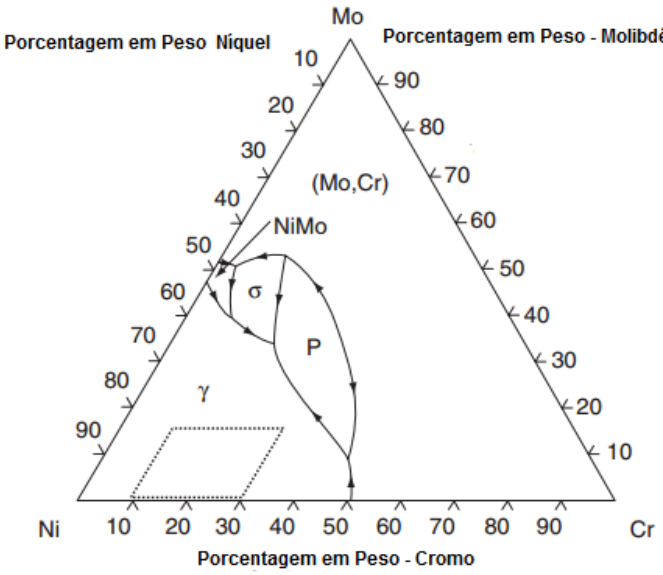



Figura I.4. Projeção liquidus Ni-Cr-Mo [30]

Como visto anteriormente, a superliga de níquel INCONEL 625 é endurecida por solução sólida pela adição de Cr e Mo. A adição de Nb nessa liga também pode ser um elemento auxiliador no endurecimento, porém ele é primariamente adicionado como um formador de carbetos ou com a finalidade de formar um precipitado que irá realizar o fortalecimento da liga ($Ni_3Nb$). Esses elementos, no entanto, só desempenharão os papéis citados caso não excedam o limite de solubilidade na matriz austenítica rica em níquel. A adição de Cr na composição química da liga poderá levar à estabilização de carbetos do tipo $M_7C_3$, apesar de os carbetos mais comumente encontrados serem do tipo $M_6C$ e $M_{23}C_6$ [30].

As características principais de cada fase que pode estar presentes nas ligas de níquel estão brevemente detalhadas a seguir:

Fase gama (γ):

Nas ligas de níquel com matriz austenítica, a fase gama é contínua. Ela é endurecida pela adição de elementos como W, Co, Fe, Ti, Al e, no caso do INCONEL 625, Cr, Mo e Nb. A fluência da liga ocorre a aproximadamente 65% da temperatura de fusão e, nessa faixa, o endurecimento passa a ser dependente da difusão [29].

- Fase gama linha (γ'):

Tratamentos térmicos de endurecimento podem precipitar essa fase nas ligas de níquel. Quando essa fase é precipitada em uma matriz com altos teores de níquel, o material é endurecido. A fase γ' possui apenas 0,1% de desarranjo com a fase γ e, pode nuclear homogeneamente com baixa energia, alcançando certa estabilidade com o tempo. A ordem da fase γ' aumenta com a temperatura e, portanto, é observado um aumento de resistência com o aumento da temperatura para ligas com presença significativa dessa fase. O desarranjo entre γ e γ' determina a morfologia dessa última fase. A Figura I.5 mostra tipos de morfologia que podem ser observadas para a fase γ' [29].

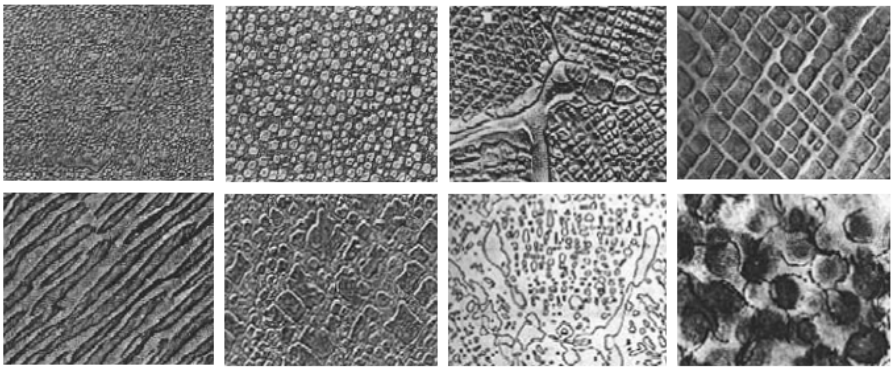


Figura I.5. Possíveis morfologias da fase γ' [29]

- Fase gama dupla linha (γ"):

Essa fase, cuja morfologia é semelhante à um disco, se precipita de forma bem definida em relação à matriz austenítica. No entanto, sua identificação não pode ser feita de maneira simples, só sendo possível através da análise por um microscópio eletrônico de transmissão. É

uma fase endurecedora, metaestável, com estrutura ordenada TCC [28].

- Fase eta (η):

Possui estrutura cristalina hexagonal e pode se formar em ligas com alta razão de Ti/Al que tenham sido expostas à altas temperaturas. Essa fase cresce rapidamente, formando partículas maiores que a γ'. Pode ser de dois tipos: como um constituinte semelhante à perlita, encontrado nos contornos de grão ou semelhante a agulhas de Widmanstatten, surgindo intragranularmente, Figura I.6. A forma celular prejudica a tenacidade e a ductilidade em alta temperatura, enquanto o tipo Widmanstatten afeta a tenacidade [29].

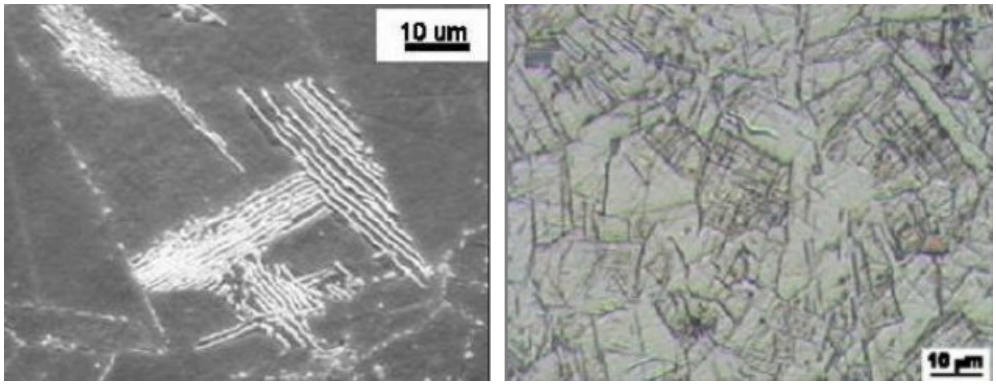



Figura I.6. Morfologias da fase eta. Esquerda: forma celular; Direita: tipo Widmanstatten [29]

- Fase delta (δ):

Formada a partir da fase γ" quando submetida a altas temperaturas, essa fase possui estrutura cristalina ortorrômbica. Quando formada entre 815°C e 980°C possui forma acicular [29].

- Carbetos:

Os carbetos se formam no interior do grão e ao longo dos contornos de grão. Como são mais duros e frágeis que a matriz, a presença em grande quantidade dessa fase afeta a resistência à alta temperatura, ductilidade e propriedades de fluência. Há, no entanto, uma quantidade ótima para a presença dos carbetos ao longo dos contornos de grão: se não existissem carbetos, vazios poderiam ocorrer ao longo dos contornos de grão (CG), provocando um deslizamento excessivo do CG; por outro lado, o excesso de carbetos ao longo dos contornos de grão formariam um caminho preferencial para a propagação de trincas, levando à uma falha prematura do componente. Os principais tipos de carbetos presentes nas ligas de níquel são o MC, o $M_{23}C_6$ e o $M_6C$ [29].

Os carbetos do tipo MC são usualmente formados durante o resfriamento. São a maior fonte de carbono para a formação de outras fases durante tratamentos térmicos ou serviço. É distribuído hetereogeneamente na matriz, de forma transgranular, intergranular e até mesmo interdendriticamente [29].

Os carbetos do tipo $M_{23}C_6$ estão presentes nas ligas com alto teor de Cr e se formam

durante o tratamento térmico ou em serviço a partir da decomposição de carbetos do tipo MC. Ele frequentemente ocorre ao longo de bandas de maclas e falhas de empilhamento. As propriedades da liga de níquel são fortemente influenciadas pela presença desse carbeto: a resistência à ruptura é aumentada pela sua presença, porém falhas podem se iniciar pela fratura da partícula [29].

O carbeto do tipo $M_6C$ possui estrutura cúbica complexa e forma-se quando o conteúdo de Mo é maior que W, entre 815°C e 980°C. É o mais estável entre os três principais carbetos e atua como importante precipitado para controlar o tamanho de grão durante o processamento de ligas trabalhadas [29].

- Fase sigma (σ):

É uma fase do tipo topologicamente fechada (TCP), tetragonal intermetálica e dura, Figura I.7. Algumas morfologias dessa fase são altamente prejudiciais às ligas de níquel, como, por exemplo, a forma de placas ou em contornos de grão. O escoamento do material não é afetado por essa fase, porém o material pode fraturar fragilmente em baixas temperaturas caso haja a presença da fase sigma. Em altas temperaturas, a fase sigma promove a perda de elementos de liga, diminuindo a resistência do material [29].

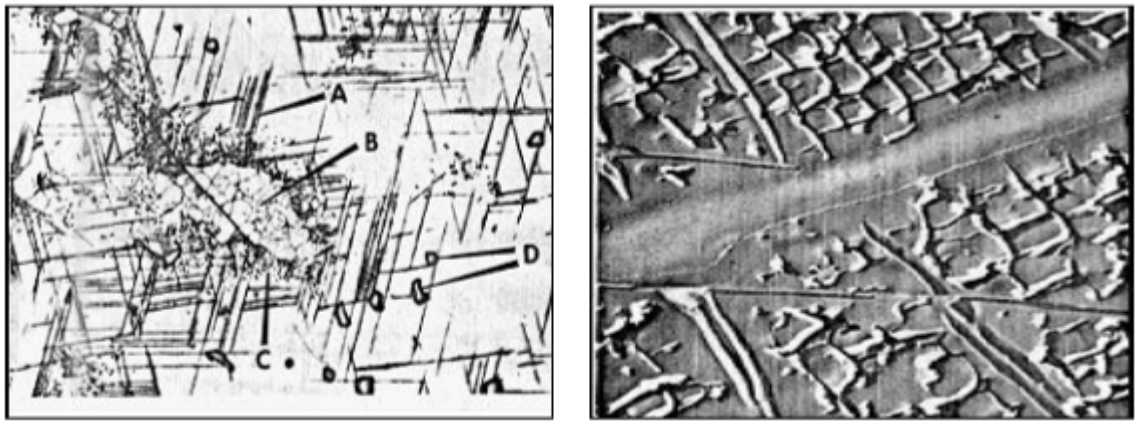



Figura I.7. Morfologia da fase sigma. 500X [29]

- Fase Laves:

Assim como a fase sigma, a fase Laves, Figura I.8 é uma fase do tipo TCP. São mais comuns em ligas à base de Fe-Ni como partículas grosseiras intergranulares, porém a presença de precipitados intragranulares também é possível. Quando presente em abundância, a ductilidade em baixa temperatura pode ser prejudicada. As propriedades de fluência, no entanto, não são grandemente afetadas [29].

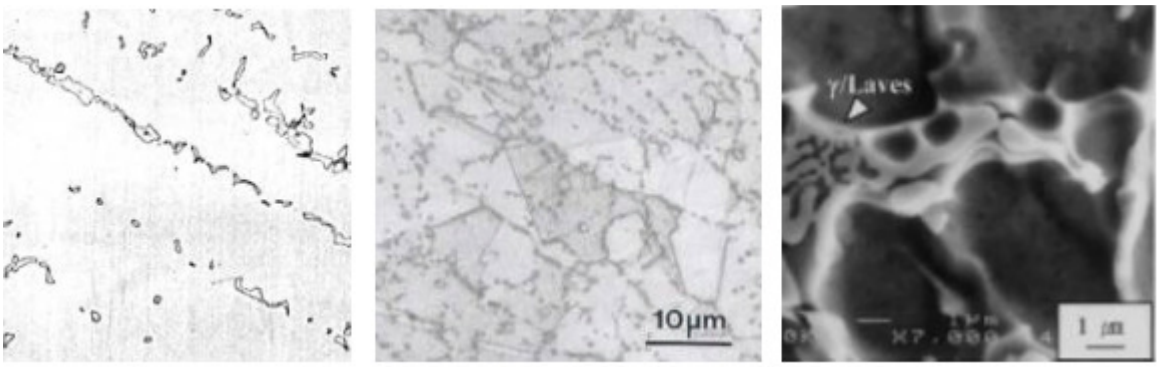



Figura I.8. Morfologia típica da fase Laves [29]

- Fase Mu (μ):

É uma fase TCP com estrutura romboédrica intermetálica que em geral tem pouca influência sobre as propriedades. Precipita-se de forma grosseira e irregular na forma de Widmanstatten, Figura I.9 [29].

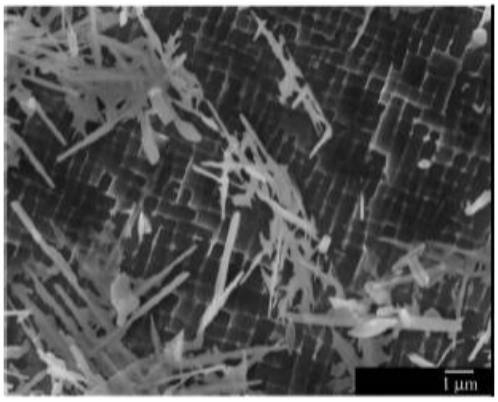



Figura I.9. Fase Mu [29]

A superliga INCONEL 625 não apresenta nenhuma fase do tipo TCP quando se encontra na condição recozida, porém essas fases podem aparecer na microestrutura da solda como resultado de uma solidificação meta estável depois de prolongada exposição à altas temperaturas [29].

Alguns estudos mostram que a variação da concentração de elementos como o C e Si alteram a formação das fases. Pouco C e nenhuma adição intencional de Si fizeram que a fase predominante fosse γ/Laves. Com maior teor de C e ainda sem a adição intencional de Si, a formação predominante foi de γ/MC. Com baixa adição de Si e C, os constituintes principais foram γ/Laves e γ/$M_6C$. Quando ambos elementos foram adicionados intencionalmente, os constituintes formados foram γ/MC e γ/Laves [29].

A solda da superliga de níquel é mais sensível a mudanças estruturais do que o metal de base, como pode ser visto na Figura I.10. Por exemplo, a curva de formação da fase delta é deslocada por mais de uma ordem de magnitude de tempo, resultando na segregação de elementos de liga na estrutura fundida. Carbonetos e fases intermetálicas podem se formar na

fase final de solidificação [29].

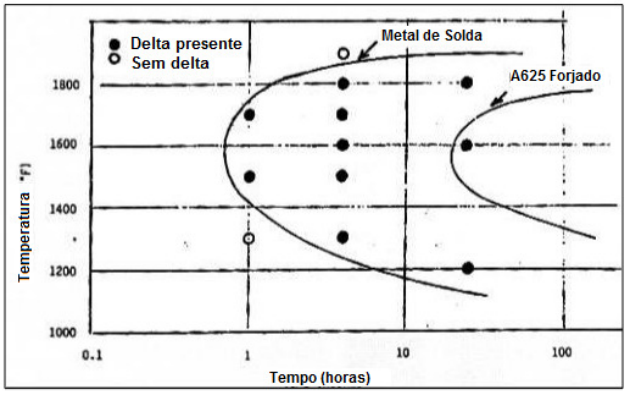



Figura I.10. Diferença na formação de fases no metal de solda e em forjados [29]

### I.5.2. Soldabilidade da Superliga de Níquel 625

Todos os processos de soldagem ao arco elétrico podem ser utilizados na soldagem do INCONEL 625. O principal ponto de atenção na soldagem da superliga é o aporte térmico, uma vez que elevados aportes térmicos produzem excessiva precipitação de carbonetos e fases secundárias que podem levar à formação de trincas ou perda de resistência à corrosão.

A primeira fase a se solidificar durante a soldagem é a austenita e, em seguida surge a fase Laves na forma de eutético com a fase austenítica. A formação do carbeto do tipo MC ocorre de forma concomitante à formação da fase anterior. De forma geral, pode-se dizer que a formação de fases na solidificação durante a soldagem para a superliga de níquel INCONEL 625 com 0,46 de Si e 0,035 de C segue o seguinte fluxo: L → L + γ →L + γ + NbC + Laves → γ + NbC + Laves [30]. O transporte de elementos na interface da solda quando se trabalha com materiais de composições químicas muito distintas pode potencializar a precipitação de carbonetos e fases intermetálicas [27, 30].

A diferença de composição química entre os materiais dissimilares promove um aumento na energia interfacial, aumento o ângulo de contato e a barreira livre para a formação de um núcleo sólido. Para que uma nucleação homogênea ocorresse seria necessário um maior sub-resfriamento. Como o crescimento epitaxial (em soldas homogêneas) pode não ocorrer, outros mecanismos de solidificação são esperados na linha de fusão no início da solidificação. O mais comum é a presença de uma zona coquilhada similar à fundição, Figura I.11 [27].

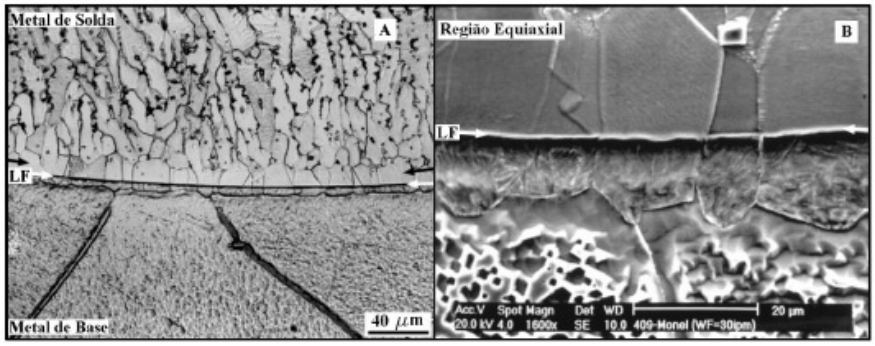



Figura I.11. Solidificação do metal de base e metal de solda [27]

A interface entre o metal de solda e o metal de base é uma região muito importante a ser analisada, já que muitos defeitos associados à junta soldada tanto na fabricação quanto em serviço estão associados a essa interface. Três tipos principais de fronteiras entre metal de base e metal de solda podem ser observadas metalograficamente. Os sub-grãos de solidificação se apresentam como dendritas e suas fronteiras são evidentes na microestrutura, pois sua composição química difere daquela da microestrutura original. Essas fronteiras são caracterizadas como fronteiras de baixo ângulo, que resultam do fato que o crescimento do sub-grão ocorre preferencialmente nas direções cristalográficas. Já os contornos de grãos solidificados são contornos de alto ângulo, pois cada pacote de sub-grãos possui uma direção diferente de crescimento competindo entre si. Essa região resulta em grande concentração de soluto e impurezas, podendo levar a formação de trincas de solidificação durante o processo de soldagem. O terceiro e último tipo de fronteira é a fronteira de grãos migrados que se origina da migração dos contornos de grãos solidificados [30].

Trincas de solidificação são um grande problema no que diz respeito à soldabilidade de superligas de níquel. No entanto, entre as superligas de níquel, a liga 625 mostra uma ótima resistência a trincas de solidificação na soldagem e geralmente é selecionada para aplicações mais restritas com a finalidade de evitar problemas com trincas, especialmente na soldagem de materiais dissimilares [30].

Estudos [27, 30-31] mostram que a estrutura do metal de base também é afetada durante a soldagem. Parte da ferrita da ZTA do aço é reaustenitizada e a solubilidade do carbono nessa austenita primária é alta. Com o resfriamento da solda até a temperatura ambiente e um tratamento térmico subsequente de revenimento em torno de 663°C, uma pequena região da interface do aço é transformada em austenita. Há também uma região formada descontinuamente ao longo da interface que apresenta uma fina zona martensítica. A martensita formada tem direção similar a da austenita que se encontra em seu entorno. Essa estrutura não revenida frágil pode afetar as propriedades mecânicas e aumentar a probabilidade de fragilização por hidrogênio. Um segundo tratamento térmico, após o revenimento ou uma alteração na temperatura de realização do primeiro tratamento térmico poderia ser proposta como solução do problema [29].

## I.6. Soldagem Dissimilar

O conceito de soldagem dissimilar consiste na união de dois metais de características distintas através de um processo de soldagem pré-selecionado de acordo com as características dos metais e das propriedades que se deseja obter na união.

A soldagem dissimilar pode ser empregada na união de dois materiais similares por um material dissimilar ou em revestimentos por soldagem, sendo esta última aplicação mais comum. Esse tipo de soldagem é frequentemente utilizada na união de aços inoxidáveis ou outras ligas com aços carbono, com a finalidade de se obter um componente que, utilizando das características predominantes de cada material, apresente um resultado satisfatório de acordo com os critérios de projeto. O metal de solda, que possui alto teor de elementos de liga, deve ser selecionado de acordo os critérios de projeto e, deve ser metalurgicamente compatível com o metal de base a ser utilizado para que quando depositado, possa acomodar corretamente a diluição proveniente do metal de base, sem formar uma microestrutura sensível a trincas [27].

A solda entre materiais dissimilares pode gerar a formação inerente de descontínuas zonas duras e frágeis ao longo da linha de fusão do lado ferrítico. Essas zonas duras, enriquecidas em carbono, com a possível presença de constituintes como martensita e predominância de carbetos, podem levar a corrosão localizada, fragilização por hidrogênio ou até mesmo à ruptura pela aplicação de tensão, uma vez que essa região do metal de base se torna enfraquecida com a presença desses elementos. Outro ponto intrínseco à soldagem dissimilar é a formação de zonas parcialmente diluídas, regiões ao longo da linha de fusão, porém do lado austenítico (metal de solda) onde o metal de base não se misturou corretamente ao metal de solda fundido, resultando em pequenas regiões susceptíveis a *pitting* seletivo em ambientes oxidantes. As zonas parcialmente diluídas (ZPDs) podem apresentar formatos distintos, entre eles o de baía, praia e ilha.

A zona parcialmente diluída do tipo praia, Figura I.12, se caracteriza por finas faixas ao longo da linha de fusão. Por ser muito fina e estreita, a medição de dureza se torna muito difícil.

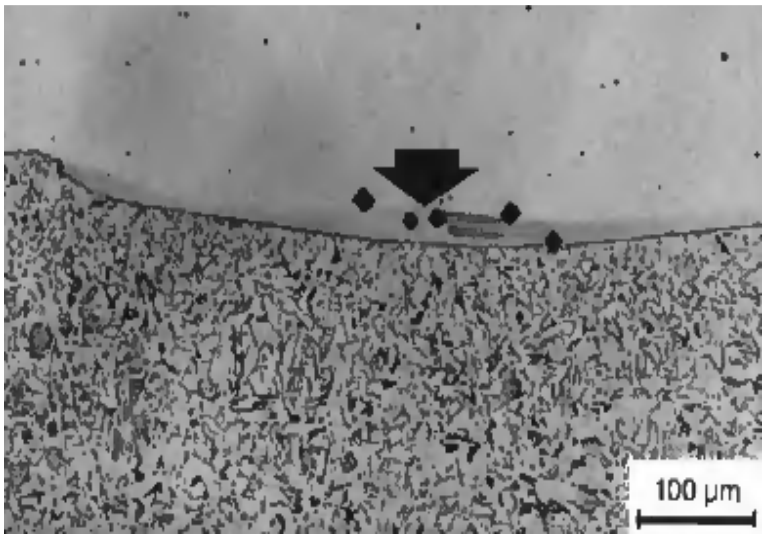



Figura I.12. Zona parcialmente diluída no formato de praia [33]

As formações do tipo ilha, Figura I.13, se caracterizam por serem completamente envoltas ao metal de solda, possuindo grandes dimensões, diferentemente das tipo “praia”. São formações bem menos comuns do que os outros tipos e ocorrem em sua maioria, nos passes de raiz.

