CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

EFEITO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS METÁLICOS DE LIGA 625 PELO PROCESSO ELETROESCÓRIA

Soraia Simões Sandes

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.

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2016

EFEITO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS METÁLICOS DE LIGA 625 PELO PROCESSO ELETROESCÓRIA

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

Soraia Simões Sandes

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)

Prof. Matheus Campolina Mendes, M.Sc.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

S216 Sandes, Soraia Simões
Efeito do procedimento de soldagem nas propriedades de revestimentos metálicos de liga 625 pelo processo eletroescória / Soraia Simões Sandes.—2016.
xvi, 93f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2016.
Bibliografia : f. 85-93
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Soldagem - Processo. 2. Solda e soldagem. 3. Revestimentos em metal. 4. Ligas de níquel – Propriedades mecânicas. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). II. Título.

CDD 671.52

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela presença diária e por permitir a conclusão de mais uma etapa importante da minha vida.

Aos meus pais, Gilson Sandes e Rosimeire M. S. Sandes, pelo amor incondicional, incentivo e apoio nas minhas escolhas. Tudo o que sou e sempre desejei ser, eu devo a meus pais. As minhas irmãs, Vanessa e Meireane, pelo carinho e amizade nesse período de ausência física.

À minha amada filha, Maria Clara, essência da minha vida, por seu amor e sua compreensão. Nada é mais importante para mim!!

Ao meu companheiro, Francisco Oliveira, por estar sempre ao meu lado não me deixando abater nos dias difíceis, pelo seu apoio, incentivo e paciência, durante todo o período de dedicação para a conclusão deste trabalho.

Ao Professor e Orientador Jorge Carlos Ferreira Jorge (D. Sc), pelo qual mantenho profunda admiração, agradeço a sua disposição, orientação, incentivo e diretrizes que tornou possível o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor e Coorientador Luís Felipe Guimarães de Souza (D. Sc), pelos conhecimentos transmitidos dentro e fora da sala de aula, que contribuíram para a realização deste trabalho.

Aos professores do PPEMM/CEFET/RJ pelos conhecimentos transmitidos nas disciplinas.

Ao Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET, pelo suporte nas análises metalográficas e medições de dureza nas amostras em estudo.

Ao professor Matheus Campolina Mendes (M. Sc), pela grandiosa ajuda na realização das análises micrográficas das amostras em estudo, através do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Aos técnicos do LAMAT, Hiron Akira e Marcelo Avelelas, pela ajuda na execução dos trabalhos de metalografia, amizade e momentos de descontração ao longo deste ano.

Ao Núcleo Multiusuário de Microscopia da COPPE/UFRJ, pela realização das análises de microscopia eletrônica de transmissão (MET).

A FAPERJ pelo apoio financeiro.

“Muitos são os planos no coração do homem, mas o que prevalece é o propósito do Senhor. ”

(Provérbios 19, 21)

RESUMO

EFEITO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS METÁLICOS DE LIGA 625 PELO PROCESSO ELETROESCÓRIA

Soraia Simões Sandes

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

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

Este trabalho tem o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos depositados com a liga de níquel 625 sobre o aço carbono ASTM A 516 Gr 70 pelo processo de soldagem por eletroescória (ESW), com execução de 1 e 2 camadas, tanto na condição de como soldado quanto tratado termicamente (TTPS). As propriedades mecânicas foram avaliadas através de ensaios de microdureza ao longo da seção transversal das amostras abrangendo as regiões do metal de base, interface e revestimento. A caracterização microestrutural consistiu de análises por microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET) e espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Adicionalmente, foi realizada análise química para avaliações de diluição e cálculo do PREN. Os resultados mostraram uma microestrutura austenítica para os depósitos com pequena fração volumétrica de fases secundárias ricas em nióbio (carbonetos e fase Laves). A realização do TTPS à 620ºC por 10h resultou na precipitação da fase intermetálica γ''. Além disso, não foi verificada a ocorrência de regiões com elevada dureza, caracterizando ausência de zonas parcialmente diluídas (ZPD). A primeira camada do revestimento exibiu nível de diluição inferior a 5%, enquanto a segunda camada apresentou um nível de diluição superior a este percentual.

Palavras-chave: Revestimento, Liga de níquel 625, Processo de soldagem Eletroescória.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2016

ABSTRACT

EFFECT OF THE WELDING PROCEDURE ON THE PROPERTIES OF NIQUEL 625 ALLOY OVERLAYS BY ELECTROSLAG PROCESS.

Soraia Simões Sandes

Advisors:
Jorge Carlos Ferreira Jorge. D.Sc.
Luis Felipe Guimarães de Souza. D.Sc.