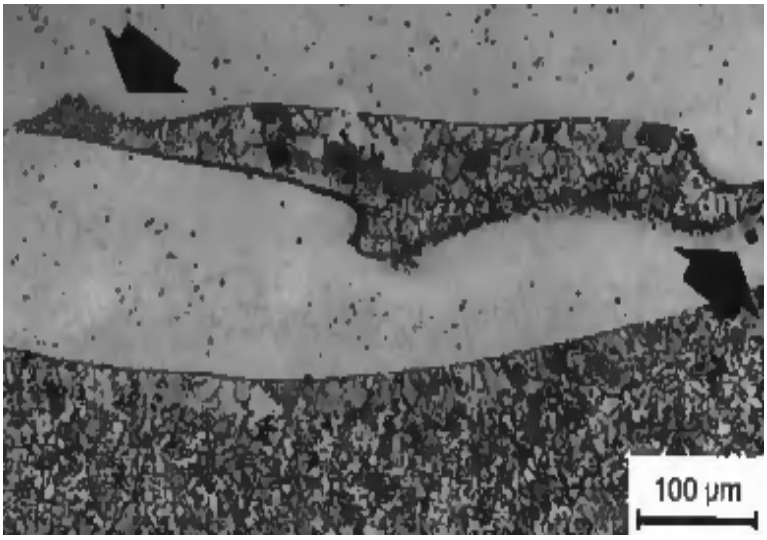



Figura I.13. Zona parcialmente diluída no formato de ilha [33]

Já as formações do tipo baía, Figura I.14, são parcialmente circundadas pelo metal de base, sendo mais largas do que as tipo “praia” e geralmente sendo acompanhadas dessa outra formação por um ou ambos os lados.

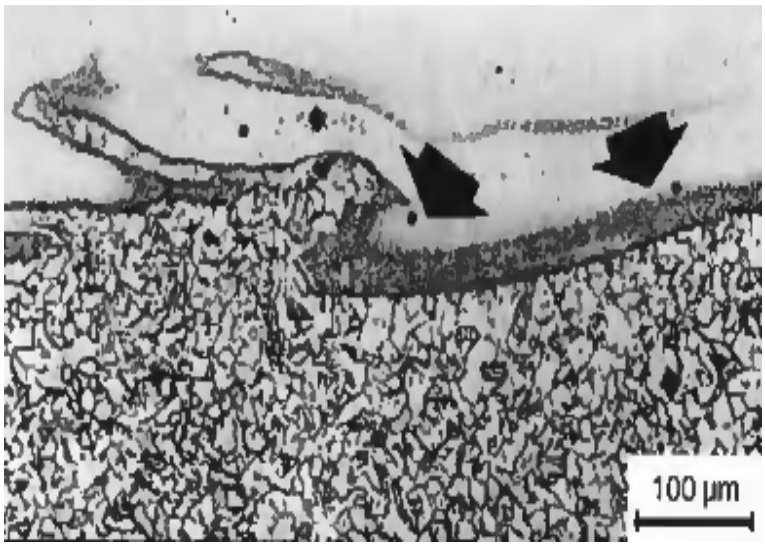



Figura I.14. Zona parcialmente diluída no formato de baía [33]

A solda dissimilar apresenta algumas características a serem avaliadas. Por exemplo, o gradiente de composição química entre o metal de base e o metal de solda promove mudanças na microestrutura, levando a mudanças nas propriedades mecânicas e de corrosão. Além disso, existe a interessante mudança de estrutura cristalina, de cúbica de corpo centrado (metal de base ferrítico) para cúbica de face centrada (metal de solda austenítico). Essa alteração afeta as propriedades mecânicas da junta, podendo resultar na formação de contornos de grão tipo II, paralelos à linha de fusão na região metal de solda. O contorno de grão tipo II é grande precursor do defeito de desplacamento (*disbonding*) do revestimento e possui grande potencial para propagação de trincas. A terceira característica que vale a pena ser mencionada é a formação de tensões residuais na linha de fusão devido à heterogeneidade e incompatibilidade térmica resultante, resultando no gradiente de propriedades mecânicas ao longo da linha de fusão [34].

Mecanismos de falha nessa região já foram amplamente estudados [27, 30-31] e observou-se que as falhas associadas ao revestimento com ligas de níquel diferem dos aços inoxidáveis austeníticos. No geral, as falhas podem estar associadas a [35]:

- Falhas na zona termicamente afetada do metal de base;
- As trincas geralmente se iniciam paralelamente à linha de fusão, com a separação dos contornos de grão;
- Descontinuidades na solda são grandes concentradores de tensão;
- Uma região empobrecida em carbono é formada no material de baixa liga, sendo essencialmente ferrita e carbetos. Essa região é rodeada por outras fases mais duras e resistentes e está sujeita a tensões provenientes da diferença de expansão térmica, dobramento, vibração e pressão, promovendo uma alta concentração de tensão na região empobrecida em carbono que possui baixa resistência mecânica;

- Tratamentos térmicos pós-soldagem contribuem para a falha prematura das juntas de transição (juntas dissimilares).

**I.7. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões**

A soldagem promove o aparecimento de tensões residuais na junta soldada provenientes da dilatação do material durante a fusão e contração durante sua solidificação. Essas tensões, que podem chegar ao nível da tensão de escoamento do material, podem gerar deformações ou falhas prematuras na peça e, por esse motivo o tratamento térmico de alívio de tensões surge como uma interessante alternativa.

O tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) consiste no aquecimento da peça a uma temperatura abaixo da temperatura de transformação de fases, mantendo esse patamar durante um tempo pré-determinado e, em seguida resfriando-a uniformemente.

Em algumas situações, estudos comprovam que a realização de TTAT pode causar efeitos nocivos na dureza ou nas propriedades de fadiga da junta, especialmente quando múltiplos ciclos do tratamento são aplicados [36].

No entanto, algumas ocasiões, como nos revestimentos por soldagem, a realização de um tratamento térmico pós-soldagem se faz necessária para manter as características da zona termicamente afetada dos aços ferríticos [8]. Em aplicações onde a corrosão sob tensão intergranular é uma preocupação, o material pode ser submetido a tratamentos térmicos no range da precipitação de carbetos, entre 600 e 800°C. Estabilizando o material nessa faixa de temperatura, carbetos do tipo $M_{23}C_6$ (geralmente ricos em Cr) com uma estrutura cristalina cúbica complexa e morfologia globular se formarão nos contornos de grão e, quando presentes como partículas discretas, podem melhorar a resistência à fluência, restringindo o deslizamento dos contornos de grão [30].

Para a condição de soldagem dissimilar onde o metal de solda é a superliga de níquel INCONEL 625, estudos mostram que tratamentos térmicos realizados na faixa dos 700°C promovem uma melhoria em todas as propriedades mecânicas das juntas. Já os tratamentos em torno dos 750°C, promovem uma queda na ductilidade e na resistência ao impacto da junta, devido à precipitação da fase γ" nos espaços interdendríticos. Nos valores entre 750°C e 950°C, o tratamento térmico é altamente prejudicial, mostrando grande impacto em todas as propriedades da junta. Nessa faixa de temperatura há a precipitação de carbetos finos do tipo $M_6C$ nos contornos de grão. Tratamentos térmicos na faixa dos 1000°C reestabelecem a ductilidade e resistência ao impacto devido à diluição da fase δ e aumento do tamanho de grão [10,30].

Além das características mecânicas, é necessário garantir a resistência à corrosão do revestimento. A faixa de temperatura entre 650°C e 850°C para tratamento térmico é a que torna o material mais susceptível à corrosão e, entre 950°C e 1000°C há a homogeneização dos elementos nos espaços interdendríticos e o material não é mais susceptível ao *pitting* [10].

Sendo assim, a faixa de tratamento térmico mais indicada para o alívio das tensões provenientes da soldagem, reestabelecendo as características do metal de base e ao mesmo tempo buscando as melhores propriedades do metal de solda, é a inferior a 650℃.

# Capítulo II – Materiais e Métodos

## II.1. Introdução

Os materiais e métodos utilizados no desenvolvimento do presente trabalho estão descritos abaixo, seguidos das respectivas composições e parâmetros informados pelo fabricante.

## II.2. Metal de Base

O metal de base adotado no presente estudo é o aço ASTM A516 Gr. 70. A escolha por tal metal de base se deu por sua ampla aplicação na indústria mecânica, principalmente na construção de vasos de pressão. Segundo a norma ASTM A516 [37], esse é um aço utilizado em casos onde a melhoria na ductilidade se faz importante.

Uma chapa do aço mencionado com dimensões aproximadas de 400 x 400 mm e espessura de 50 mm foi adotada para a deposição do revestimento. Uma chapa foi utilizada para cada processo. A composição química do aço ASTM A516 Gr. 70 informada pelo fabricante pode ser encontrada na Tabela II.1.

Tabela IIII.1. Composição química do aço ASTM A516 Gr.70

| Elemento | Fe | C | Ni | Cr | Mo | Mn | Al | V | Cu | Si |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| % em peso | Bal. | 0.15 | 0.01 | 0.02 | 0.01 | 0.95 | 0.02 | 0.03 | 0.4 | 0.2 |

## II.3. Metal de Solda

A superliga de níquel INCONEL 625 é o material adotado ao longo desse estudo como metal de solda. Essa superliga desempenhará o papel de revestimento resistente à corrosão.

Para cada procedimento de soldagem um consumível apropriado é utilizado. A soldagem pelo processo arame tubular fez uso do arame ENiCrMo3T1-4, de acordo com a AWS [38]. A fabricante escolhida é a Böhler e o arame é comercialmente conhecido como sendo do tipo Nibas 625 PW-FD. A bitola do arame utilizado para a deposição de todas as camadas do revestimento foi de Ø 1.2 mm.

A soldagem eletrodo revestido fez uso do eletrodo ENiCrMo-3 também de acordo com a AWS [39], do mesma fabricante do arame, Böhler, comercialmente conhecido pelo tipo 6222-Mo. Esse eletrodo a base de níquel possui um revestimento do tipo básico. A primeira e última camadas do revestimento foram depositadas com um eletrodo de bitola Ø 4.0 mm e, a camada intermediária com um eletrodo de Ø 3.2 mm de bitola.

Finalmente, a soldagem eletroescória foi realizada com uma fita correspondente à liga INCONEL 625, classificada de acordo com a AWS como EQNiCrMo-3 [40]. O fluxo adotado para esse processo é o “RECORD EST 201”. As fitas utilizadas nesse processo possuem as

dimensões de 0.5 mm de espessura e 60 mm de largura.

As composições químicas de acordo com o fabricante de cada consumível estão detalhadas na Tabela II.2.

Tabela III.2. Composição química do metal de solda

| Elemento (% em peso) | Ni | Cr | Mo | Nb | Mn | Si | Fe | C |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Arame ENiCrMo3T1-4** | Bal. | 21.0 | 8.5 | 3.3 | 0.4 | 0.4 | <1.0 | 0.05 |
| **Eletrodo ENiCrMo-3** | Bal. | 22.0 | 9.0 | 3.3 | 0.6 | <0.5 | 3.0 | <0.04 |
| **Fita EQNiCrMo-3** | Bal. | 19.5 | 8.0 | 2.8 | 0.3 | 0.4 | 3.0 | 0.03 |

### II.4. Procedimentos de Soldagem

Um dos objetivos do presente trabalho é comparar o desempenho do revestimento metálico composto pela superliga INCONEL 625 quando soldado por diferentes procedimentos. Três diferentes processos foram, portanto, escolhidos para estudo: arame tubular, eletrodo revestido e eletroescória.

Os procedimentos arame tubular e eletroescória foram escolhidos para simular a produção em grande escala de revestimentos, por possuírem alta taxa de deposição e a possibilidade de automação. Devido à alta produtividade, o ESW foi proposto para a soldagem de grandes componentes enquanto o FCAW, com produtividade um pouco mais baixa, pode ser utilizado para componentes de menores dimensões. Já o processo eletrodo revestido foi adotado com a finalidade de execução de reparos. Esse último foi escolhido devido à sua grande versatilidade, possibilitando a soldagem em áreas de difícil acesso até mesmo em campo. Nos tópicos seguintes serão apresentados os principais parâmetros que serão adotados na deposição dos revestimentos.

#### II.4.1. Arame Tubular

A soldagem por arame tubular foi realizada pelo depósito do arame ENiCrMo3T1-4 em uma placa de aço ASTM A516 Gr.70. O revestimento tem como dimensões finais 100 x 250 mm. A posição de soldagem adotada é a plana e o revestimento teve seus passes depositados em três camadas, a primeira com aproximadamente 15 passes, a segunda com 13 passes e a última com 12 passes, com 50% de sobreposição em cada passe. A necessidade da deposição de mais de uma camada se dá a fim de garantir a espessura mínima do revestimento, que é de 3 mm, para um bom desempenho de acordo com normas internacionais [41]. A Figura II.1 representa a geometria final da junta.

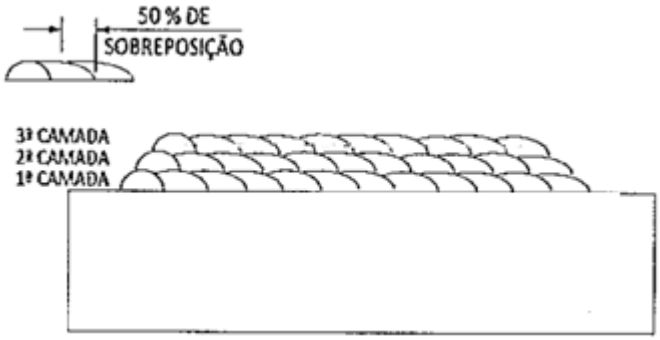



Figura II.1. Geometria da junta por arame tubular

A soldagem foi realizada por transferência globular à temperatura ambiente de 25°C. Caso a soldagem seja realizada em um local com condições climatológicas diferentes, é importante garantir que a soldagem ocorra com a peça no mínimo a 15°C, utilizando o artifício do pré-aquecimento, se necessário. A temperatura de interpasse não deve ultrapassar 150°C. Os principais parâmetros da soldagem por arame tubular estão apresentados na Tabela II.3.

Como gás de proteção, utilizou-se uma mistura composta de 75% de argônio e 25% de gás carbônico, com uma vazão de 15 a 20 l/min.

Tabela III.3. Parâmetros da soldagem por arame tubular

| **Passe N.°** | **Camada N°** | **(mm)** | **Tensão (V)** | **Corrente** | | **Intensidade (A)** | **Velocidade (cm/min)** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | Tipo | Polaridade | | |
| 1-15 | 1 | 1.2 | 25 | CC | + | 167 | 38 |
| 16-28 | 2 | 1.2 | 26 | CC | + | 185 | 40 |
| 29-40 | 3 | 1.2 | 26 | CC | + | 185 | 40 |

### II.4.2. Eletrodo Revestido

A soldagem por eletrodo revestido foi realizada de forma similar à por arame tubular. Três camadas de metal de solda foram depositadas, produzindo um revestimento de dimensões aproximadas de 100 x 250 mm. Os passes possuem uma sobreposição de 50%, com os eletrodos da primeira e última camada possuindo bitola de Ø4.0 mm e a camada intermediária igual a Ø 3.2 mm.

Da mesma forma que para o processo arame tubular, a soldagem foi realizada à temperatura ambiente de 25°C e a temperatura máxima de interpasse não excedeu 150°C. Na Tabela II.4 é possível avaliar os principais parâmetros a serem adotados para o processo.

Tabela III.4. Parâmetros da soldagem por eletrodo revestido

| Passe N.° | Camada N° | (mm) | Tensão (V) | Corrente | | Intensidade (A) | Velocidade (cm/min) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | Tipo | Polaridade | | |
| 1-13 | 1 | 4,0 | 26 | CC | + | 120 | 28-30 |
| 14-24 | 2 | 3,2 | 25 | CC | + | 105 | 25-27 |
| 25-35 | 3 | 4,0 | 26 | CC | + | 120 | 28-30 |

Com a finalidade de se estudar o reparo por eletrodo revestido, após a soldagem convencional descrita acima, a parte central da amostra foi removida por esmerilhamento para que em seguida novos cordões de solda fossem depositados, como pode ser visto na Figura II.2.

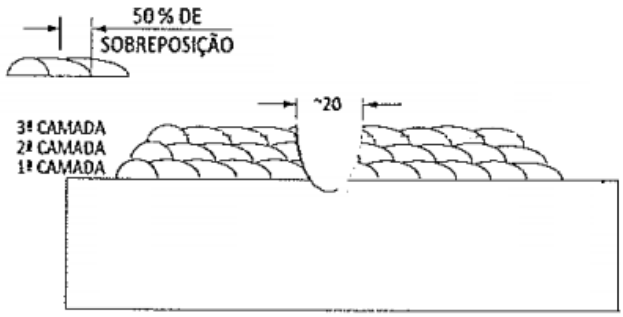



Figura II.2. Geometria da junta por eletrodo revestido

Os parâmetros para a execução do reparo foram os mesmos utilizados para a soldagem convencional, descritos na Tabela II.4. Foram depositadas três camadas, como na soldagem original, sendo três passes na primeira camada, três na segunda e quatro na terceira (camada superior).

### II.4.3. Eletroescória

A deposição do revestimento por eletroescória foi realizada em uma só camada, uma vez que o processo possui a capacidade de atingir a espessura exigida para o revestimento logo na primeira camada depositada.

A deposição dos cordões de solda foi realizada lado a lado através da posição plana de soldagem, 1G. A sobreposição dos cordões deve ser de aproximadamente 2/3 da largura do cordão depositado. Os parâmetros utilizados para esse processo podem ser vistos na Tabela II.5.

Tabela III.5. Parâmetros da soldagem por eletroescória

| Passe N.° | Camada N° | (mm) | Tensão (V) | Corrente | | Intensidade (A) | Velocidade (cm/min) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | Tipo | Polaridade | | |
| 1-3 | 1 | 0.5 x 60 | 28 | CC | + | 1250 | - |

### II.5. Tratamento Térmico Pós- Soldagem (TTPS)

Uma amostra obtida por cada processo de soldagem foi ser submetida a um tratamento térmico de alivio de tensões com a finalidade de avaliar as alterações que podem ocorrer nas propriedades do revestimento.

O tratamento térmico de alívio de tensões foi realizado em três ciclos com aquecimento entre 620℃ e 640℃ com o patamar de 210 – 220 minutos para cada ciclo. A taxa de aquecimento é de aproximadamente 50℃/h e o resfriamento de 60℃/h. Os parâmetros do tratamento térmico estão apresentados na Tabela II.6.

Tabela III.6. Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões

| Temperatura (℃) | Tempo (min) | Número de Ciclos | Taxa de Aquecimento (℃/h) | Taxa de Resfriamento (℃/h) |
|---|---|---|---|---|
| 620 a 640 | 210 | 3 | 50 | 60 |

### II.6. Identificação das Amostras

Para melhor organização do trabalho, as amostras obtidas devem ser classificadas de acordo com a Tabela II.7, divididas por processo de soldagem e se foram submetidas ou não a um tratamento térmico de alívio de tensões.

Tabela III.7. Identificação das amostras

| Identificação | Processo de Soldagem | Tratamento Térmico |
|---|---|---|
| B | Arame Tubular | Não |
| B1 | Arame Tubular | Sim |
| D | Eletrodo Revestido | Não |
| D1 | Eletrodo Revestido | Sim |
| E | Eletroescória | Não |
| E1 | Eletroescória | Sim |

### II.7. Análise Metalográfica

#### II.7.1. Preparação

A correta preparação metalográfica faz parte de um bom trabalho de estudo de materiais. A preparação para a análise macro e micrográfica consiste no corte da amostra, lixamento, polimento e ataque químico para revelação da microestrutura.

O revestimento produzido foi então cortado em pequenas amostras de aproximadamente 18 x 15 x 5 mm através de uma máquina de corte Cor-80. Em seguida, as amostras foram ser lixadas com a utilização de lixas d'água de granulometria 100, 220, 320,

400 e 600 mesh. O processo foi realizado em discos rotatórios, sob refrigeração com água. Após o lixamento, as amostras foram polidas utilizando pasta de diamante de granulometria de 6, 3 e 1µm, com lubrificação à base de glicerina e refrigeração à base de álcool.

O ataque químico para a revelação da microestrutura do metal de base deu-se pela utilização do reagente Nital 2%, cuja composição é 2% de ácido nítrico e 98% de álcool PA. Já o metal de solda teve sua microestrutura revelada através de uma solução de trióxido de cromo, composta por 20% de $CrO_3$ e 80% de água destilada. Enquanto o ataque do metal de base deve ser feito por esfregamento ou imersão, o ataque para o metal de solda deve ser realizado em meio eletrolítico com os parâmetros de 4 V de tensão durante aproximadamente 30 segundos.

Para as análises por EBSD a preparação metalográfica se dá de maneira similar. Nessa preparação, as amostras foram lixadas e polidas de forma idêntica ao preparo anteriormente mencionado, passando por lixas de 100 a 600 mesh e pastas de diamante de 6 a 1 µm. No entanto, após essas etapas, a revelação da microestrutura se deu através do polimento com uma solução de sílica coloidal de 0,25 µm.

### II.7.2. Análise Macrográfica

A análise macrográfica permite observar de forma macro a interface entre o metal de base e o metal de solda e evidenciar alguns efeitos como desplacamento ou descontinuidades presentes na interface do revestimento.

Para o presente estudo, as amostras foram preparadas conforme descrito no item II.7.1 desse trabalho. Através das macrografias também é possível observar a extensão da zona termicamente afetada (ZTA) e a sequência de deposição dos cordões de solda.

### II.7.3. Análise Micrográfica

Após a completa preparação das amostras, descrita no item II.7.1, as amostras foram primeiramente observadas com o auxílio do microscópio ótico Olympus BX60M para um mapeamento geral de sua microestrutura. Em seguida, após a identificação visual das principais fases presentes, as amostras foram analisadas através do microscópio eletrônico de varredura (MEV) CamScan 3200LV para um maior detalhamento da microestrutura.

A análise realizada pelo MEV teve por objetivo a identificação de fases secundárias, presença de zonas parcialmente diluídas, variação de microestrutura ao longo do metal de base, entre outras avaliações.

Dentro das análises possíveis de serem realizadas com o auxílio do MEV estão as análises por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). As análises por EDS são análises semi-quantitativas que auxiliaram na identificação de fases secundárias encontradas no revestimento a fim de melhor identificá-las, bem como avaliar a variação de composição química presente entre o metal de base e o

metal de solda, reafirmando a presença de diluição no revestimento. As análises por EBSD tiveram como principal objetivo confirmar a ocorrência de algumas fases e a presença de ZPD's nos reverstimentos.

### II.8. Análise de Microdureza

Análises de microdureza Vickers foram realizadas em regiões específicas da interface e perpendicularmente à linha de fusão, com o auxílio de um durômetro Wilson Instruments modelo 422MVD. As identações foram realizadas preferencialmente em regiões onde previamente foi constatada a presença de zonas parcialmente diluídas com a finalidade de buscar possíveis regiões duras e frágeis onde há a possibilidade de formação ou propagação de trincas. A análise se deu pela aplicação de 500 gf durante 20 segundos em todas as amostras para fim de comparação de resultados.

### II.9. Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento teve como finalidade evidenciar defeitos na deposição do material, como por exemplo, falta de penetração, microtrincas, entre outros.

A norma ASME Seção IX Parte QW-163 [42] torna inaceitável a presença de quaisquer descontinuidades que excedam as dimensões de 1.5 mm, medidas em qualquer direção no revestimento. Para o ensaio de dobramento, amostras foram ser preparadas de acordo com a norma ASME IX Parte QW-162.5 (d) [42], que especifica as dimensões do corpo de prova e as direções de retirada dos corpos de prova das amostras, Figura II.3.

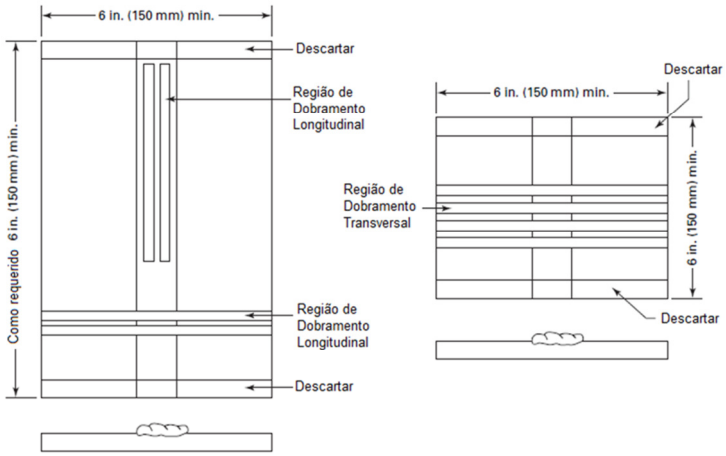



Figura II.3. Dimensões do corpo de prova de acordo com ASME IX Parte QW 162.5(d) [42]

### II.10. Análise Química

A análise química foi realizada pela utilização de um espectrômetro de emissão ótica. O objetivo dessa análise foi avaliar a composição do revestimento em várias posições a partir da linha de fusão e verificar como se deu essa variação de composição. A diferença de composição química apresentada em cada processo permite avaliar também como ocorreu a

diluição em cada um deles.

Outro importante parâmetro avaliado pela análise química é a composição química a 3 mm da linha de fusão que é a espessura mínima para a deposição de revestimentos. Por esse motivo, diversas normas limitam os teores de alguns elementos nessa cota, como por exemplo, o teor de ferro que não deve exceder 5% [43].

# Capítulo III – Resultados e Discussão

## III.1. Introdução

O presente capítulo apresenta as análises realizadas e os resultados obtidos a partir dos processos de soldagem estudados. As regiões de interesse para o estudo são a região termicamente afetada no metal de base, a interface entre o metal de solda e o metal de base e a microestrutura do revestimento. Cada uma dessas regiões apresentam características específicas que influenciarão diretamente o comportamento final da junta soldada.

## III.2. Análises Metalográficas

### III.2.1. Análise Macrográfica

Através da inspeção visual das macrografias obtidas pelos métodos citados em II.7.1 foi possível avaliar diversos aspectos dos revestimentos, tais como defeitos superficiais, falta de penetração ou desplacamento. As Figuras III.1 a III.3 apresentam as macrografias das amostras obtidas por arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido, respectivamente.

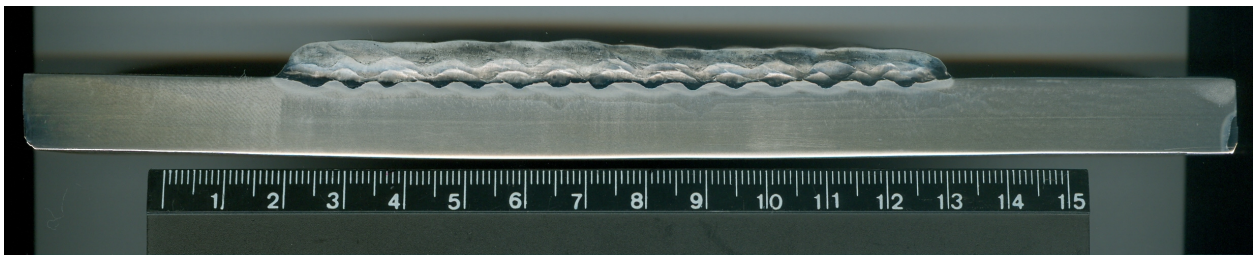



Figura III.1. Macrografia referente à amostra Arame Tubular

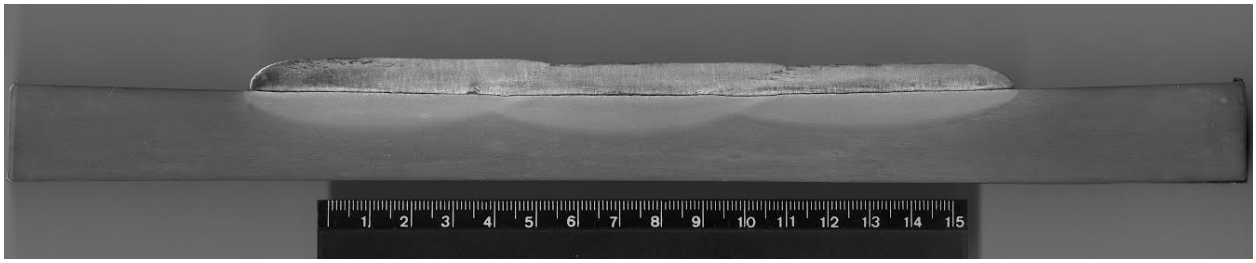



Figura III.2. Macrografia referente à amostra Eletroescória

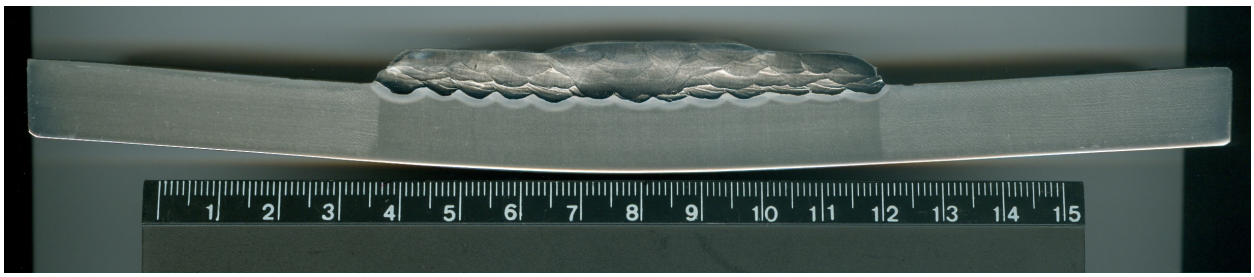



Figura III.3. Macrografia referente à amostra Eletrodo Revestido

As macrografias permitiram observar a ausência de defeitos superficiais. Não houve falta de penetração ou desplacamento que pudesse ser observado a olho nu.

Além das análises sobre possíveis defeitos, as macrografias permitiram avaliar a aparência do cordão de solda, observando parâmetros como largura e penetração, que variam de acordo com o processo de soldagem, aporte térmico e gás de proteção utilizado.

A diluição global, que representa o quanto do metal de solda está presente no metal de base, ou seja, é uma relação entre a área penetrada com a área depositada, também pode ser calculada através das macrografias, Figura III.4. A Equação III.1 mostra como é calculada a diluição global em um cordão de solda.




Figura III.4. Parâmetros para o cálculo da diluição global

$$D\ (\%) = \frac{A_{penetrada}}{(A_{penetrada} + A_{depositada})} \times 100 \qquad \text{Equação III.1}$$

Para encontrar a relação entre a área depositada e a área penetrada nas macrografias apresentadas acima, o software de desenho AutoCad foi utilizado. Foram traçados contornos ao redor das camadas depositadas e através das relações obtidas, encontraram-se os valores de diluição global de 9,62 % para a soldagem por arame tubular, 4,01 % para o processo eletroescória e 10,29 % para a soldagem por eletrodo revestido. A Figura III.5 ilustra como a relação foi obtida para a amostra eletroescória. Em vermelho está a área depositada e em azul a área penetrada.

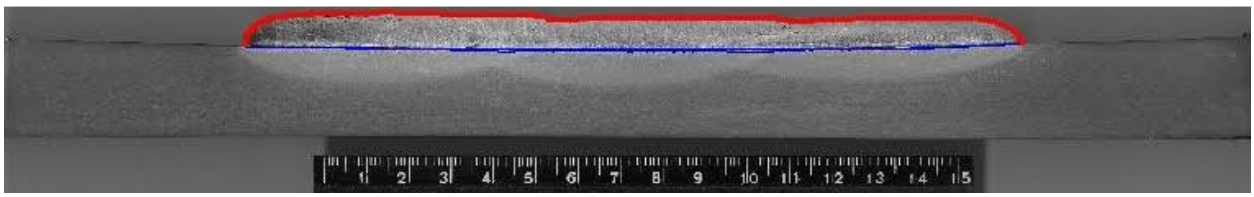


Figura III.5. Cálculo da diluição global para a amostra obtida pelo processo eletroescória

Dessa forma foi possível observar que a menor diluição global encontrada foi para o processo eletroescória. Quanto menor a diluição, menor a probabilidade de formação de trincas de solidificação no metal de solda. Além disso, valores de diluição muito elevados podem levar à formação de microestruturas de alta temperabilidade que podem se tornar susceptíveis a ataques corrosivos [10]. Para valores de diluição inferiores a 70 % espera-se obter uma solda sem defeitos, pois até mesmo para esse alto nível de diluição o diagrama de Schaeffler para a

superliga INCONEL 625 apresenta uma estrutura completamente austenítica, não resultando assim em estruturas susceptíveis ao endurecimento por transformação durante o resfriamento. Já para níveis de diluição de 70 a 80%, uma estrutura mista de austenita e martensita se forma e para diluições acima de 80%, o diagrama indica uma microestrutura exclusivamente martensítica [27]. Dessa forma, apesar de o processo de soldagem eletroescória apresentar um menor valor para a diluição global, o que é extremamente benéfico para o revestimento, todos os processos apresentam valores aceitáveis baseados na literatura [44, 45].

Além da análise dos defeitos macroscópicos e do cálculo da diluição global, é possível também mensurar a extensão da ZTA através das macrografias. A ZTA, sigla para zona termicamente afetada, representa o quanto do metal de base foi afetado pelos diversos ciclos de soldagem. É na zona termicamente afetada que estruturas que podem ser prejudiciais ao desempenho do metal de base no revestimento tem maior probabilidade de se formar. A principal estrutura a ser levada em consideração nessa análise é a martensita, estrutura dura e frágil onde trincas podem se originar ou se propagar, comprometendo o desempenho do revestimento. A extensão da ZTA é afetada principalmente pelo aporte térmico do procedimento de soldagem. É esperado que quanto maior a energia de soldagem (aporte térmico), maior a extensão da ZTA [46].

Pelos cálculos é possível obter uma energia de soldagem de 0,65 kJ/mm para o procedimento realizado com o processo arame tubular, 11,7 kJ/mm para a soldagem pelo processo eletroescória e 0,63 kJ/mm para o processo eletrodo revestido. É esperado então que a amostra soldada pelo procedimento eletroescória apresente a maior ZTA entre as três analisadas, por apresentar a maior energia de soldagem. Com o auxílio do software Autocad, foi possível chegar a um valor de 1,6 mm para a soldagem por arame tubular, 8,3 mm para a soldagem por eletroescória e 1,5 mm para a soldagem por eletrodo revestido, Tabela III.1, corroborando com o afirmado pela literatura [46] de quanto maior o aporte térmico, maior a extensão da ZTA.

Tabela III.1. Energia de soldagem e extensão da ZTA.

| Procedimento de Soldagem | Energia de Soldagem | Extensão da ZTA |
|---|---|---|
| Arame Tubular | 0,65 kJ/mm | 1,6 mm |
| Eletroescória | 11,7 kJ/mm | 8,3 mm |
| Eletrodo Revestido | 0,63 kJ/mm | 1,5 mm |

### III.2.2. Análise Micrográfica

A análise micrográfica tem como objetivo analisar a evolução da microestrutura do metal de base, antes da soldagem, como soldado e após tratamento térmico de alívio de tensões. Já para o metal de solda, objetiva-se avaliar a formação de fases durante a soldagem e a

interação do metal de solda com o metal de base, descrevendo as microestruturas formadas na zona de fusão e a possível presença de zonas parcialmente diluídas.

### III.2.2.1 Metal de Base

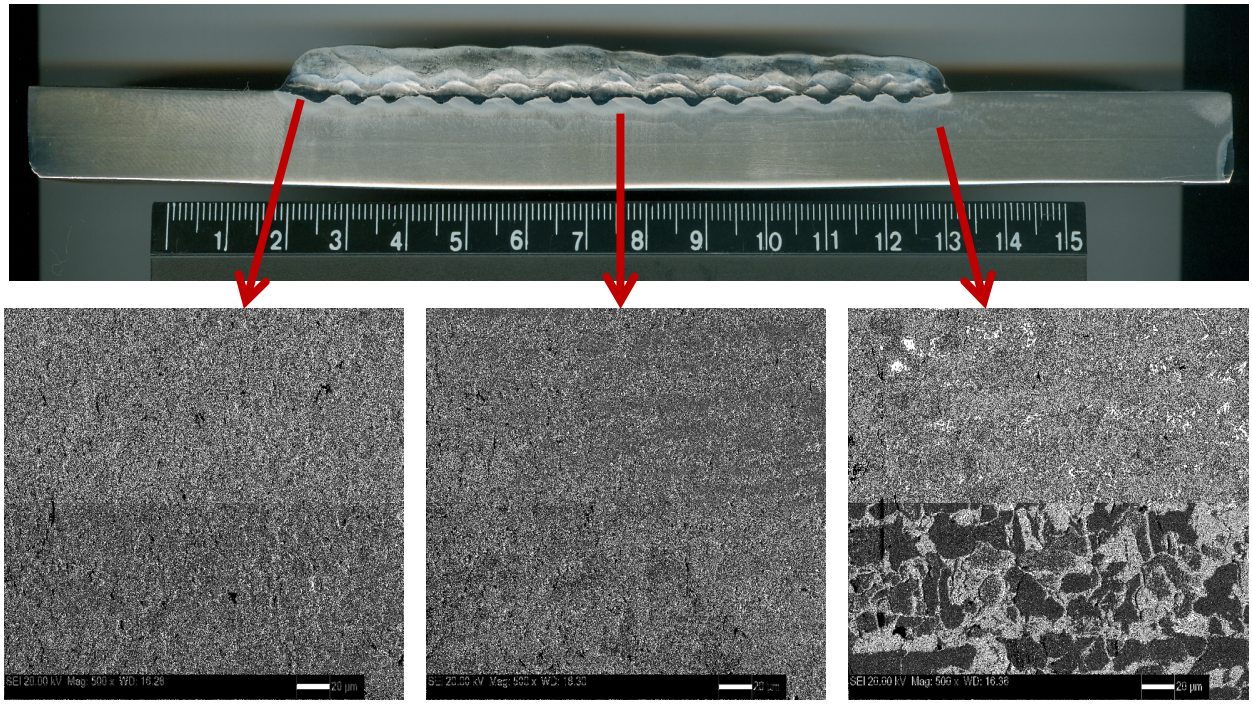
A microestrutura do metal de base tem um comportamento similar em todas as amostras soldadas por diferentes procedimentos de soldagem, inclusive após tratamento térmico. Como pode ser visto na Figura III.6, inicialmente a microestrutura é a bruta de laminação. Em seguida, há o refino de grãos para que perto da zona fundida seja apresentada a região de crescimento de grãos. Esse é o comportamento típico da zona termicamente afetada (ZTA) de um aço carbono [47].




Figura III.6. Microestruturas típicas da zona termicamente afetada de aços carbono [47]

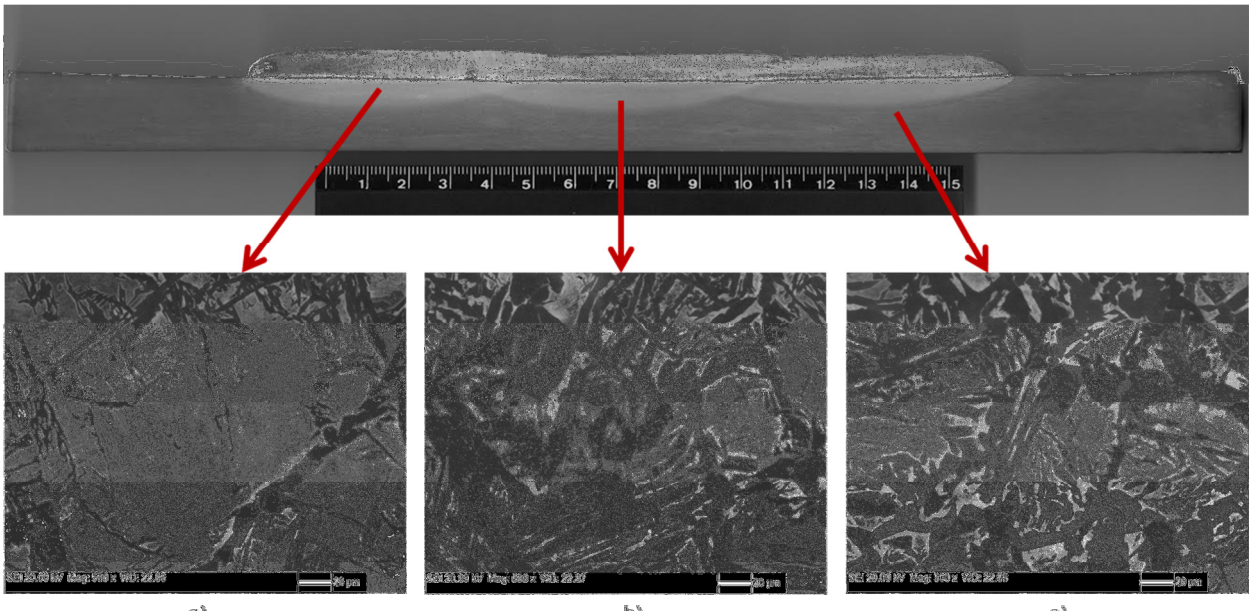
As micrografias obtidas através da microscopia eletrônica de varredura estão apresentadas nas Figuras III.7 a III.9. Aproximadamente 2 mm da zona de fusão, o metal de base permanece inalterado de suas condições originais de fabricação, com a presença dos constituintes ferrita e perlita. Através das micrografias, é possível observar pela orientação dos grãos que todas as chapas utilizadas foram fabricadas através do processo de laminação a quente [48]. A 1 mm da interface, há a região transformada parcialmente, onde alguns grãos permanecem no estado original e outros são refinados, resultando em uma estrutura desorientada sem um padrão claro de distribuição, diferentemente do visto nas micrografias a 2

mm da linha de fusão. Já a aproximadamente 0,5 mm da interface, há a região de refino de grão. Todas as amostras se comportaram de forma similar, inclusive as tratadas termicamente, uma vez que o tratamento térmico de alívio de tensões realizado a 620$^0$C não provê nenhuma alteração da estrutura do metal.



a) b) c)

Figura III.7. Microestrutura do metal de base para a amostra soldada por arame tubular. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X. a) 0.5 mm da linha de fusão; b) 1 mm da linha de fusão; c) 2 mm da linha de fusão.



a) b) c)

Figura III.8. Microestrutura do metal de base para a amostra soldada por eletroescória. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X. a) 0.5 mm da linha de fusão; b) 1 mm da linha de fusão; c) 2 mm da linha de fusão.

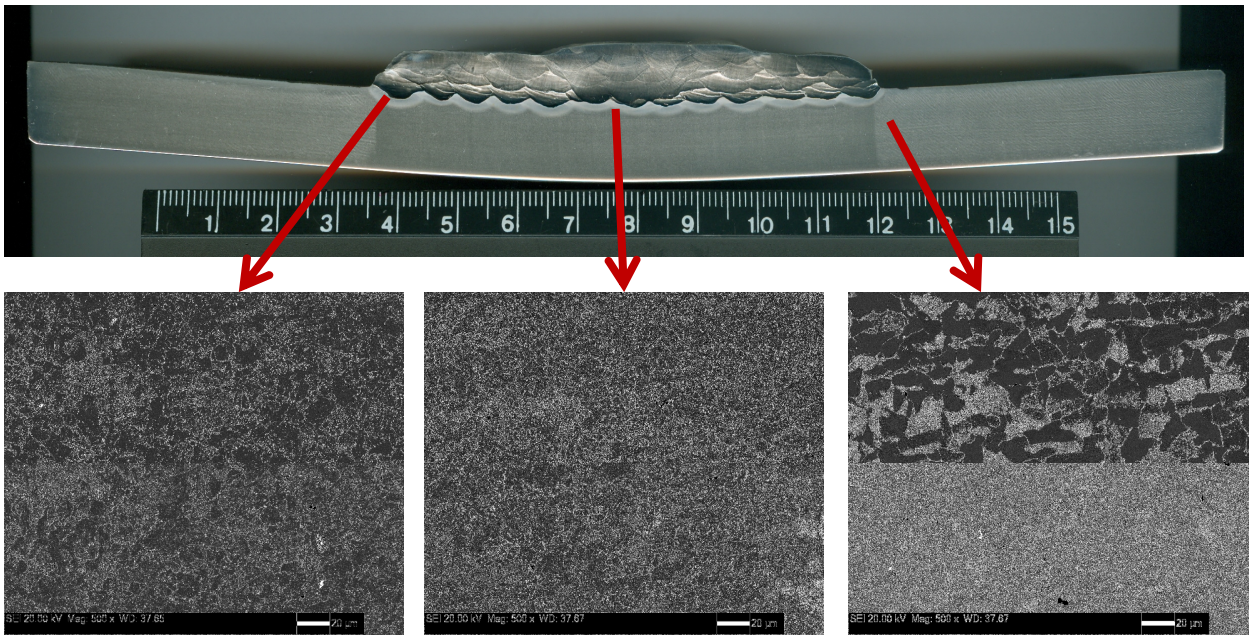



Figura III.9. Microestrutura do metal de base para a amostra soldada por eletrodo revestido. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X. a) 0.5 mm da linha de fusão; b) 1 mm da linha de fusão; c) 2 mm da linha de fusão.

É possível notar, no entanto, que devido à maior energia de soldagem proveniente do procedimento de soldagem por eletroescória, a sua zona termicamente afetada tem maiores dimensões, como era esperado, Tabela III.1 e Figura III.8. Por esse motivo, a microestrutura original do metal de base está mais afastada da linha de fusão e, a 2 mm da interface ainda é possível notar uma estrutura de grãos grosseiros, diferentemente das demais amostras. A microestrutura original do metal de base para a amostra soldada por eletroescória está apresentada na Figura III.10.

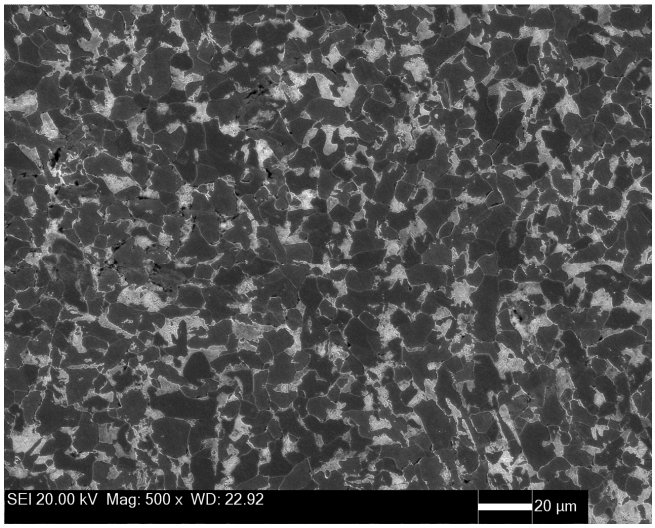



Figura III.10. Microestrutura original do metal de base. Amostra soldada por eletroescória. Ataque químico: Nital 2%; Aumento: 500 X.

Na Figura III. 11 é possível observar a transformação da microestrutura do metal de base (fim da ZTA) para as amostras tratadas termicamente. Como anteriormente mencionado, o comportamento é similar ao das amostras como soldadas. O início da ZTA se dá a aproximadamente 1 mm da linha de fusão para as amostras soldadas por arame tubular e eletrodo revestido. Já para a amostra soldada por eletroescória, o início da ZTA se dá a aproximadamente 8 mm da interface.

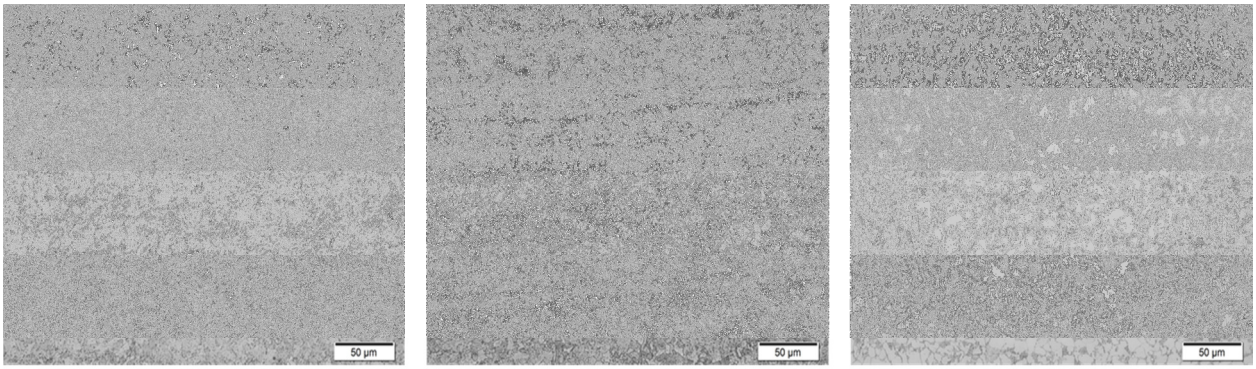



Figura III.11. Início da ZTA. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento 500 X. Microscópio óptico. a) arame tubular; b) eletrodo revestido; c) eletroescória.

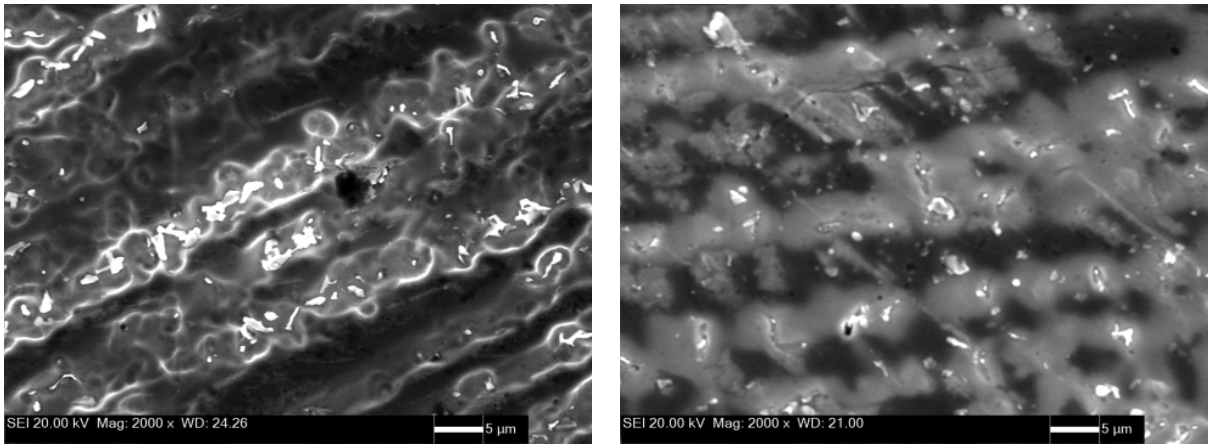
A microestrutura da região de grãos grosseiros da ZTA poderá ser vista mais adiante no item III.2.2.3, Figuras III.23 a III.25, tanto para as amostras como soldadas como para as tratadas termicamente. Essa é uma região logo além da borda da poça de fusão onde a temperatura é próxima à da poça de fusão, porém o resfriamento se dá de forma acelerada, promovendo um efeito como de têmpera. Essa região torna-se então austenítica durante o aquecimento e pode produzir constituintes susceptíveis a ataques corrosivos durante o resfriamento [10].

### III.2.2.2. Metal de Solda

A microestrutura predominante da deposição dos cordões de solda é a austenita. Ela está disposta na forma de dendritas, típicas do procedimento de soldagem [9]. No entanto, além da austenita, há a formação de fases secundárias nas regiões intercelulares e interdendríticas em todos os procedimentos estudados. O controle na formação dessas fases é importante, pois algumas das fases formadas podem ser prejudiciais ao revestimento, afetando a resistência mecânica em altas temperaturas, propriedades de fluência e ductilidade em baixas temperaturas [30].

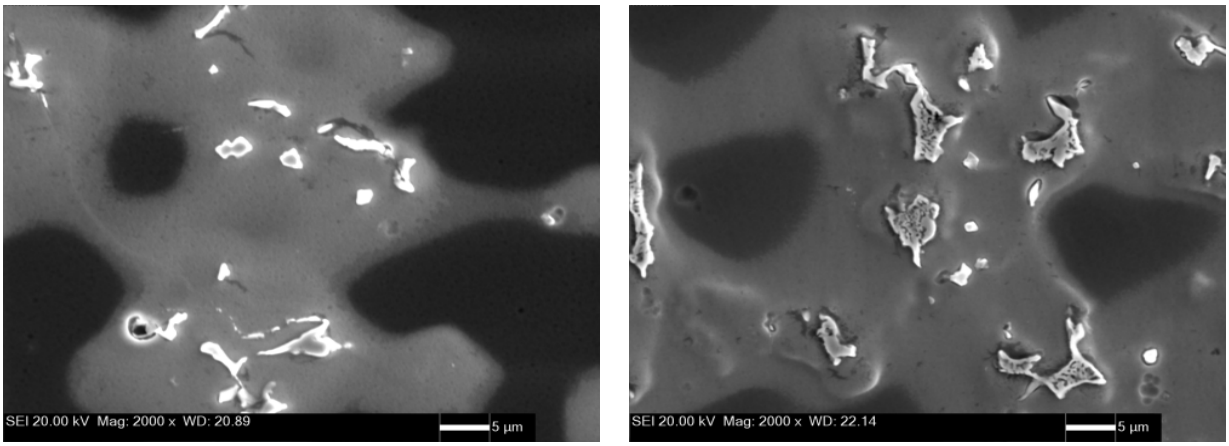
A formação de fases secundárias nos espaços interdendríticos é atribuída principalmente ao processo de microsegregação de alguns elementos químicos durante a solidificação do metal de solda. Como a solidificação ocorre fora do equilíbrio, a segregação de alguns elementos pode supersaturar o líquido ao fim da solidificação, excedendo a solubilidade da fase austenítica (γ), favorecendo assim a formação de outras fases [14].

As Figuras III.12 a III.14 mostram como se dá a formação das dendritas em cada uma das amostras soldadas através dos diferentes procedimentos aqui estudados.



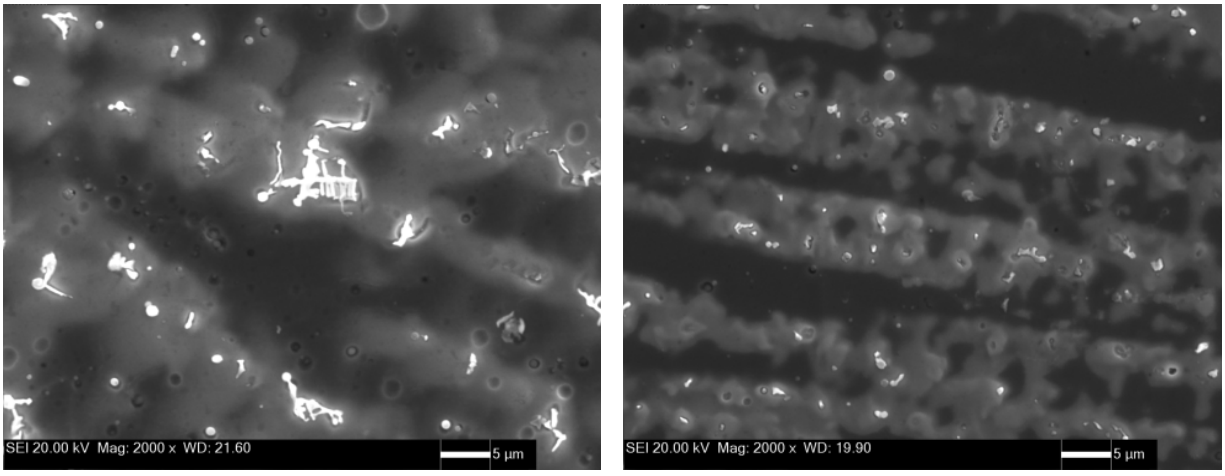

a) b)

Figura III.12. Metal de solda depositado por arame tubular. Ataque Eletrolítico: CrO3. Aumento: 2000 X. a) Como soldado; b) Após TTAT




a) b)

Figura III.13. Metal de solda depositado por eletroescória. Ataque Eletrolítico: CrO3.




a) b)

Figura III.14. Metal de solda depositado por eletrodo revestido. Ataque Eletrolítico: CrO3. Aumento: 2000 X. a) Como soldado; b) Após TTAT

A observação destas micrografias permite constatar a formação de fases secundárias em todos os processos estudados. Para melhor compreender a microsegregação dos elementos durante a solidificação, o coeficiente de distribuição k pode ser utilizado. Ele representa a tendência de determinado elemento segregar para o líquido ou compor o sólido durante a solidificação. Para elementos com k < 1, a tendência é que a segregação seja para o líquido, enquanto elementos com k >1 tendem a segregar para o sólido [14].

O cálculo do coeficiente k é realizado considerando-se a concentração do elemento (% em peso) no centro da dendrita ($C_s$) e dividindo esse valor pela concentração obtida na região interdendrítica ($C_i$), como na Equação III.2 [14].

$$k = \frac{C_s}{C_i} \qquad \text{Equação III.2 [14]}$$

Os valores de k para os principais elementos considerados na análise do revestimento estão apresentados nas Tabelas III.2 a III.4. A porcentagem em peso dos elementos foi calculada semi-quantitativamente através de análises pontuais por EDS.

Tabela III.2. Coeficiente de distribuição k: segregação de elementos. Amostra: Arame Tubular

| Elemento / Região | Centro da Dendrita ($C_s$) | Região Interdendrítica ($C_i$) | K |
|---|---|---|---|
| Cr | 20,09 | 18,86 | 1,06 |
| Ni | 63,43 | 60,25 | 1,05 |
| Mo | 8,53 | 10,36 | 0,82 |
| Nb | 1,66 | 4,79 | 0,34 |

Tabela III.3. Coeficiente de distribuição k: segregação de elementos. Amostra: Eletroescória

| Elemento / Região | Centro da Dendrita ($C_s$) | Região Interdendrítica ($C_i$) | K |
|---|---|---|---|
| Cr | 25,05 | 22,06 | 1,13 |
| Ni | 64,15 | 62,87 | 1,02 |
| Mo | 9,08 | 10,62 | 0,85 |
| Nb | 1,72 | 4,46 | 0,38 |

Tabela III.4. Coeficiente de distribuição k: segregação de elementos. Amostra: Eletrodo Revestido

| Elemento / Região | Centro da Dendrita ($C_s$) | Região Interdendrítica ($C_i$) | K |
|---|---|---|---|
| Cr | 24,06 | 21,27 | 1,13 |
| Ni | 62,67 | 61,44 | 1,02 |
| Mo | 9,02 | 10,56 | 0,85 |
| Nb | 2,15 | 4,86 | 0,44 |

Os principais elementos presentes no revestimento tiveram comportamento similar em todas as amostras, apesar de soldadas por diferentes procedimentos com diferentes energias de soldagem. O cromo e o níquel apresentaram valores superiores a 1, sendo assim, uma leve segregação desses elementos para o sólido pode ser considerada. Já com relação ao molibdênio e ao nióbio, por terem um valor de k inferior a 1, segregam para o líquido, enriquecendo a região interdendrítica. No entanto, como o nióbio apresenta um valor inferior ao molibdênio, pode-se concluir que ele segrega para o líquido de forma mais intensa. É importante notar que a segregação de nióbio na região interdendrítica é a principal responsável pela formação de fases secundárias na microestrutura dos revestimentos [14].

Esses resultados estão de acordo com a literatura [49, 50] que reporta a segregação de elementos como o Mo, Nb e Ti para a região interdendrítica, enriquecendo essa região e, consequentemente, empobrecendo o centro das dendritas desses elementos e os enriquecendo em elementos como o Ni.

Dentre as fases precipitadas no metal de solda, a formação de algumas fases da ordem de 100 μm apresentadas na forma de partículas globulares envolvidas por regiões de morfologia lamelar do tipo eutética chamou a atenção nas amostras soldadas por arame tubular. Na Figura III.15 é possível ver uma região da amostra soldada pelo processo arame tubular que apresenta uma visão dessas fases com diferentes níveis de segregação. A análise semi-quantitativa realizada por EDS mostra a significativa presença de molibdênio nessa região. O molibdênio, apesar de não ser tão influente quanto o nióbio na formação de fases, representa também um importante elemento na formação de fases secundárias, quando segregado para a região interdendrítica. Além disso, o empobrecimento em molibdênio da região central das dendritas torna essa região preferencial à corrosão, confirmando a sua importância na resistência à corrosão do revestimento [14].

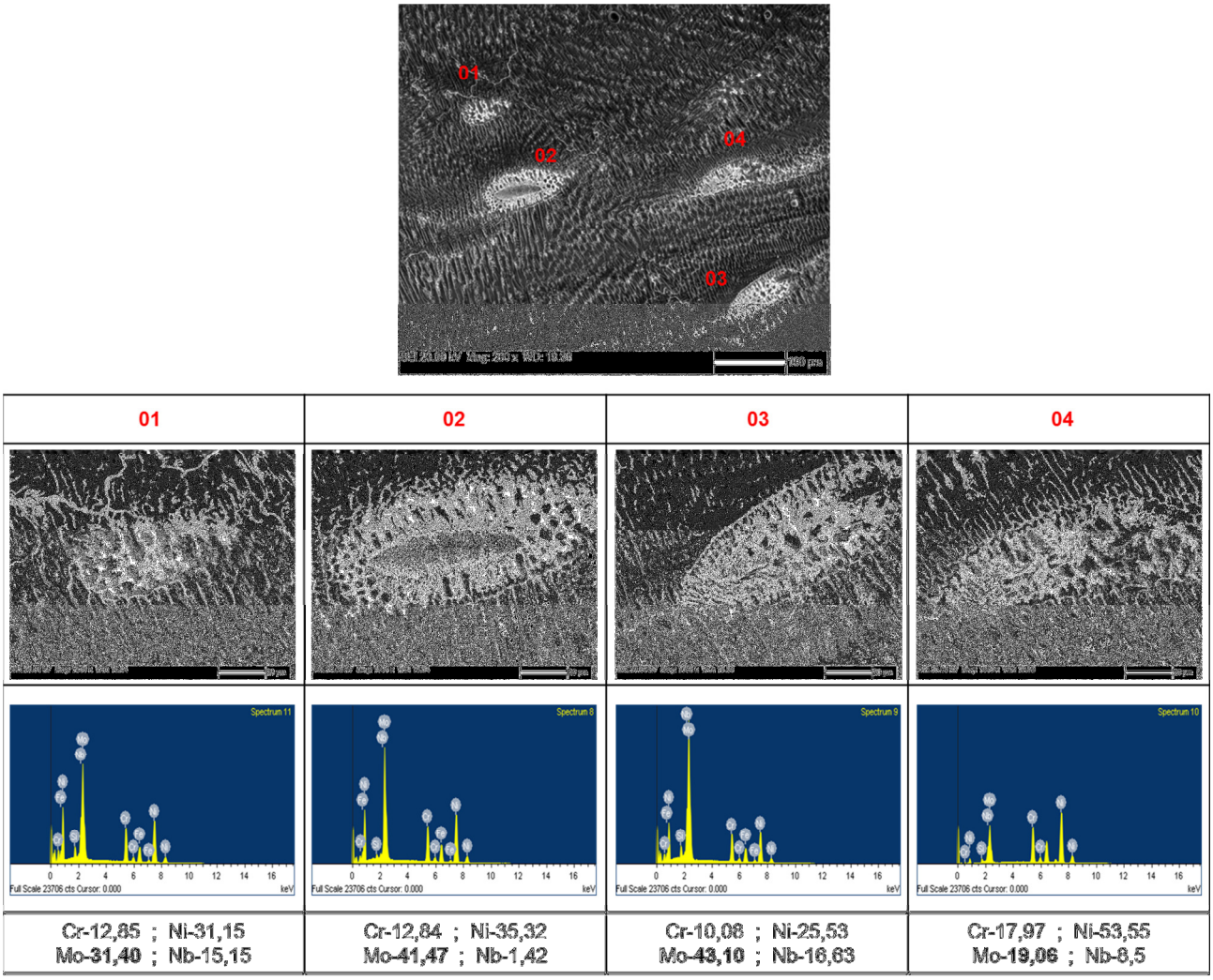



Figura III.15. Fases ricas em molibdênio. Amostra arame tubular.

Associado ao molibdênio, um empobrecimento local de níquel e cromo também pode ser observado. O surgimento de fases com morfologia lamelar eutética está associado à fase Laves em alguns trabalhos [9, 51]. A relação entre a ocorrência dessa fase e o procedimento arame tubular pode ser explicada por esse processo possuir uma maior concentração de ferro que os demais, devido a uma maior turbulência no processo que pode promover uma maior mistura dos elementos. A concentração local de ferro para cada um dos procedimentos estudados será abordada posteriormente no item III.4. O papel do ferro na formação de fases secundárias do tipo Laves foi mencionado anteriormente na literatura [51].

A presença de óxidos foi observada próxima às fases Laves mencionadas anteriormente. Não foi encontrado, no entanto, relação entre a dependência e formação dessas duas fases na literatura. Assim como as fases identificadas acima como Laves, os óxidos também só puderam ser observados nas amostras soldadas por arame tubular. Na Figura III.16 é apresentada a composição química pontual das fases.

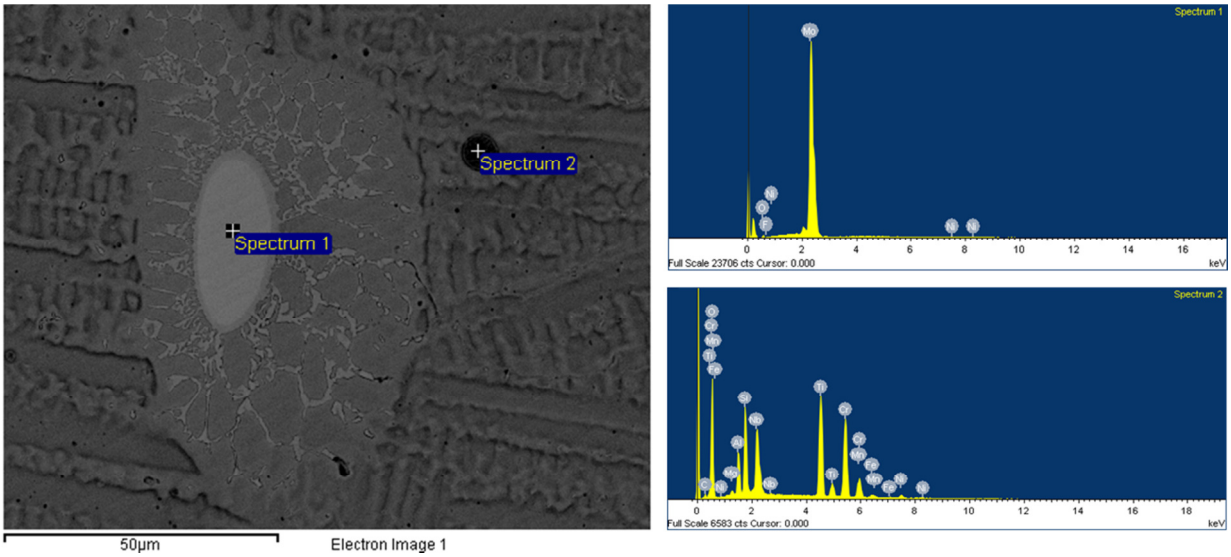



Figura III.16. Composição química pontual da fase Laves e do óxido

A análise pontual da fase Laves explicitou o mostrado na análise anterior, Figura III.15. A presença de molibdênio é predominante nessa fase intermetálica. Já para o óxido, diversos elementos se mostraram presentes, sendo os mais significativos o cromo e o manganês.

As Figuras III.17 a III.19 mostram os diagramas de Scheil, resultantes das simulações termodinâmicas realizadas com o auxílio do software Thermocalc, utilizando a base de dados TTNI8 [52], onde se nota a previsão das fases presentes na solidificação do metal de solda para os procedimentos realizados.

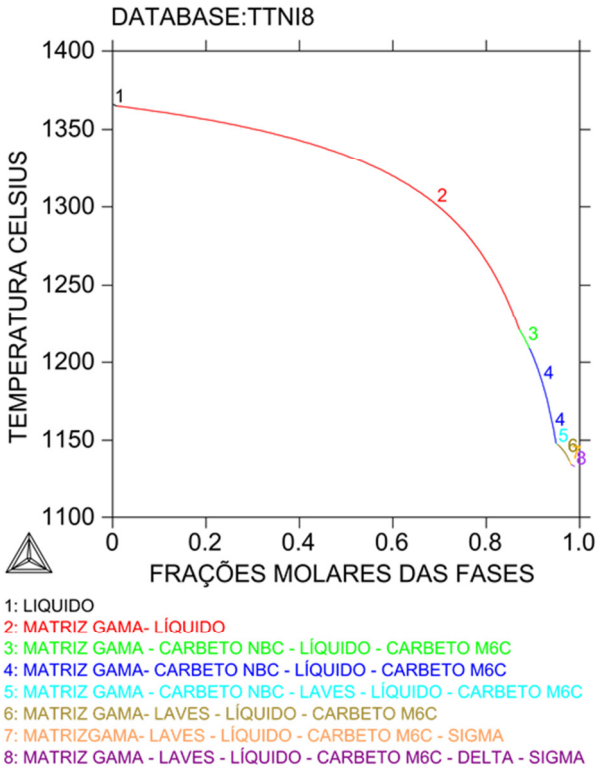



Figura III.17. Diagrama de Scheil para a amostra obtida por arame tubular

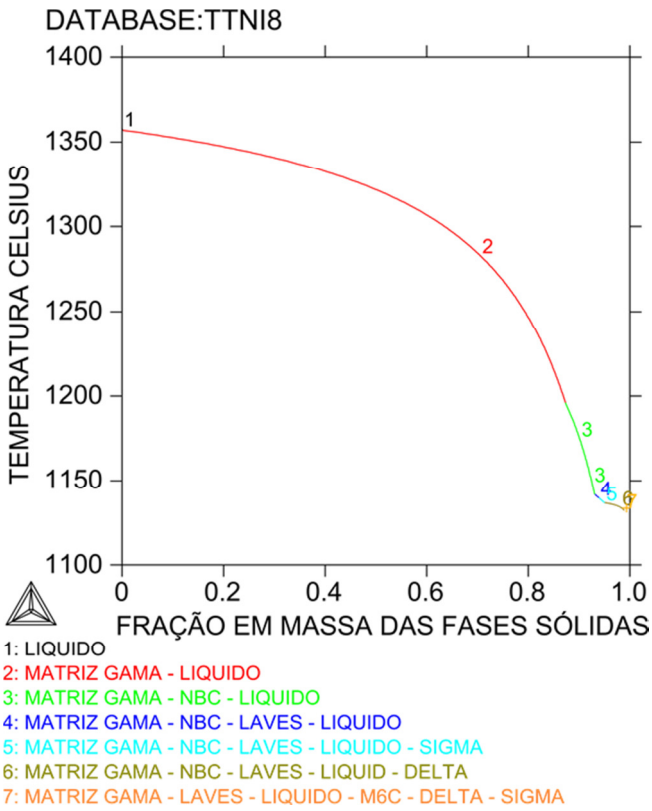



Figura III.18. Diagrama de Scheil para a amostra obtida por eletroescória

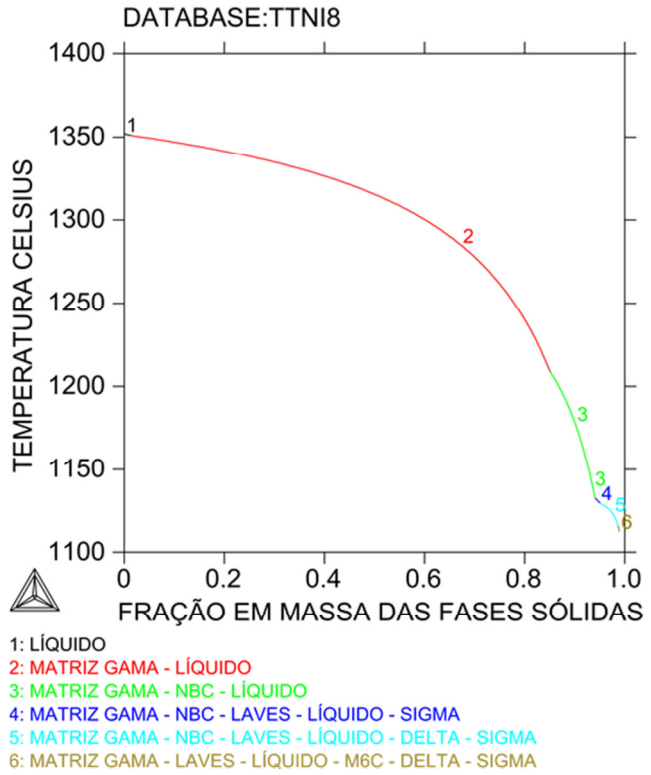



Figura III.19. . Diagrama de Scheil para a amostra obtida por eletrodo revestido

A composição química do consumível de soldagem e a energia de soldagem fazem com que o resultado final da solidificação varie de acordo com os parâmetros considerados. Para as amostras estudadas, encontra-se como resultado final uma predominância da fase austenita

associada à carbetos do tipo $M_6C$, Laves, δ e σ. A diferença se dá na temperatura em que as fases são formadas, devido à energia de soldagem variar em cada procedimento.

A formação das fases secundárias como carbetos do tipo $M_6C$, Laves, δ e σ pode ser justificada pela segregação de alguns elementos durante a solidificação do metal de solda, pois essa solidificação ocorre fora da condição de equilíbrio. A segregação então pode ocasionar uma supersaturação do líquido, excedendo assim o limite de solubilidade da fase γ e favorecendo a formação de outras fases [14, 29]. Estas mesmas considerações cinéticas seriam responsáveis pelas possíveis diferenças entre os dados experimentais e as predições das simulações por ThermoCalc [53].

A presença de fases Laves precipitadas na região interdendrítica pode ser observada também através da microscopia eletrônica de varredura e o auxílio da análise por EDS. Nas Figuras III.20 a III.22 é possível ver a análise referente a essas fases.

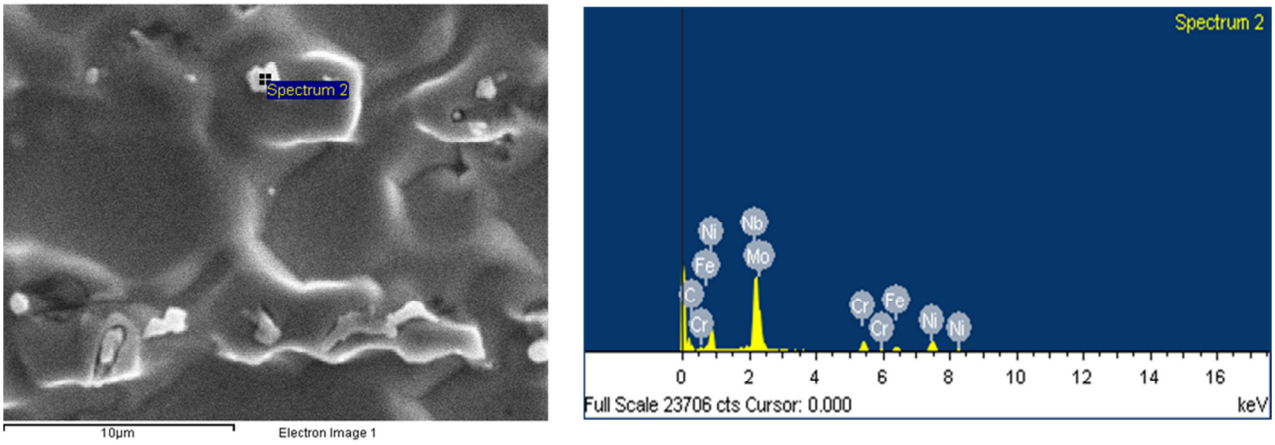



Figura III.20. Análise pontual do metal de solda, amostra arame tubular.

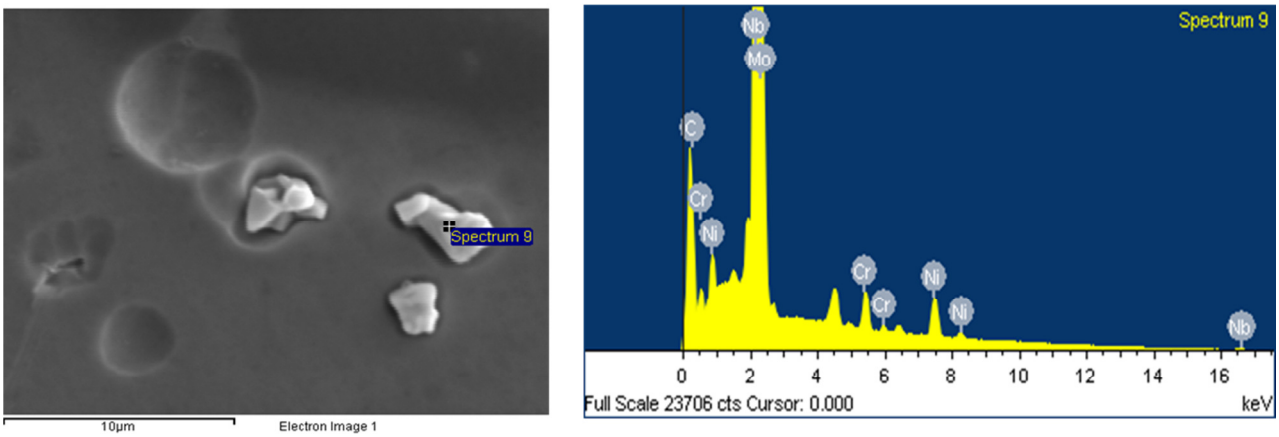



Figura III.21. Análise pontual do metal de solda, amostra eletroescória.

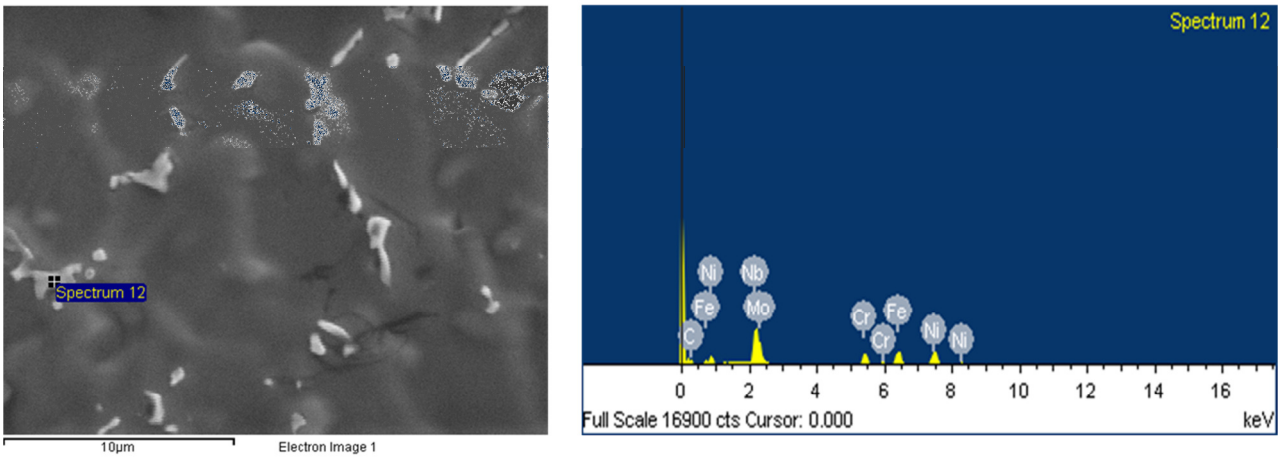



Figura III.22. Análise pontual do metal de solda, amostra eletrodo revestido.

As Figuras III.20 a III.22 mostram a segregação de elementos como o nióbio e molibdênio. O nióbio, como anteriormente citado, é o principal elemento responsável pela formação de fases secundárias nos revestimentos. Sua associação ao molibdênio é responsável pela formação das fases Laves vistas nas figuras acima. A presença da fase Laves em abundância pode afetar a propriedade de ductilidade em baixa temperatura do material [29].

### III.2.2.3. Interface

A análise micrográfica é de suma importância para avaliar as características metalúrgicas e mecânicas do revestimento. Através da análise da interface é possível verificar a diluição entre os dois materiais, a formação de zonas parcialmente diluídas, verificar a precipitação de fases intermetálicas e avaliar a forma de solidificação do revestimento. As micrografias da interface dos revestimentos aqui estudados podem ser vistas nas Figuras III.23 a III.25.

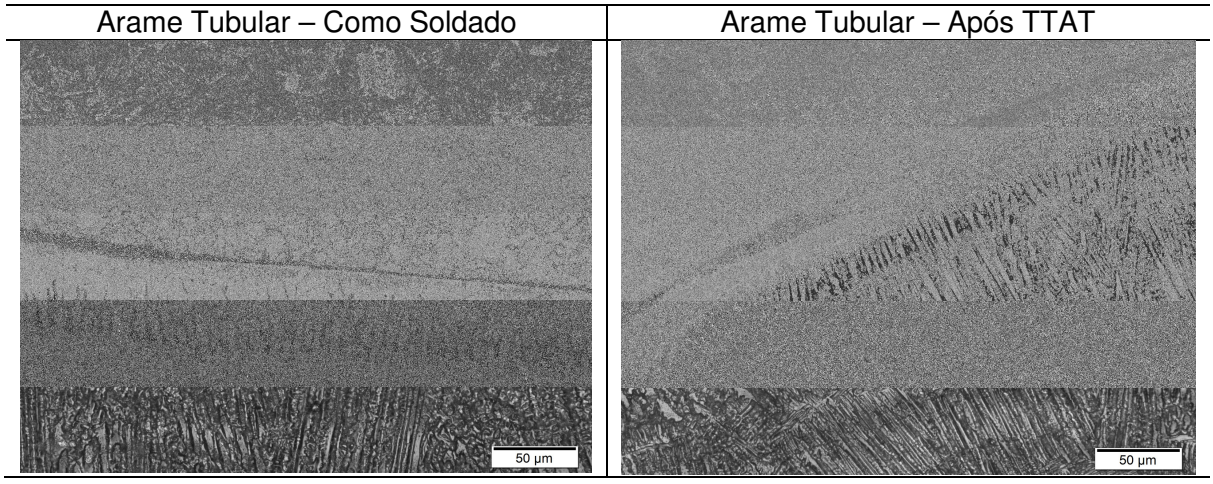



Figura III.23. Interface das amostras soldadas por arame tubular. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e $CrO_3$. Aumento: 500 X.

| Eletroescória – Como Soldado | Eletroescória – Após TTAT |
|---|---|

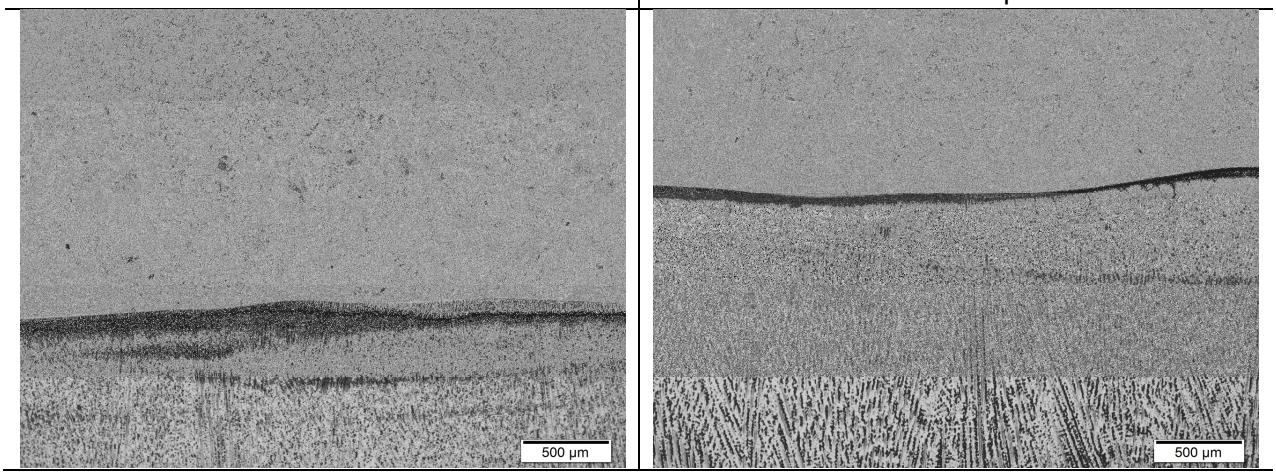



Figura III.24. Interface das amostras soldadas por eletroescória. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e $CrO_3$. Aumento: 500 X.

| Eletrodo Revestido – Como Soldado | Eletrodo Revestido – Após TTAT |
|---|---|

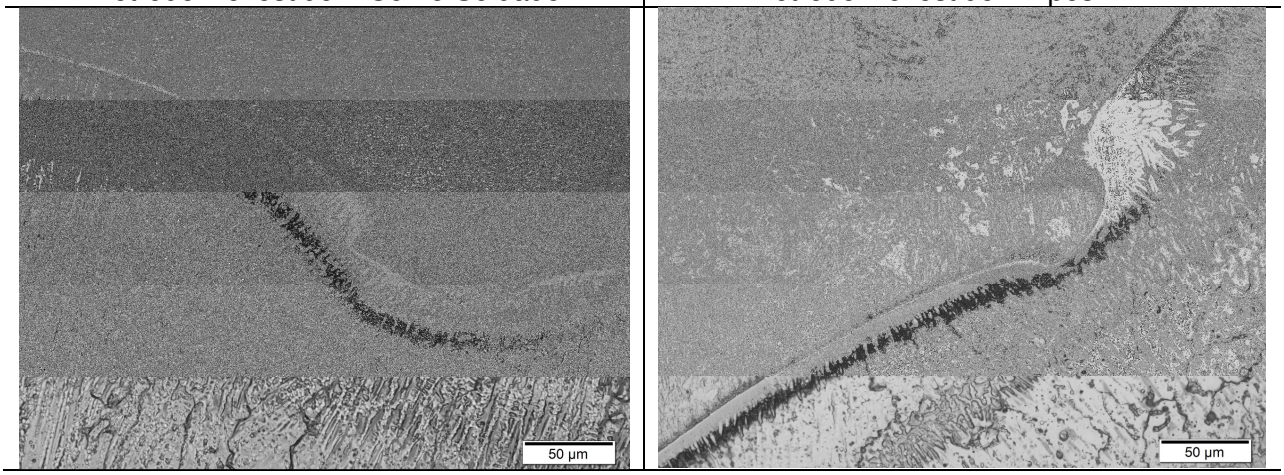



Figura III.25. Interface das amostras soldadas por eletrodo revestido. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e $CrO_3$. Aumento: 500 X.

As micrografias da interface possibilitam observar a influencia dos múltiplos passes nas amostras soldadas pelos procedimentos arame tubular e eletrodo revestido. Para a amostra soldada pelo procedimento eletroescória, a deposição de apenas uma camada da fita possibilita o atingimento da espessura necessária ao revestimento de acordo com as normas [41]. Para a soldagem por arame tubular e eletrodo revestido foi necessária a deposição de três camadas como explicitado no Capitulo II. A deposição de mais camadas favorece o aumento do nível da diluição e a formação das zonas parcialmente diluídas, como observados pelas micrografias de interface nas Figuras III.23 e III.25.

Para fins de comparação, a amostra soldada por eletrodo revestido após a operação de reparo está apresentada na Figura III.26. É possível constatar que após o reparo uma zona parcialmente diluída também foi formada. Pode-se dizer que a formação dessa zona é intrínseca ao procedimento de soldagem utilizado.

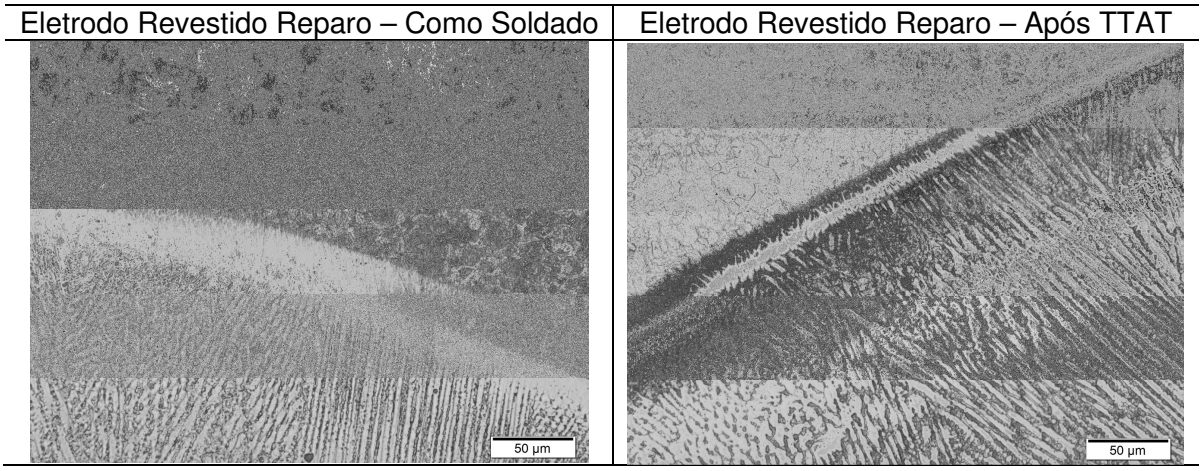



Figura III.26. . Interface das amostras soldadas por eletrodo revestido após operação de reparo. Microscópio Ótico. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 500 X.

Apesar da presença de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), ainda é possível observar claramente os limites entre o metal de solda e o metal de base. A região do metal de base corresponde à sua zona termicamente afetada, com a presença de grãos grosseiros formados devido ao aquecimento proveniente dos diversos ciclos de soldagem. A microestrutura do metal de base próxima à interface é essencialmente composta por bainita. Entre o metal de base e o metal de solda há uma região de transição, cuja composição química é variável. Nas amostras soldadas por arame tubular e por eletrodo revestido a presença de uma zona clara pode ser observada. Essa zona pode ser subdivida em duas regiões, uma lisa onde a presença de contornos de grãos não pode ser facilmente observada, sugerindo uma solidificação planar e uma segunda região, onde pode ser notada a presença de grãos de crescimento celular [14]. Essa região clara observada pelo microscópio ótico indica uma região rica em Ferro. Essa afirmação poderá ser verificada mais adiante através de análises semi-quantitativas por EDS. As zonas de transição são típicas de soldagens dissimilares e são frequentemente chamadas de zonas parcialmente diluídas. São resultantes da incompleta mistura entre materiais de composições químicas significativamente diferentes [33]. Na amostra soldada por eletroescória, a presença de uma zona escura pode ser vista na interface, ao invés de uma zona clara. Essa zona pode indicar uma região rica em carbono na interface do revestimento. O acúmulo de carbono na interface é devido à migração desse elemento do metal de base para o metal de solda. A microestrutura típica do metal de solda não permite a ampla difusão desse carbono, que fica então restrito à interface [54].

Após a região de transição há a solidificação do metal de solda de microestrutura predominantemente austenítica, com morfologia celular dendrítica e colunar dendrítica.

As análises realizadas por EDS permitem avaliar como ocorre a variação dos elementos químicos na interface. Essa variação corresponde à diluição entre os dois materiais. As Figuras III.27 a III.29 mostram as análises realizadas para cada amostra.

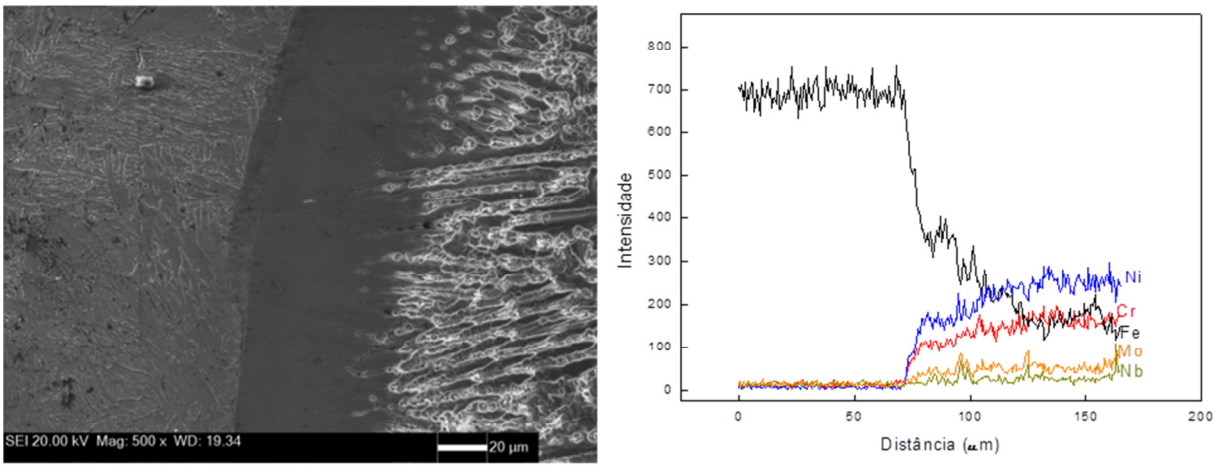



Figura III.27. Análise por EDS da zona de fusão. Amostra: Arame tubular. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 1000 X.

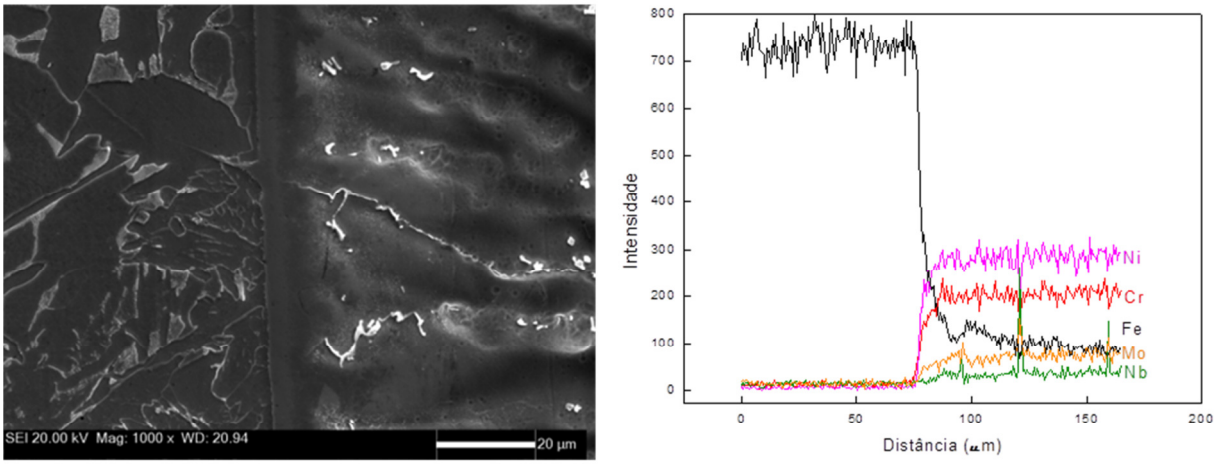



Figura III.28. Análise por EDS da zona de fusão. Amostra: Eletroescória. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 1000 X.

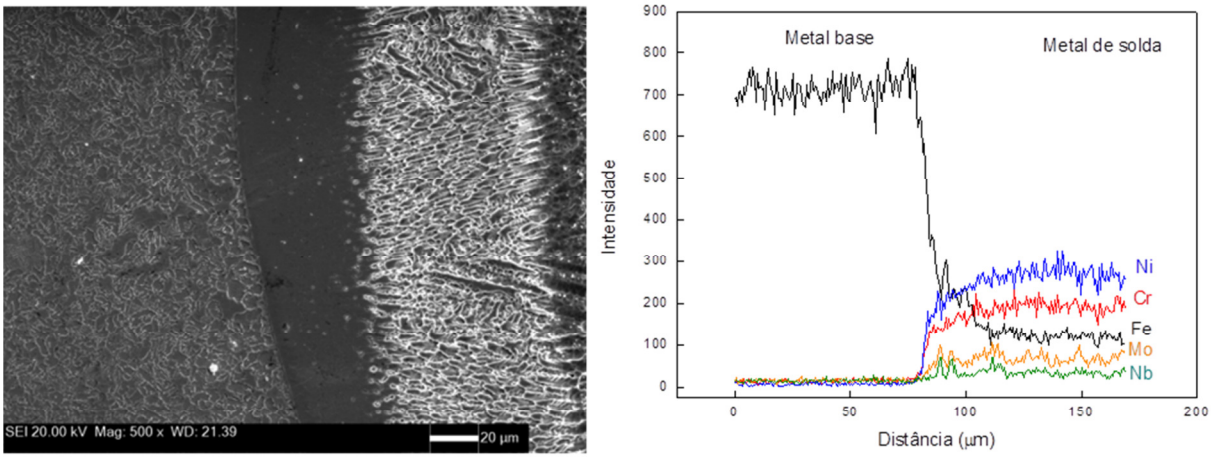



Figura III.29. Análise por EDS da zona de fusão. Amostra: Eletrodo Revestido. Ataque Químico: Nital 2% e CrO3. Aumento: 1000 X.

As análises mostram uma rampa na composição química, que representa a diluição entre o metal de base e o metal de solda. Na parte esquerda dos gráficos é possível observar a composição química do metal de base, composto basicamente por Ferro. Na região central há a zona diluída, com composição química intermediária entre o metal de base e o metal de solda, havendo dessa forma um empobrecimento de ferro e um gradual enriquecimento de outros elementos como níquel, cromo e molibdênio. Esse gradiente de composição pode ser associado ao processo de difusão entre o revestimento e o substrato na fase líquida [14]. Logo em seguida, na parte direita do gráfico, a composição química se estabiliza, atingindo praticamente a composição informada pelo fabricante para o arame, fita e eletrodo, respectivamente. No metal de solda, os metais predominantes são o níquel e cromo, de acordo com as características da superliga. É possível observar que para as amostras soldadas por arame tubular e eletrodo revestido, essa rampa de transição e presença dos elementos se apresenta de forma mais suave, indicando uma maior diluição nessas duas amostras. O teor de ferro se mostra elevado na região de transição, comprovando o afirmado anteriormente sobre a região clara parcialmente diluída. Com relação à amostra soldada por eletroescória, a transição da composição química não se dá de forma suave, comprovando a menor diluição proveniente desse processo.

Além do gradiente de composição entre os dois materiais, outra zona tem mostrado ser de grande interesse quanto aos estudos de revestimentos por soldagem. Essa região, localizada dentro da zona parcialmente diluída, é onde há a formação preferencial de martensita ou migração de carbono para o interior da zona fundida, resultando em regiões de elevada dureza, sendo essa última encontrada predominantemente após exposição a tratamentos térmicos de alívio de tensão [55].

Com relação à zona com presença de martensita, o maior problema relacionado a essa região está na alta dureza associada. Essa alta dureza transforma o local em uma área frágil localizada, tornando a área propícia à formação e propagação de trincas no revestimento. Apesar da literatura afirmar que a formação de martensita em revestimentos dissimilares pode ser evitada pela substituição dos consumíveis de soldagem de aço inoxidável por consumíveis de ligas de níquel [55], é importante ressaltar que a composição química do revestimento e do metal base e a energia de soldagem também influenciam essa formação. Isto foi verificado no presente trabalho, pois na observação das amostras soldadas por arame tubular e eletrodo revestido (Figura III.30) é possível observar a formação de martensita nas zonas parcialmente diluídas.

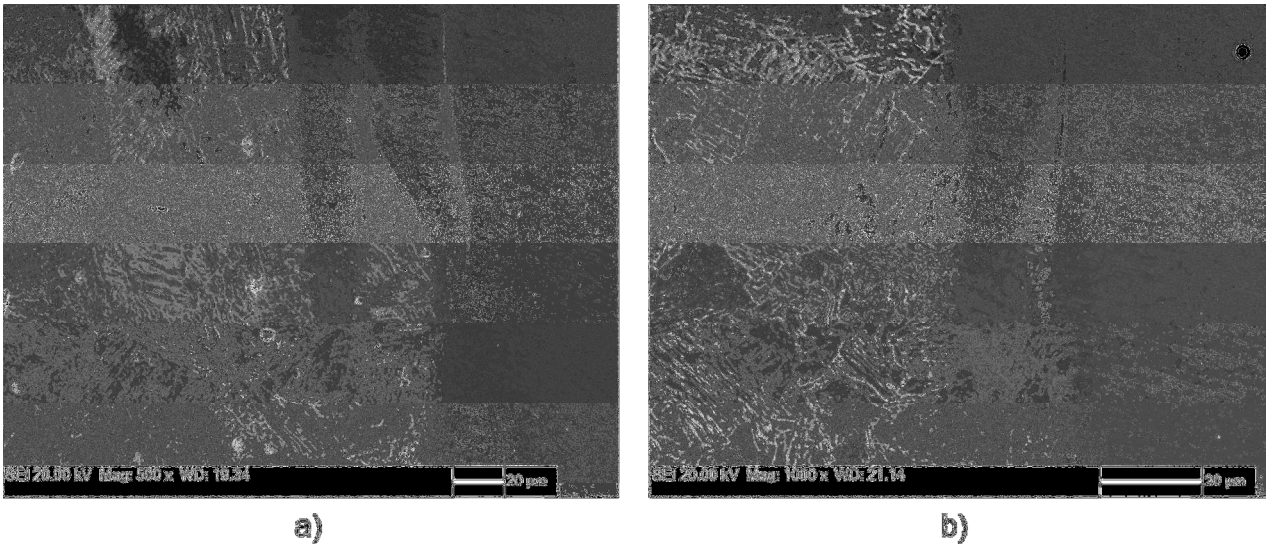



Figura III.30. Presença de martensita na zona parcialmente diluídas. a) Arame tubular; b) Eletrodo revestido. Ataque Químico: CrO3. Aumento: a) 500 X; b) 1000 X.

O diagrama de Schaeffler para as superligas de níquel indica que apenas para níveis de diluição maiores que 70% há a formação de martensita [27]. Apesar dos níveis de diluição global serem baixos, como visto no item III.2.1, os níveis de diluição local na zona de fusão são altos, o que justifica a presença dessa fase de alta dureza.

A utilização de altas energias de soldagem durante a deposição do revestimento pode possibilitar a redução na formação microestruturas como a martensita [55]. Isso pode ser observado na amostra soldada por eletroescória (Figura III.31), que depositada com elevada energia de soldagem não apresentou martensita em suas pequenas zonas parcialmente diluídas.

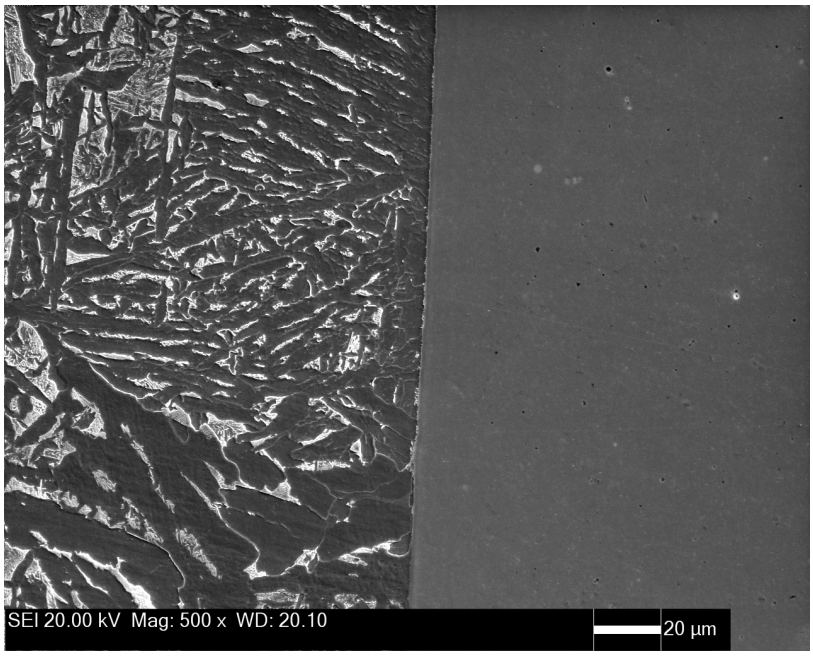



Figura III.31. Interface da amostra soldada por eletroescória. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 500 X.

Algumas análises por EBSD foram realizadas na interface com o objetivo de avaliar a direção de solidificação dos grãos no metal de solda, investigar a formação de zonas parcialmente diluídas e verificar a existência de contornos de grão tipo II na interface. O resultado dessa análise para a amostra soldada por arame tubular pode ser visto na Figura III.32.

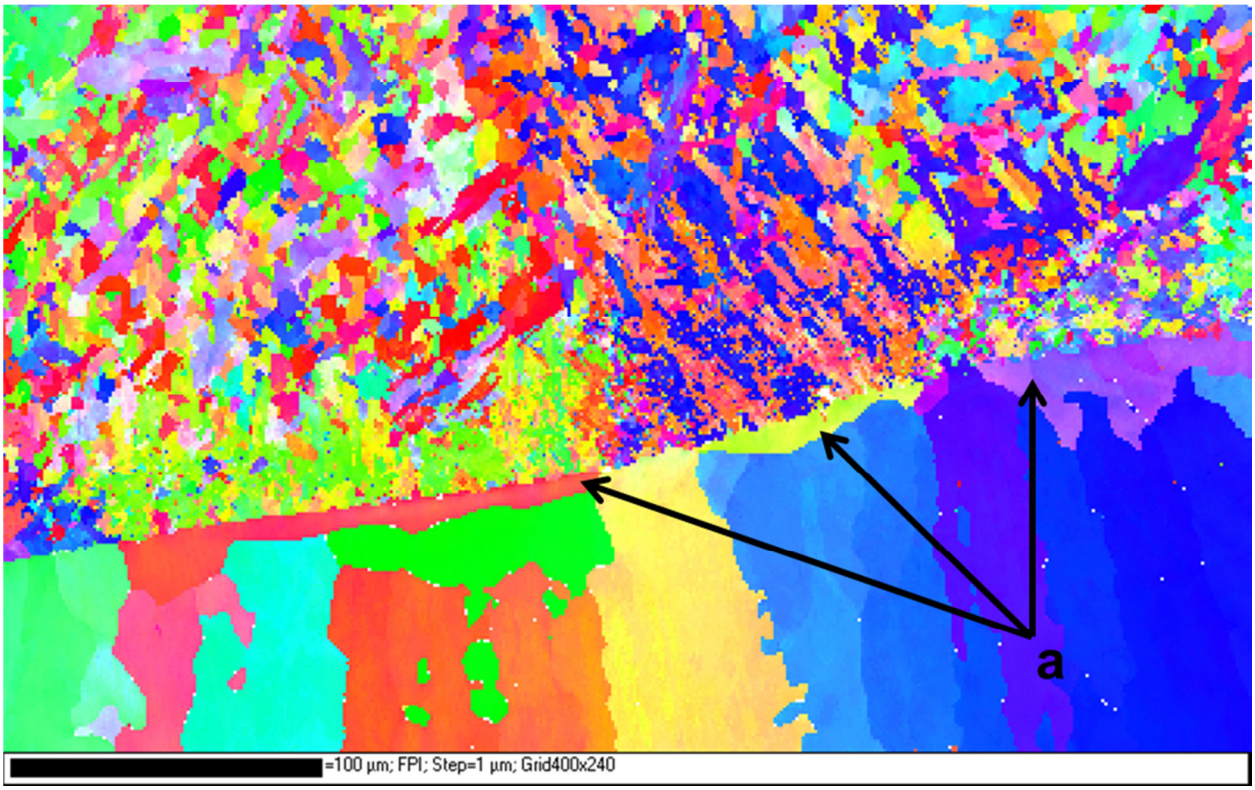



Figura III.32. Análise EBSD para a amostra soldada por arame tubular

O mapa acima, representando o metal de solda, a interface e a zona termicamente afetada do metal de base, mostra claramente os tipos de microestrutura característicos do metal de base e do metal de solda. O mapa permite ainda observar a direção preferencial de crescimento de grãos do metal de solda. O crescimento de grãos se dá de forma perpendicular à zona fundida. No entanto, alguns grãos, identificados na imagem pela letra a, próximos à interface, cresceram de forma paralela à zona fundida. Esses contornos de grão são conhecidos como sendo do tipo II. São formados devido à mudança de estrutura cristalina, de cúbica de corpo centrado (metal de base) para cúbica de face centrada (metal de solda) e são prejudiciais ao revestimento, pois favorecem o seu mecanismo de desplacamento (*disbonding*), além de possuir grande potencial para propagação de trincas [34].

A Figura III.33 representa o mapa obtido por EBSD para a amostra soldada por eletroescória.

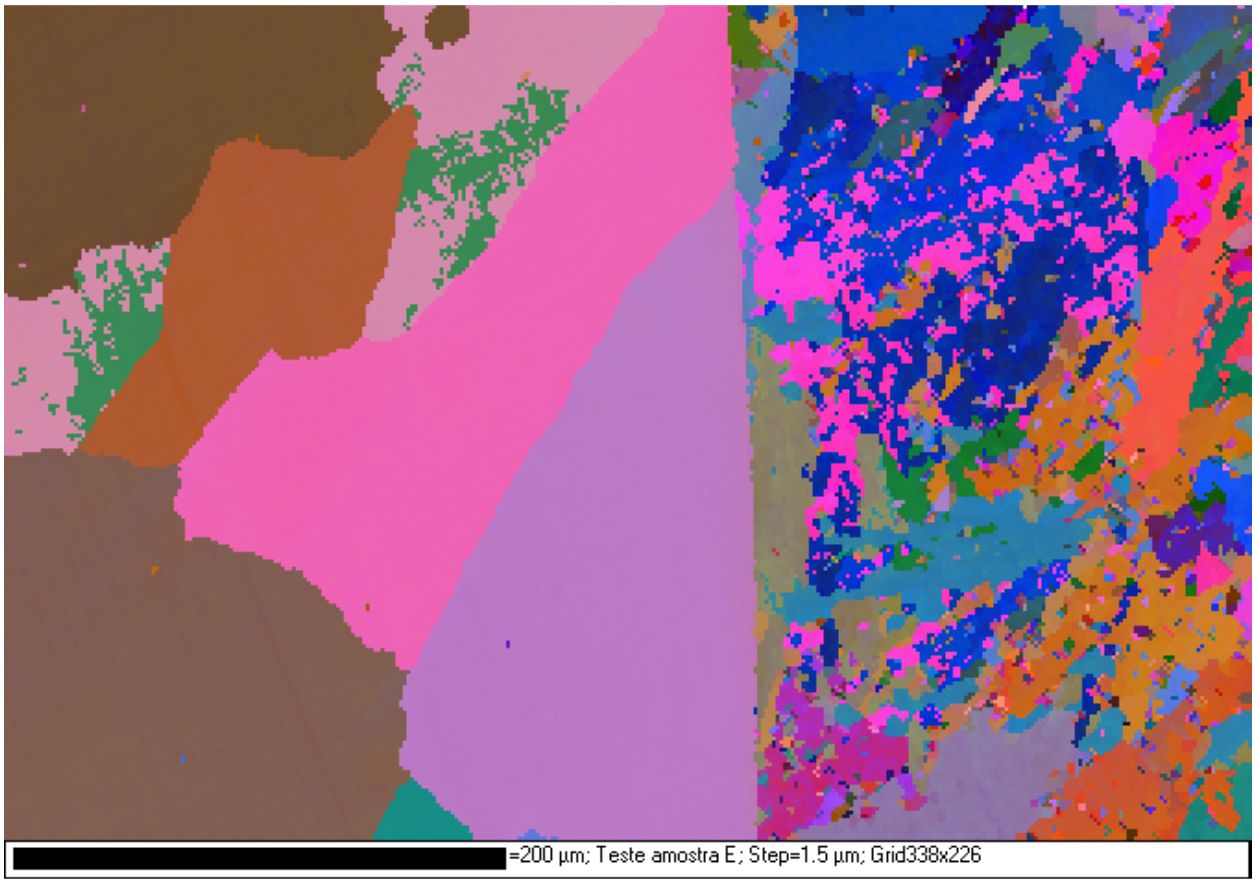



Figura III.33. Análise por EBSD para a amostra soldada por eletroescória

O comportamento observado para a amostra soldada por eletroescória foi similar à amostra comentada anteriormente. A linha de fusão pode ser claramente observada: na direita há o metal de base, representado por sua zona termicamente afetada, onde há a predominância de uma microestrutura bainítica; na esquerda há o metal de solda, com microestrutura austenítica solidificada na forma colunar e celular dendrítica. A solidificação do metal de solda também possui comportamento similar à amostra soldada por arame tubular, tendo seu crescimento de forma perpendicular à linha de fusão. No entanto, para o procedimento de soldagem eletroescória, não foi observada a presença de contornos de grão tipo II ou zonas parcialmente diluídas.

O mapa para a amostra soldada por eletrodo revestido é apresentado na Figura III.34. A presença de duas microestruturas distintas também pode ser vista. No entanto, nesse processo há a formação clara de uma zona parcialmente diluída no formato de baía que invade a microestrutura do metal de solda (região em azul claro). É possível perceber nessa região a formação de grãos de menores dimensões formados em direções diferentes. Assim como no mapa para a amostra soldada por eletroescória, não foi possível observar a presença de contornos de grão tipo II nessa amostra.

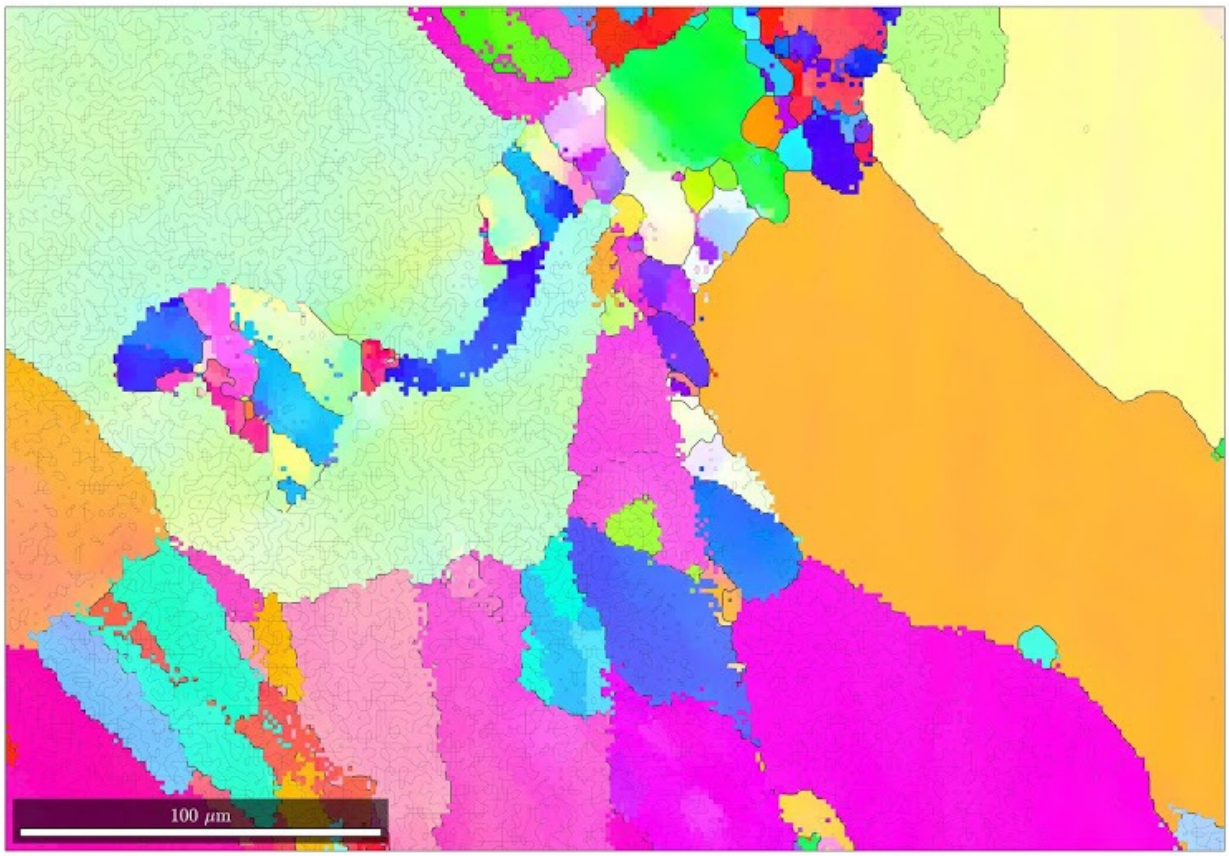



Figura III.34. . Análise EBSD para a amostra soldada por eletrodo revestido.

## III.3. Ensaios Mecânicos

### III.3.1. Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza têm como objetivo avaliar a concordância dos resultados obtidos com os critérios estabelecidos em norma [56] e, além disso, localizar possíveis zonas de alta dureza que possam vir a se tornar zonas frágeis localizadas, regiões essas propícias ao surgimento ou propagação de trincas.

As medições foram realizadas em todas as amostras em duas etapas. A primeira etapa consistiu na realização de medições ao longo da amostra, variando do metal de solda ao metal de base perpendicularmente ao revestimento, como pode ser observado na Figura III.35.

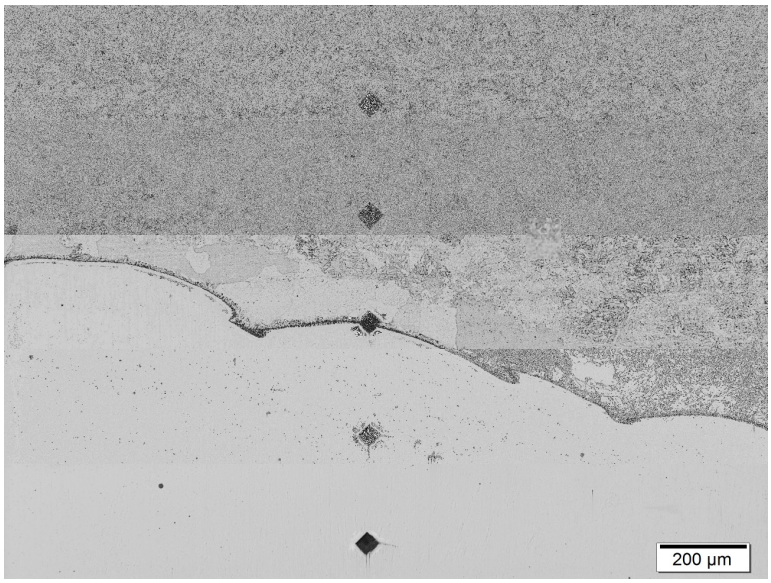



Figura III.35. Identações de microdureza. Ataque Químico: Nital 2%. Aumento: 100 X.

Os resultados obtidos nessa primeira etapa serviram para garantir a concordância com os valores estabelecidos em norma e podem ser vistos na Tabela III.5.

Tabela III.5. Resultado das análises de microdureza Vickers (HV 0,5)

| | Distância a partir da Linha de Fusão (mm) | Arame Tubular CS | Arame Tubular TTPS | Eletro-escória CS | Eletro-escória TTPS | Eletrodo Revestido CS | Eletrodo Revestido TTPS | Eletrodo Revestido Reparo CS | Eletrodo Revestido Reparo TTPS |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| MS | -2,0 | 235 | 246 | 210 | 261 | 253 | 316 | 264 | 275 |
| | -1,6 | 225 | 241 | 214 | 249 | 251 | 298 | 254 | 292 |
| | -1,2 | 228 | 248 | 222 | 240 | 231 | 281 | 256 | 299 |
| | -0,8 | 228 | 251 | 216 | 228 | 243 | 272 | 253 | 255 |
| | -0,4 | 242 | 257 | 218 | 230 | 217 | 268 | 249 | 242 |
| LF | 0 | 251 | 204 | 193 | 237 | 249 | 280 | 259 | 228 |
| MB | 0,4 | 177 | 192 | 185 | 126 | 179 | 211 | 215 | 173 |
| | 0,8 | 169 | 182 | 187 | 124 | 174 | 196 | 213 | 177 |
| | 1,2 | 150 | 169 | 201 | 144 | 158 | 166 | 206 | 156 |
| | 1,6 | 149 | 160 | 211 | 138 | 148 | 160 | 211 | 156 |
| | 2,0 | 155 | 157 | 207 | 164 | 153 | 169 | 202 | 160 |

A norma NACE MR 0175 [56] estabelece que a dureza no metal de base de um revestimento obtido por soldagem não deve ultrapassar o valor de 250 HV. Conforme observado nas Figuras III.36 a III.39, os valores obtidos através dos ensaios estão condizentes com a norma [56].

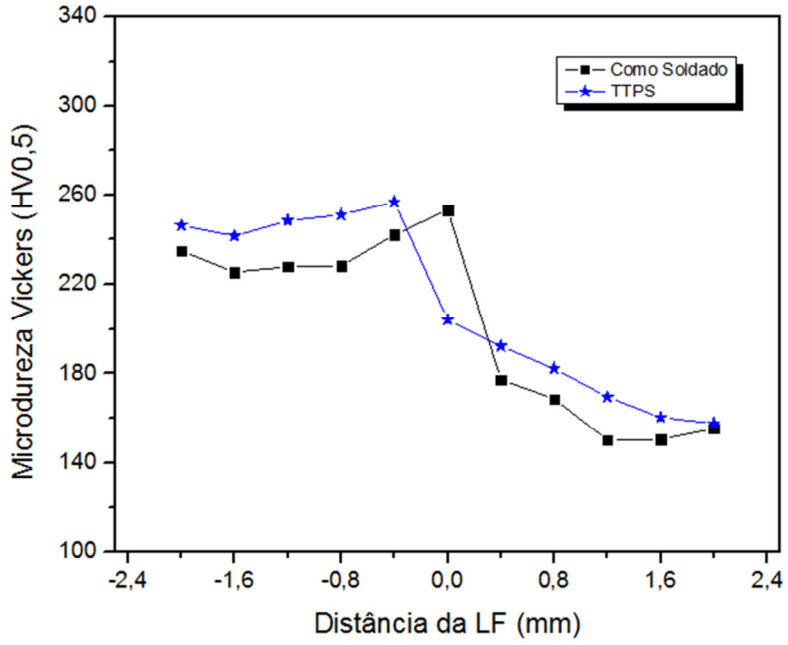



Figura III.36. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por arame tubular

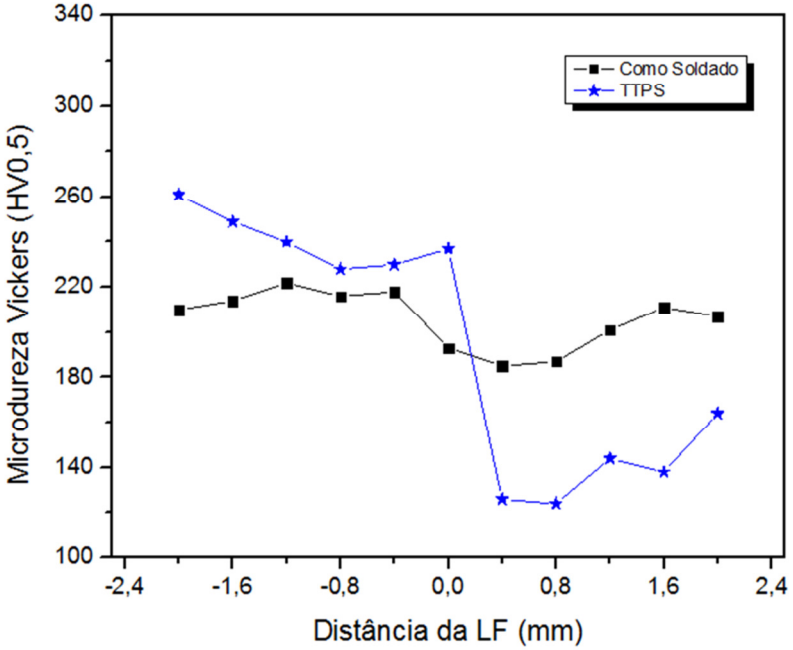



Figura III.37. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por eletroescória

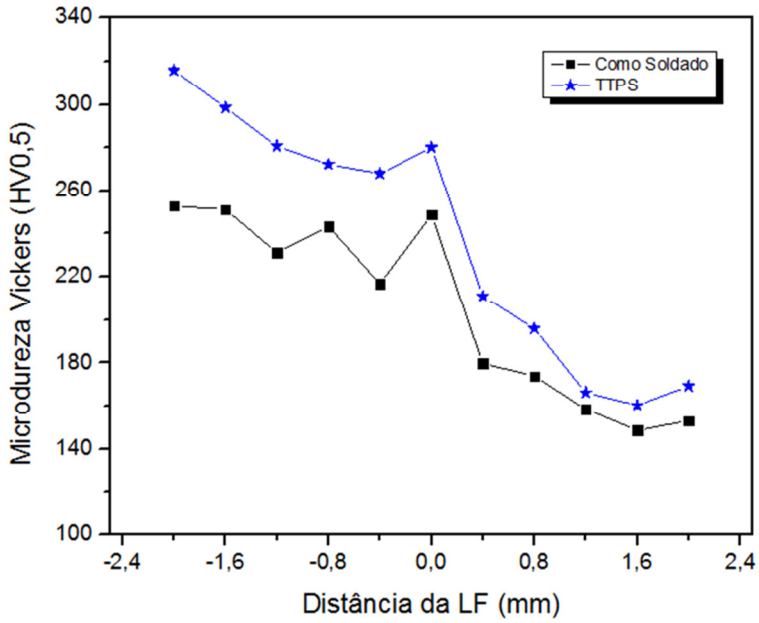



Figura III.38. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por eletrodo revestido

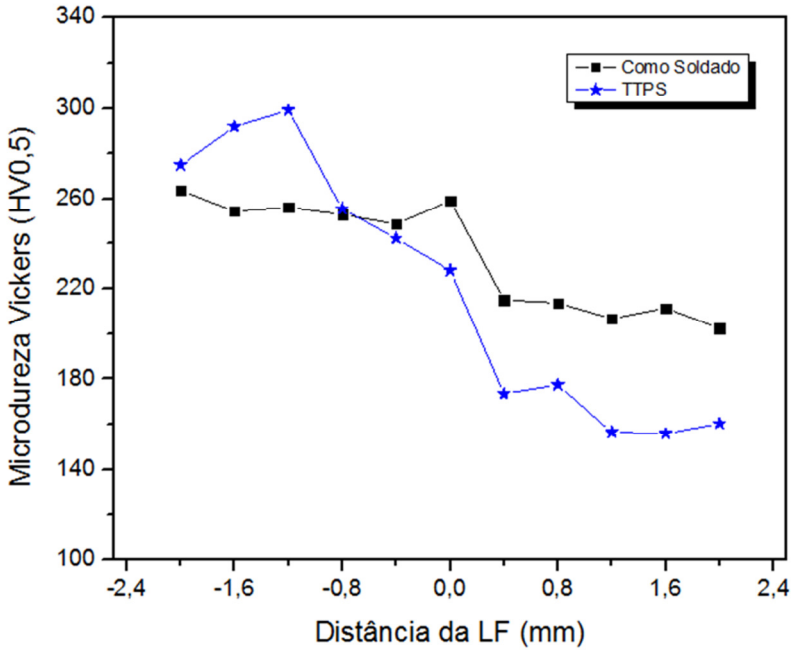



Figura III.39. Valores de microdureza obtidos para a amostra soldada por eletrodo revestido na região de reparo

A observação destas Figuras também permite verificar o comportamento da microdureza nas amostras. Para os procedimentos por arame tubular e eletrodo revestido, a dureza se apresentou sempre maior para os revestimentos tratados termicamente. Já para as amostras por eletroescória e eletrodo revestido após reparo, a dureza foi maior no metal de solda para as amostras tratadas termicamente, com comportamento similar à das outras amostras. Isso, presumivelmente, pode estar associado com a precipitação de outras fases típicas das ligas de níquel quando expostas a altas temperaturas [54]. O metal de base, porém,

apresentou uma redução nos valores de microdureza após tratamento térmico para essas duas últimas amostras analisadas. Esse fenômeno pode ser explicado devido ao maior aporte térmico fornecido pelo processo eletroescória e, no caso do procedimento eletrodo revestido, pelo reparo executado, que promoveu um reaquecimento do metal de base e a criação de uma nova zona termicamente afetada. Esses dois fatores podem ter promovido uma precipitação de carbetos no metal de base aumentando sua dureza. O tratamento térmico de alívio de tensões realizado em seguida pode ter diluído esses carbetos na estrutura do substrato, reduzindo assim sua dureza [14, 54].

Além das medidas perpendiculares à linha de fusão, outras medidas foram tomadas ao entorno dessa região com a finalidade de se verificar a possível formação de zonas duras. Os resultados obtidos por essa análise são apresentados nas Figuras III.40 a III.45.

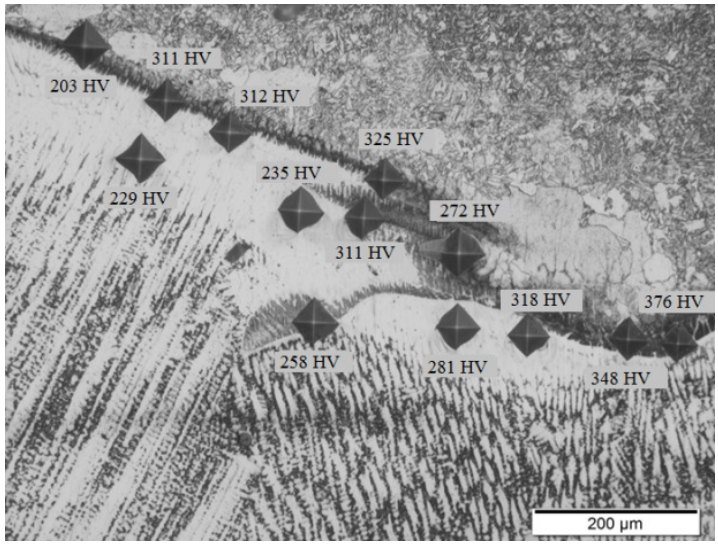



Figura III.40. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por arame tubular na condição de como soldado.

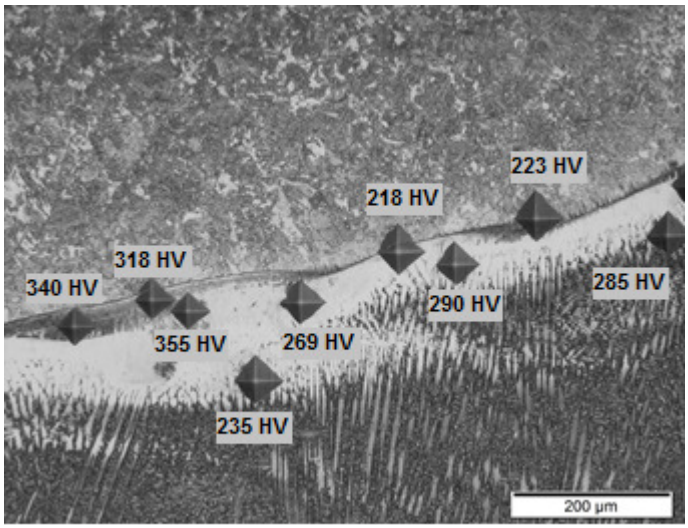



Figura III.41. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por arame tubular após TTAT

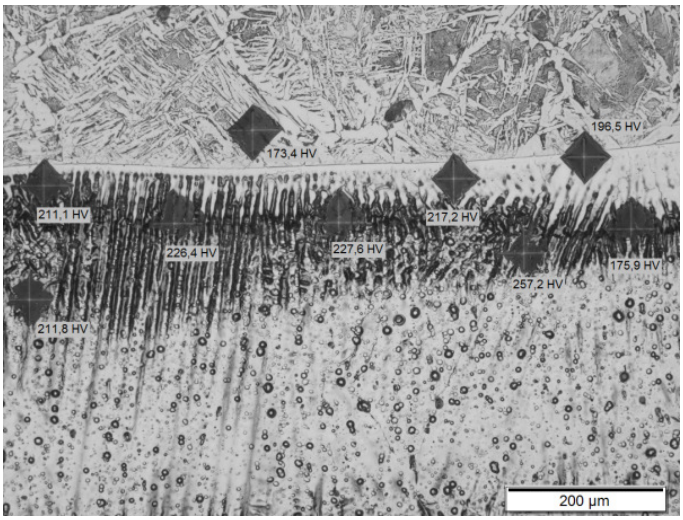



Figura III.42. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletroescória na condição de como soldada.

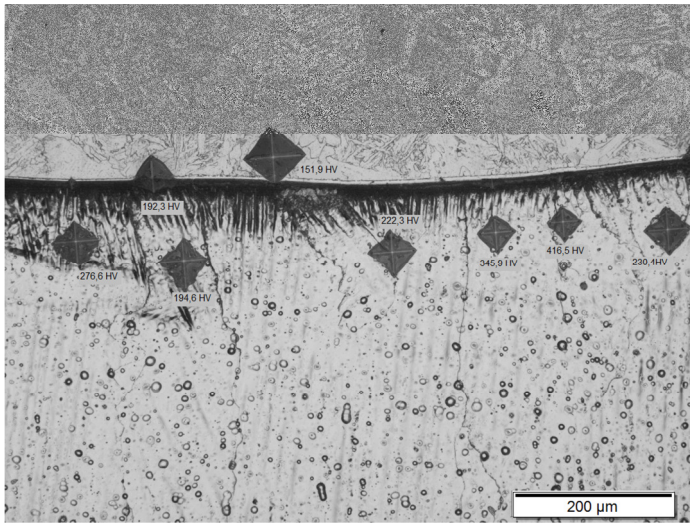



Figura III.43. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletroescória após TTAT.

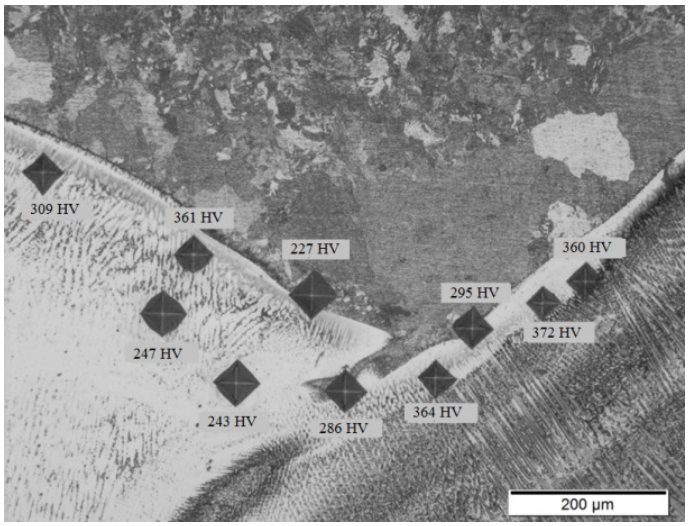



Figura III.44. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletrodo revestido na condição de como soldada.

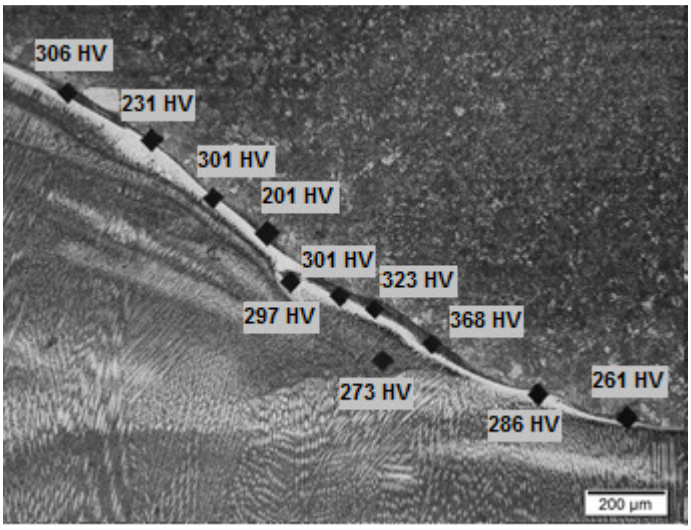



Figura III.45. Medidas de microdureza na interface para a amostra soldada por eletrodo revestido após TTAT

As medidas de microdureza na interface do revestimento com o substrato apresentaram valores superiores aos observados na medição longitudinal à linha de fusão. Isso ocorre porque essa é uma região de grande mistura de elementos, com gradiente de composição química atribuído à diluição entre os dois materiais. O excesso de carbono no metal de solda proveniente da junção ao metal de base pode provocar a precipitação de fases intermetálicas como sigma e chi, além de propiciar a formação de microestruturas de alta dureza como a martensita [54, 57]. Os valores de microdureza encontrados na linha de fusão desse trabalho, apesar de serem mais elevados que os valores do metal de solda e do metal de base, não justificam a presença de uma estrutura dura como a martensita. Portanto, esses valores podem ser associados à diluição entre o revestimento e o substrato, à migração de carbono para o revestimento e à precipitação das fases intermetálicas citadas anteriormente [27, 57].

### III.3.2. Ensaio de Dobramento

Após os ensaios de dobramento realizados de acordo com a norma ASME Seção IX [35] não foram verificadas descontinuidades superficiais, trincas ou desplacamento. Sendo assim, pela norma N-2568 [58], critério adotado para avaliação dos corpos-de-prova de dobramento, os revestimentos obtidos com as condições experimentais utilizadas no presente trabalho se mostraram adequados, resultando em uma boa adesão metalúrgica do metal de solda ao metal de base,

## III.4. Análise Química

A análise química permite avaliar, entre outras propriedades, a diluição local do conjunto metal de solda – metal de base. A importância de se conhecer e mensurar essa região diluída se dá em entender como varia a composição do metal de solda ao longo do revestimento e verificar a composição química a 3 mm da linha de fusão para garantir a

aplicabilidade do revestimento, de acordo com as normas API 10423 [43] e N-1707 [41].

Para o cálculo teórico da diluição local para um elemento em particular, pode-se tomar como base a Equação III.3 [59] que utiliza os valores da concentração do elemento a ser avaliado no metal de base, no metal de solda e no metal de adição. Para o cálculo da diluição local dos revestimentos no presente trabalho, o elemento Ferro será utilizado.

$$D = \frac{C_{ms} - C_{ma}}{C_{mb} - C_{ma}} \qquad \text{Equação III.3 [59]}$$

Na Equação III.3, D representa a diluição local, $C_{ms}$ representa a concentração do elemento no metal de solda, $C_{ma}$ representa a concentração do elemento no metal de adição e $C_{mb}$ é a concentração do elemento no metal de base.

A concentração do elemento no metal de solda foi calculada através da análise química por espectrometria de emissão ótica. Através dessa análise foi possível obter um valor de 4,68% de ferro na amostra soldada por arame tubular, para a amostra soldada por eletroescória, um teor de 4,35% e, 3,13% para a amostra soldada por eletrodo revestido (valores obtidos a 3 mm da linha de fusão - LF). Considerando o mesmo metal de base para as três aplicações, onde o teor de ferro é igual a 98,21% e considerando para o arame (metal de adição) utilizado na soldagem por arame tubular uma concentração de ferro igual a 0,07% e, para a fita utilizada na soldagem eletroescória e para o eletrodo do processo eletrodo revestido um valor em torno de 0,19% e 0,09% de ferro respectivamente, o cálculo da diluição local pode ser finalizado. O resultado foi de uma diluição local de 4,80% para a soldagem por arame tubular, 4,24% para a soldagem por eletroescória e 3,09% para a soldagem por eletrodo revestido.

Fazendo uma comparação entre o cálculo da diluição global, calculada no item III.2.1 e da diluição local obtida através do meio analítico, é possível observar que os valores não encontram-se tão próximos. Apenas na soldagem por eletroescória a diluição local acompanhou a tendência da diluição global, enquanto nos revestimentos obtidos pelos outros processos, pode ser observado um valor superior na diluição global do revestimento, Tabela III.6.

Tabela III.6. Comparação entre diluição global e diluição local dos revestimentos

| Processo de Soldagem | Diluição Global | Diluição Local (a 3 mm da LF) |
|---|---|---|
| Arame Tubular | 9,62% | 4,80% |
| Eletroescória | 4,01% | 4,24% |
| Eletrodo Revestido | 10,29% | 3,09% |

Deve ser levado em conta que os valores para a diluição local foram obtidos a 3 mm da linha de fusão. Nesse cálculo, as composições iniciais do metal de base e do metal de adição desempenham grande papel. Já a diluição global teve como parâmetro de cálculo a área

penetrada no metal de base. A composição química de cada componente não influencia no cálculo, a influência vem apenas do aporte térmico do processo – aumentando ou diminuído a área penetrada.

A composição química obtida através da espectrometria de emissão ótica dos revestimentos aqui estudados em diversas alturas a partir da linha de fusão pode ser encontrada abaixo nas Tabelas III.7 a III.9.

Tabela III.7. Composição química do revestimento por arame tubular

| Processo | Distância a partir da Linha de Fusão (mm) | C | Cr | Ni | Mn | Si | Mo | Nb | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Arame Tubular | 0,17 | 0,23 | 0,79 | 1,59 | 1,08 | 0,26 | 0,21 | 0,12 | 95,6 |
| | 1,17 | 0,09 | 15,47 | 48,07 | 0,32 | 0,33 | 5,57 | 1,68 | 28,33 |
| | 2,17 | 0,05 | 17,27 | 56,08 | 0,17 | 0,39 | 6,76 | 2,37 | 16,76 |
| | 3,17 | 0,02 | 19,77 | 63,86 | 0,04 | 0,41 | 8,26 | 2,83 | 4,68 |
| | 5,17 | 0,02 | 19,97 | 65,70 | 0,01 | 0,41 | 8,64 | 3,04 | 2,08 |
| | 6,84 | 0,02 | 20,22 | 65,45 | 0,01 | 0,41 | 8,77 | 3,08 | 1,91 |

Tabela III.8. Composição química do revestimento por eletroescória

| Processo | Distância a partir da Linha de Fusão (mm) | C | Cr | Ni | Mn | Si | Mo | Nb | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Eletroescória | -0,59 | 0,18 | 0,03 | 0,03 | 1,07 | 0,02 | 0 | 0 | 98,41 |
| | 0,41 | 0,01 | 21,29 | 62,02 | 0,05 | 0,34 | 8,38 | 3,28 | 4,46 |
| | 1,41 | 0,02 | 21,12 | 62,67 | 0,05 | 0,33 | 8,33 | 3,24 | 4,39 |
| | 2,41 | 0,01 | 21,43 | 62,19 | 0,05 | 0,32 | 8,34 | 23,26 | 4,25 |
| | 4,41 | 0,01 | 21,37 | 62,03 | 0,05 | 0,34 | 8,37 | 3,30 | 4,35 |
| | 6,44 | 0,01 | 21,65 | 61,52 | 0,05 | 0,17 | 8,50 | 3,55 | 4,43 |

Tabela III.9. Composição química do revestimento por eletrodo revestido

| Processo | Distância a partir da Linha de Fusão (mm) | C | Cr | Ni | Mn | Si | Mo | Nb | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Eletrodo Revestido | -0,14 | 0,17 | 6,83 | 17,3 | 0,92 | 0,31 | 2,23 | 1,19 | 70,7 |
| | 0,36 | 0,06 | 17,29 | 50,40 | 0,52 | 0,26 | 6,09 | 2,41 | 22,89 |
| | 1,36 | 0,03 | 19,97 | 59,15 | 0,19 | 0,32 | 7,82 | 3,08 | 9,34 |
| | 2,36 | 0,02 | 20,12 | 59,79 | 0,17 | 0,32 | 7,96 | 3,14 | 8,38 |
| | 3,36 | 0,02 | 21,12 | 63,17 | 0,31 | 0,31 | 8,46 | 3,36 | 3,13 |
| | 5,36 | 0,02 | 21,00 | 63,15 | 0,32 | 0,31 | 8,48 | 3,43 | 3,19 |

Pelos valores apresentados nas Tabelas III.7 a III.9 é possível observar o comportamento do metal de adição quando depositado sobre o metal de base. A interação entre os dois materiais é observada quando alta concentração de ferro é vista na linha de fusão e, conforme há o distanciamento dessa região, essa concentração decai. O oposto ocorre para o níquel: valores menores do que os esperados para o revestimento são vistos na linha de fusão, mostrando grande influencia do metal de base nessa região. Na medida em que há o afastamento dessa linha, o teor de níquel aumenta, em oposição ao ferro. As Figuras III.46 a III.49 mostram a variação dos principais elementos da junta soldada a partir da linha de fusão.

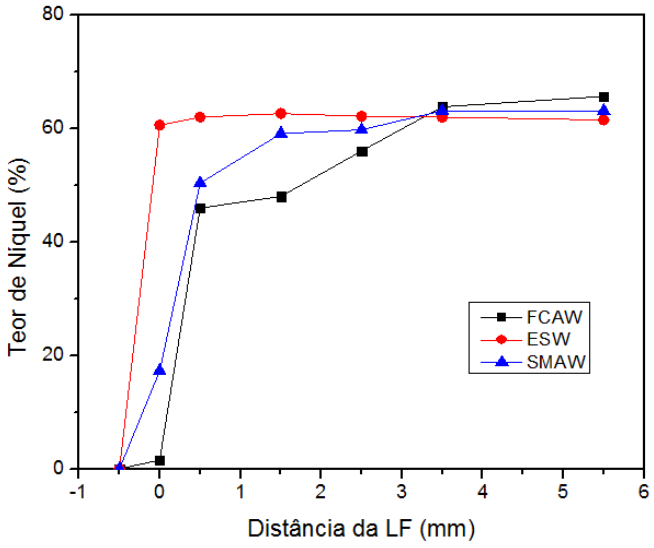



Figura III.46. Variação da composição química do níquel a partir da linha de fusão.

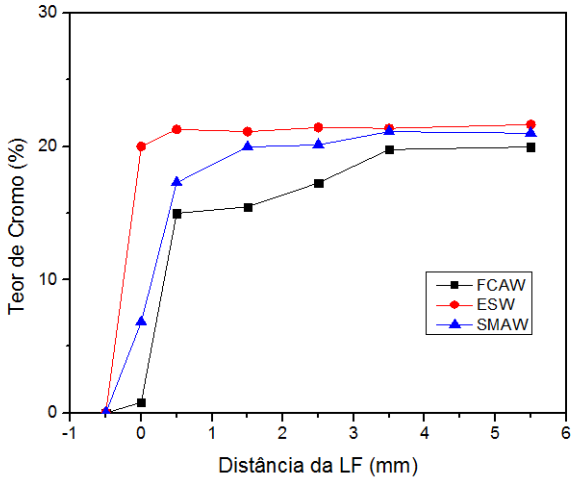



Figura III.47. Variação da composição química do cromo a partir da linha de fusão.

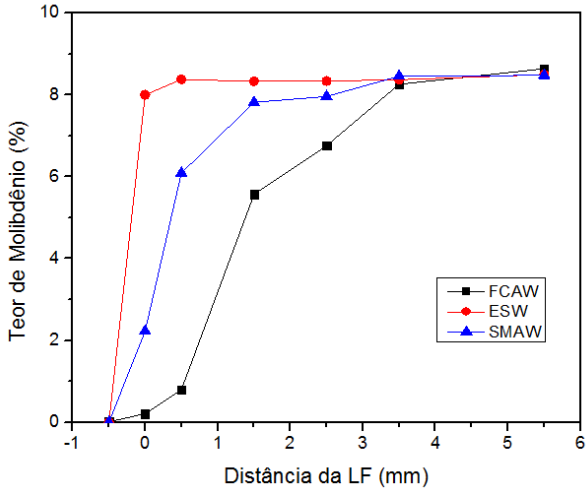



Figura III.48. Variação da composição química do molibdênio a partir da linha de fusão.

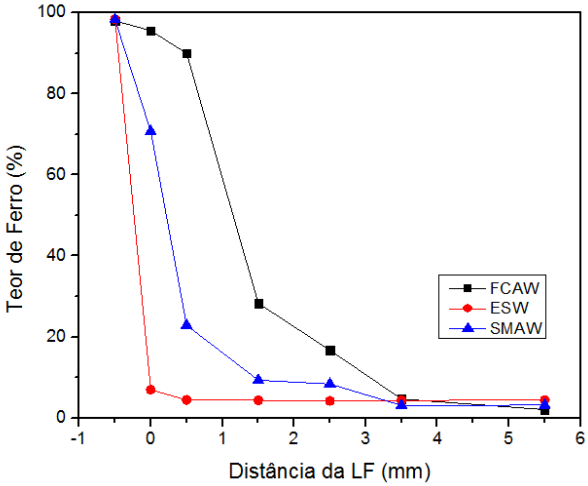



Figura III.49. Variação da composição química do ferro a partir da linha de fusão.

Como observado nas Figuras III.46 a III.49, o comportamento da diluição é semelhante para todos os processos de soldagem sendo que a estabilização da composição química se dá a aproximadamente 3 mm a partir da linha de fusão. De acordo com a norma ISO 10423 [43] o

teor de ferro em ligas resistentes à corrosão não deve ser maior que 5% na superfície, apesar de para algumas aplicações, valores entre 5 e 10% serem aceitáveis [43]. No presente trabalho será considerado um revestimento com espessura de 3 mm, conforme a norma N-1707 [41]. Espessuras menores não são aceitas pela norma e espessuras maiores implicam em uma maior deposição do metal de solda, ou seja, maior custo, o que não se mostra interessante economicamente. Sendo assim, avaliando as juntas soldadas estudadas de acordo com as Tabelas III.7 a III.9, é possível observar que todos apresentam concentrações de Ferro inferiores a 5% a 3 mm da linha de fusão.

Além do atendimento às normas para revestimentos [41, 43], outro importante fator que se mostra relevante para a limitação do teor de Ferro na superfície do revestimento realizado por ligas resistentes à corrosão (CRA) é a avaliação de como a presença desse elemento influencia o comportamento de resistência à corrosão da liga. Com o aumento do teor de Ferro, outros elementos como o Molibdênio e Cromo diminuem sua participação na resistência à corrosão do revestimento [29, 60]. Para a soldagem por arame tubular, o teor de Ferro na superfície do revestimento, como apresentado em III.4 foi de 1,91 % (wt) e para a deposição por eletrodo revestido o teor de Ferro foi de 3,32 % (wt). Esses valores ajudam a corroborar os resultados encontrados em trabalhos anteriores [28, 61] para a soldagem por arame tubular e eletrodo revestido, uma que vez que o maior teor de Ferro na superfície para o eletrodo revestido representou uma menor resistência à corrosão pela ASTM G-48 [62] e NORSOK M-601 [63], com perda de massa de 2,09 g/mm² em comparação a 0,35 g/mm² do arame tubular [61]. Já para a soldagem por eletroescória essa afirmação não representa o comportamento da junta. Como visto em III.4, o teor de Ferro na superfície para o cordão soldado pelo processo eletroescória foi de 4,35 % (wt), sendo este o teor de ferro mais alto na superfície entre todos os estudados. No entanto, esse foi o processo que apresentou melhores resultados no âmbito da corrosão, com 0 g/mm² de perda de massa [28].

A análise química permite também realizar o cálculo do PREN (*Pitting Resistance Number*), que avalia a resistência à corrosão por pites de determinada liga. Baseando-se na norma ISO 15156-3 [64], a fórmula mais adequada para o cálculo do PREN em ligas austeníticas está apresentada na Equação III.4.

$$PREN = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 30 \times \%N \qquad \text{Equação III.4 [64]}$$

Com os valores da composição química a 3 mm da linha de fusão é possível obter os valores de PREN iguais a 47 para a amostra soldada por arame tubular, 49 para a amostra soldada por eletroescória e 49 para a soldada por eletrodo revestido. Quanto maior o PREN, maior a resistência à corrosão por pites de determinada liga. Valores acima de 40 se referem à família de ligas super duplex, que possuem excelente resistência à pites. Sendo assim, para os resultados encontrados pode-se concluir que a superliga de níquel INCONEL 625 pode ser equiparada à aços super duplex, possuindo excelente resistência a pites.

### III.5. Considerações Finais

O presente trabalho teve como principal objetivo avaliar a adequação da deposição de revestimentos por diferentes procedimentos de soldagem. A deposição por soldagem de revestimentos se tornou muito popular no Brasil com o crescimento da exploração petrolífera. Os ambientes cada vez mais severos de operação fazem com que materiais mais nobres sejam necessários para garantir uma operação segura e, nesse contexto, os revestimentos por soldagem surgem em alternativa aos componentes manufaturados por aços duplex.

As superligas de níquel possuem elevada resistência à corrosão, alta resistência mecânica e boa soldabilidade o que as tornam uma excelente opção para aplicação em revestimentos. Os revestimentos por essa liga podem ser depositados por diversas maneiras, porém nesse trabalho o foco foi em revestimentos por soldagem, mais precisamente em três diferentes procedimentos: arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido.

O procedimento arame tubular foi adotado com a finalidade de revestimento de pequenas peças devido à sua capacidade de soldagem em diversas posições, alta taxa de deposição e possibilidade de automação do processo. O procedimento eletroescória foi escolhido para o revestimento de grandes peças, pois esse procedimento apresenta elevada produtividade e possibilidade de automação. Já a soldagem por eletrodo revestido, por sua versatilidade e baixo custo foi escolhida para simulação de operações de reparo. Todas as análises foram realizadas a fim de comprovar a adequabilidade dos procedimentos à deposição e avaliar como as características de cada um influenciam as propriedades finais do revestimento.

As análises macrográficas não evidenciaram a existência de nenhum defeito superficial em nenhuma das amostras estudadas. Além disso, as macrografias possibilitaram o cálculo da diluição global de cada procedimento. Níveis baixos de diluição são importantes para garantir que a microestrutura formada na união dos materiais dissimilares não seja prejudicial ao revestimento. Dentre os procedimentos estudados, o nível mais baixo de diluição encontrado foi para o procedimento eletroescória, apesar de todos os valores obtidos estarem de acordo com os reportados pela literatura [28, 44-45, 61]. Apesar de apresentar a menor diluição global, o procedimento eletroescória foi o que apresentou maior extensão da zona termicamente afetada, o que é consequência da maior energia de soldagem proveniente desse processo.

Com relação às microestruturas formadas, todas as amostras tiveram comportamentos similares. O metal de base teve a predominância de perlita, ferrita delta e bainita em sua composição. Já o metal de solda apresentou uma microestrutura colunar dendrítica e celular dendrítica. A matriz do metal de solda é a austenita, porém em todos os procedimentos houve a precipitação de fases intermetálicas, como a fase Laves. Embora esta fase possa ter grande influência no comportamento da liga [9, 27, 30], os baixos percentuais verificados no presente trabalho não promoveram mudanças significativas nas propriedades dos revestimentos.

Outra região de grande interesse com relação a soldagens dissimilares é a interface entre o metal de base e o metal de solda, pois é nessa região (zona fundida) que grande parte dos defeitos relativos ao revestimento se localizará. O presente estudo mostrou a presença de uma zona de transição rica em Ferro entre os dois materiais, nos procedimentos arame tubular e eletrodo revestido, com crescimento planar seguido de crescimento celular. Além da zona de transição, esses dois procedimentos também apresentaram a formação de zonas parcialmente diluídas. Ocorrência de martensita foi detectada em algumas dessas zonas parcialmente diluídas nos procedimentos mencionados acima. A martensita, uma estrutura dura, é prejudicial ao revestimento, pois pode se tornar uma região frágil com probabilidade de propagação e nucleação de trincas. Zonas parcialmente diluídas não foram observadas na amostra soldada por eletroescória em quantidades significantes.

Mapeamentos por EBSD foram realizados na interface dos revestimentos, o que evidenciou a forma de solidificação do metal de solda e a presença de duas microestruturas diferentes, CCC (metal de base) e CFC (metal de solda). Contornos de grão tipo II foram observados na amostra soldada por arame tubular e a presença de uma ZPD com formato de baía pode ser comprovado na amostra soldada por eletrodo revestido. O mapeamento por EBSD comprovou também a inexistência de uma zona parcialmente diluída para a amostra soldada por eletroescória.

Com relação às medições de dureza, todas as medidas obtidas permaneceram dentro dos limites estabelecidos em norma. As medições de dureza realizadas na interface comprovaram a presença de zonas duras na região, conforme visto na análise micrográfica.

Os ensaios de dobramento não evidenciaram a presença de microtrincas ou desplacamento, estando de acordo com as normas vigentes.

A análise química evidenciou a presença de uma região de composição química intermediaria entre o metal de base e o metal de solda. No entanto, a composição química se estabilizou a aproximadamente 3 mm da linha de fusão, e o teor de ferro não ultrapassou os 5% nessa região, conforme sugerido em norma.

Além dos ensaios realizados no presente trabalho, apenas para fins de conhecimento é possível citar os resultados de ensaios de corrosão da liga apresentados em trabalhos posteriores [28, 61]. O parâmetro de avaliação ditado pela norma NORSOK M-601 [63] constata que a perda de massa após o ensaio não deve exceder 4 g/m² e que é mandatória a ausência de pites em um aumento de até 20 X. A literatura apresenta valores de perda de massa de 0,35 g/m² para a soldagem por arame tubular na condição como soldado e 0,34 g/m² para o mesmo processo na condição pós-tratamento térmico de alívio de tensões [61]. Para a soldagem por eletroescória, os valores de 0 g/m² para a condição como soldada e 0,17 g/mm² para a amostra tratada termicamente foram obtidos [28]. A soldagem por eletrodo revestido apresentou uma perda de massa de 2,09 g/mm² para a amostra como soldada e 0,89 g/mm²

para a tratada termicamente [61]. De acordo com o apresentado pelos estudos aqui mencionados [28, 61] é possível constatar que todos os procedimentos apresentam perda de massa aceitável de acordo com o estabelecido pela norma NORSOK M-601 [63].

Com base nas afirmações acima é possível afirmar que todos os procedimentos aqui apresentados mostraram resultados satisfatórios quanto à deposição de revestimentos por soldagem.

O procedimento de reparo por eletrodo revestido também apresentou excelentes resultados, não sendo evidenciadas diferenças significativas entre a soldagem e o reparo por esse procedimento.

O tratamento térmico de alívio de tensões, realizado abaixo da temperatura crítica de transformação, não propiciou mudança de fases nas amostras. Pelas análises realizadas é possível afirmar que não houve precipitação significativa de fases secundárias ou carbetos na microestrutura do revestimento. Sendo assim, é possível concluir com base nas análises feitas no presente trabalho, que o tratamento térmico, realizado para preservar as características da ZTA do metal de base, não provocou efeitos nocivos ao revestimento.

Por fim, destaca-se que todos os procedimentos apresentaram resultados satisfatórios com base em normas estabelecidas para a deposição de revestimentos e, que a superliga de níquel INCONEL 625 se mostrou uma excelente opção para aplicação em revestimentos por soldagem, mesmo com variações significativas nas condições de soldagem.

# Capítulo IV - Conclusões

O principal objetivo do presente trabalho foi avaliar o comportamento mecânico e microestrutural de revestimentos por soldagem quando depositados por diferentes procedimentos. Além disso, objetivou-se realizar uma avaliação da adequação do procedimento eletrodo revestido em ocasiões de reparo.

Com base nas análises realizadas no presente trabalho, foi possível concluir que:

(i) Os revestimentos depositados pelos diferentes procedimentos não apresentaram descontinuidades ou defeitos superficiais, nem mesmo desplacamento quando submetidos ao ensaio de dobramento;

(ii) Fases Laves, ricas em molibdênio e nióbio, de aproximadamente 100 μm de dimensão foram encontradas nas amostras soldadas por arame tubular (nas condições como soldada e após TTAT). Essa fase, no entanto, não apresentou efeitos deletérios ao revestimento de acordo com as análises realizadas;

(iii) O procedimento eletroescória apresentou os melhores resultados com relação à microestrutura de interface, não sendo observadas a formação de contornos de grão tipo II ou zonas parcialmente diluídas. Isso está relacionado à maior energia de soldagem fornecida por esse procedimento;

(iv) O procedimento eletroescória se mostra vantajoso para a soldagem em grande escala devido à sua alta produtividade. Já o procedimento arame tubular pode ser empregado para a soldagem de peças menores e mais complexas devido à sua maior versatilidade;

(v) O procedimento eletrodo revestido se mostra adequado para a realização de reparos, uma vez que obteve desempenho semelhante aos outros procedimentos considerados para a produção de revestimentos;

(vi) Todas as amostras tiveram comportamento semelhante com relação à microestrutura. No metal de solda foi observada a predominância de uma microestrutura austenítica no formato colunar e celular dendrítico, com a precipitação de fases intermetálicas (Laves e carbetos) em todas as amostras estudadas. O metal de base originalmente composto por ferrita e perlita apresentou uma região formada por bainita próximo à interface. Para as amostras soldadas por arame tubular e eletrodo revestido, a presença de uma zona parcialmente diluída foi notada. Essa zona apresentou uma microestrutura predominantemente martensítica. Essa região não foi observada na amostra soldada por eletroescória;

(vii) O tratamento térmico realizado a 620°C não deteriorou a microestrutura do material ou suas propriedades investigadas no presente trabalho.

## Sugestões para Trabalhos Futuros

Revestimentos realizados com a superliga de níquel INCONEL 625 vêm sendo amplamente estudados devido à sua ampla utilização na indústria. Alguns pontos, no entanto, ainda necessitam ser mais amplamente abordados para um completo entendimento do comportamento da superliga. Entre as sugestões de estudos mais relevantes estão:

(i) Realizar análises complementares com o auxílio da ferramenta EBSD para melhor entender a microestrutura do metal de solda e a precipitação de fases intermetálicas;

(ii) Estudar a deposição de revestimentos por outros procedimentos como MIG e TIG com a finalidade de ampliar a aplicabilidade em escala industrial dos revestimentos por soldagem;

(iii) Analisar a microestrutura e características mecânicas do revestimento depois de decorrido certo período de sua vida útil, através de técnicas de envelhecimento acelerado ou de amostras colhidas em campo para investigar como se dá a decadência de sua resistência à corrosão e alteração microestrutural de acordo com o ambiente a que é submetido.

## Referências Bibliográficas

[1] PricewaterhouseCoopers Brasil Ltda., “A Indústria Brasileira de Óleo e Gás”, 2014.

[2] KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE, A. M.; “Effect of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds”; 18th International Congress of Mechanical Engineering – COBEM 2005; Ouro Preto, MG, Brasil, 6-11 Novembro 2005.

[3] BRITO, V. R. S. S.; Caracterização de Revestimentos Metálicos Aspergidos Termicamente por Arco Elétrico; Dissertação de Mestrado; Centro Federal de Educação Tecnológia Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2010.

[4] GIRALDO, C. P. S.; Precipitação de Fases Intermetálicas na Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACTB) na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex; Dissertação de Mestrado; Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, 2001.

[5] MÜRI, P.; Uma Breve Revisão dos Aços Martensíticos e Supermartensíticos Utilizados na Industria do Petróleo; Monografia; Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2009.

[6] JORDAN, D. E.; “Stress-Corrosion Cracking of Nickel-Base Alloy Weldments”; Comission IX International Institute of Welding Annual Assembly; Montreal; Canada; 1990.

[7] SONG, K. H.; NAKATA, K.; “Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded Inconel 625 Alloy”; Materials Transactions, Japão, v.50, n°10, p2498-2501, Setembro 2009.

[8] SILVA, M. M.; OLIVEIRA, W. C.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A.; MOTTA, M. F.; “Caracterização de solda de revestimento de AWS 317L depositados por GMAW duplo arame em aços ASTM a 516 gr 60 para uso na indústria do petróleo”; *Soldag. Insp.*, São Paulo, v. 15, n. 3, Set. 2010.

[9] DUPONT, J. N.; “Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay” *Metallurgical and Materials Transactions A*, EUA, v. 27A, p3612-3620, 1996.

[10] CORTIAL, F.; CORRIEU, J. M.; LOIER; C. V.; “Heat Treatments of Weld Alloy 625: Influence on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance”; *Superalloys 718, 625, 706 and various Derivatives*; The Minerals, Metals & Materials Society; França, 1994.

[11] LIMA, A. C.; Estudo da Aplicação de Revestimento Duro por Soldagem com Arames Tubulares Quando à Resistência ao Desgaste de Facas Picadoras de Cana da Açúcar; Tese de Doutorado; Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.

[12] PALANI, P. K.; MURUGAN, N.; “Sensitivity Analysis for Process Parameters in Cladding of Stainless Steel by Flux Cored Arc Welding”; *Journal of Manufacturing Processes*; v.8, nº 2, p90-100, India, 2006.

[13] LUO, J.; YUAN, Y.; WANG, X.; YAO, Z.; “Double-Sided Single-Pass Submerged Arc

Welding for 2205 Duplex Stainless Steel"; *Journal of Materials Engineering and Performance*; v.22(9), p2477-2486, China, 2013.

[14] SILVA, C. C., AFONSO, 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"; *Soldagem & Inspeção*, vol. 19, n.3, São Paulo, Julho-Setembro 2012.

[15] Soldagem de Metais Dissimilares para Aplicações de Alto Desempenho – Chapa Revestida. Ametek Specialty Metal Products. 2012.

[16] Soldagem por Explosão – Processo de Soldagem para Obtenção de Chapas Cladeadas. MultiClad Indústria e Comércio de Processamento de Metais por Explosão Ltda. 2012.

[17] BROWN, A.; "Weld Overlay Cladding – The Solution to Pump Corrosion?", *World Pumps*, v. 0262, n. 1762/05, pp 50-53, October 2005.

[18] CORREA, C. A.; MASTELARI, N.; MORENO, J. R. S.; "Effect of welding parameters in flux core arc welding (FCAW) with conventional and pulsed current in the efficiency and fusion rate of melting coating"; *Scientific Research and Essays*, v.9(23), p976-983, Dezembro 2014.

[19] KATHERASAN, D.; ELIAS, J. V.; SATHIYA, P.; HAQ, A. N.; "Modeling and optimization of flux cored arc welding by genetic algorithm and simulated annealing algorithm"; *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*; v.9, nº.3, p307-326, 2013.

[20] BRACARENSE, A. Q.; *Processo de Soldagem com Arame Tubular – FCAW*; Universidade Federal de Minas Gerais.

[21] LATHABAI, S.; STOUT, R. D.; "Shielding Gas and Heat Input Effects on Flux Cored Weld Metal Properties"; 66th Annual AWS Meeting, Las Vegas, Nevada, EUA, 29 de Abril a 3 de Maio de 1985.

[22] MOHAMAT, S. A.; IBRAHIM, I. A.; AMIR, A.; GHALIB, A.; "The Effect of Flux Core Arc Welding (FCAW) Processes on different parameters"; *International Symposium on Robotics and intelligent Sensors 2012.*

[23] DAR, Y. A.; SINGH, C.; FAROOQ, Y.; "Effects of External Magnetic Field on Welding Arco f Shielded Metal Arc Welding"; *Indian Journal of Applied Research*; v.4, nº4, p200-203, Abril 2014.

[24] RANJAN, R.; "Parametric Optimization of Shielded Metal Arc Welding Processes by using Factorial Design Approach"; *International Journal of Scientific and Research Publications*; v.4 nº9, p1-4, India, Setembro, 2014.

[25] 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.

[26] "Soudage vertical sous laitier CODE ISO:72", Disponível em: < http://www.ep-c.fr/services-industriel/le-soudage/141-le-soudage-vertical-sous-laitier.html> Acesso em: Agosto

2015.

[27] KEJELIN, N. Z.; Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares; Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, Fevereiro 2006.

[28] MADALENA, F. C. A.; Estudo Comparativo de Revestimentos Metálicos com as Ligas AISI 904L e INCONEL 625 Obtidos pelo Processo de Soldagem Eletroescória, Dissertação, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Dezembro 2013.

[29] PÉREZ, G. J. A.; Caracterização das Fases Presentes em Depósitos de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo; Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, Agosto 2005.

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

[31] RAGHAVAN, A.; MUELLER, R. R.; LETA, D. P., SIAK, W. J.; "Phase Transformations at Steel/IN625 Clad Interfaces"; *Metallurgical Transaction A*; p665-681, vol. 20A, 1989.

[32] 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*, Junho 2003.

[33] OMAR, A. A.; "Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds"; *Welding Journal Research Supplement*; p86-93, Fevereiro 1998.

[34] HOU, J.; PENG, Q. J.; TAKEDA, Y., KUNIYA, J.; SHOJI, T.; WANG, J. Q.; HAN, E. H.; KE, W.; "Microstructure and mechanical property of the fusion boundary region in an Alloy 182-low alloy steel dissimilar weld joint"; *Journal of Materials Science*; Maio 2010.

[35] LUNDIN, C. D.; "Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review"; *62nd AWS Annual Meeting*; Cleveland, Ohio, EUA, 5-10 Abril 1981.

[36] STERJOVSKI, Z.; CARR, D.G.; DUNNE, D.P.; AMBROSE, S.; "Effect of PWHT cycles on fatigue crack growth and toughness of quenched and tempered pressure vessel steels"; *Materials Science & Enginnering*; v.391, issues 1-2, p256-263, Janeiro 2005.

[37] ASTM A516/A516M – 10 Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate- and Lower-Temperature Service.

[38] AWS ENiCrMo3T1-4 - American Welding Society (Arame para FCAW INCONEL 625).

[39] AWS ENiCrMo-3- American Welding Society (Eletrodo para SMAW INCONEL 625).

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

[41] N-1707, Projeto de Vaso de Pressão com Revestimento Metálico.

[42] ASME Boilers and Vessels Code, Section IX, Qualification Standard for welding and Brazing Procedures, Welders, Brazes, and Welding and Brazing Operators, July 1, 2000.

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

[44] 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.

[45] MADALENA, F. C.A., JORGE, J. C. F., SOUZA, L. F. G., COSTA, CABRAL, T. 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." *7° Congresso Brasileiro De Engenharia De Fabricação*. Penedo, Itatiaia, RJ, Brasil, 20 a 24 de maio de 2013.

[46] MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B.; Introdução à Metalurgia da Soldagem; Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2006.

[47] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. Soldagem - Processos e Metalurgia. Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo. 1992. 494p

[48] FIETO, B. M.; Evolução da Microestrutura e das Propriedades Mecânicas de Aços IF Tratados Termomecanicamente; Projeto de Graduação, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasill, 2013.

[49] CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., KOLLIE, T., ROMIG, A.D. "A melting and solidification study of alloy 625". *Metallurgical Transactions A*, USA, v. 19A, p.2319-2331, set. 1988.

[50] DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. "Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys". *Welding Journal, USA*, v. 82, n. 6, pp. 125-56, jun. 2003.

[51] SILVA,C.S., MOTTA, H.C., MOTTA, M.F., FARIAS, J.P., AFONSO, C.R.M., RAMIREZ, A.J.; "New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay", *Journal of Materials Research and Tecnology*, vol.2, 228-237.

[52] Thermotech Ltd NI-DATA Nickel Superalloys database version 8, (Acessado em 14 de março de 2015);

[53] ANBURAJ, J., NAZIRUDEEN, S.S. Mohamed, NARAYANAN, R., ANANDAVEL, B., CHANDRASEKAR, A.; "Ageing of Forged Superaustenitic Stainless Steel: Precipitate phases and mechanical properties", *Materials Science and Engineering A*, vol. 535, pp. 99–107, 2012.

[54] 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.

[55] SILVA, C.C.; Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com

alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos; Tese de Doutorado. Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Fortaleza, Brasil, 2010.

[56] NACE MR 0175; Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H2Scontaining environments in oil and gas production; Part 2: Cracking-resistant carbon and lowalloy steels, and the use of cast irons, 2009.

[57] 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.

[58] N-2568; Revestimentos Metálicos por Aspersão Térmica, Rev. 5, 2011.

[59] 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". *Soldagem e Inspeção*. São Paulo, Vol.17, No. 3, p.251-263, Jul/Set 2012.

[60] 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.

[61] ALVARÃES, C. P.; Efeito do TTAT no Desempenho de Revestimentos Metálicos com a Liga INCONEL 625 Obtidos por Processos ao Arco Elétrico; Projeto Final, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2014.

[62] ASTM G48, Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution.

[63] NORSOK M-601; Welding and Inspection of Piping, Rev. 4, 2004.

[64] ISO 15156-3; Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H2S-containing environments in oil and gas production; Part 3: Cracking-resistant CRAs (corrosion-resistant alloys) and other alloys (ISO 15156-3:2009).