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

This work aimed to evaluate the mechanical properties and microstructure of the weld overlays deposited with the INCONEL 625 nickel alloy on carbon steel ASTM A 516 Gr 70 by electroslag welding process (ESW), with 1 and 2 layers, as welded and post weld heat treatment (PWHT) conditions. The mechanical properties were evaluated through microhardness tests along the cross section of the samples covering the regions of the base metal, interface and coating.The microstructure was investigated using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy, transmission electron microscopy (TEM) and energy dispersive of X-ray spectroscopy (EDS) techniques. In addition, chemical analysis to the dilution assessments and PREN calculation were performed. The results showed an austenitic microstructure of the weld deposit with low proportion of secondary phases Nb-rich (carbide and Laves phase). The performance of the TTPS at 620ºC for 10h resulted in the precipitation of the intermetallic phase γ''. Furthermore the occurrence of regions with high hardness was not verified, characterizing absence of partially diluted zone (PDZ). The first layer of the coating had a dilution level of less than 5%, while the second layer had a dilution level above this percentage.

Keywords: Overlay; INCONEL 625; Electroslag

Rio de Janeiro
December, 2013

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO **1**

CAPÍTULO I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **4**

I.1. Processo de soldagem por eletroescória 4

I.1.1. Princípios de Operação 4

I.1. 2. Características do processo 6

I.1. 3. Aplicações 7

I.2 . Ligas de Níquel 9

I.2.1 Fases indesejáveis nas ligas de Níquel 15

I.3. A liga de Níquel 625 21

I.3.1 Soldabilidade das ligas de Ni 24

I.3.2 Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) 29

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS **32**

II.1. Materiais Utilizados 32

II.1.1. Metal de Base 32

II.1.2. Materiais de Adição 32

II.2. Procedimento de Soldagem 33

II.3. Tratamento Térmico Pós- Soldagem (TTPS) 34

II.4. Identificação das Amostras 34

II.5. Ensaio de Microdureza 35

II.6. Análise Metalográfica 36

II.7. Análise por Termodinâmica Computacional (Thermo-Calc) 37

CAPÍTULO III – RESULTADOS E DISCUSSÃO **39**

III.1. Ensaios Mecânicos 39

III.1. 1. Ensaio de Microdureza 39

III. 2. Ensaios Metalográficos 43

III. 2.1. Macrografia 43

III. 2.1. Micrografias 43

III. 2.1.1. Metal de base (MB)/ ZTA 43

III. 2.1.1. Interface MB/Revestimento 49

III. 2.1.1. Revestimento 59
III. 2.1.2. Caracterização das segundas fases 66
III. 2.1.3. Análise Química 78

CONCLUSÕES 83

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 84

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 85

Lista de Figuras

Figura I. 1. Processo de soldagem ESW [10]. 4
Figura I. 2. Desenho esquemático dos processos ESW e SAW com fitas [5]. 9
Figura I. 3. Esquema ilustrativo da microestrutura observada em algumas ligas a base de Ni [27]. 13
Figura I. 4. Relação entre propriedade mecânica e fração da fase γ'. Adaptado de [30]. 14
Figura I. 5. Fase γ' em ligas à base de Ni: (a) fase γ' cúbica (liga IN-100) 13625X; (b) fase γ' esférica (liga U-500) 5450X; (c) fase γ' cúbica e trigonal (liga NASAII) 2725X; (d) fase γ' alongada (liga 713C); (e) fase γ' fina, média e grossa (liga IN-738) 5450X [28]. 15
Figura I. 6. Evolução de fases TCP em uma liga a base de Ni submetida a tratamento térmico a 700ºC. (a) microestrutura padrão composta de grãos equiaxes (b) após 500h, (c) após 1000 h e (d) após 1500 h [33]. 16
Figura I. 7. Micrografia eletrônica de varredura da liga 718 exibindo a precipitação das fases γ'' e δ, após envelhecimento a 815ºC por 100h [19]. 17
Figura I. 8. Morfologia agulhada da fase η em uma liga Ni-Co-Cr [19]. 18
Figura I. 9. Fase P na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo [20]. 19
Figura I. 10. Micrografia eletrônica de varredura da superliga RR1000 mostrando a precipitação da fase σ nos contornos de grãos, após um tratamento térmico de 5000 h a 750ºC [16]. 19
Figura I. 11. Fase μ na liga RR2071 após recozimento a 900ºC por 500h [31]. 20
Figura I. 12. Constituintes NbC e Laves na zona de fusão de uma liga de níquel contendo Nb [19]. 21
Figura I. 13. Microestrutura da liga 625 na condição recozida [42]. 23
Figura I. 14. Diagrama TTT da liga 625, mostrando a precipitação de segundas fases. Adaptado de [45]. 24
Figura I. 15. Microestrutura da liga 625 sobre aço carbono: RD (região dendrítica) e RI (região interdendrítica). 26
Figura I. 16. Formação de ZPD na interface entre a liga 625 e o aço API X-60 [49]. 27
Figura I. 17. Ocorrência de descarbonetação e formação de ferrita na linha de fusão [53]. 29

Figura I. 18. Imagens dos precipitados na microestrutura do metal depositado da liga 625 após a realização de TTPS obtidas por TEM: (a) fase γ'', (b) fase δ e (c) carboneto do tipo M_6C [54] 29
Figura II. 1. Desenho esquemático da deposição das camadas do revestimento. 33
Figura II. 2. Posições de extração das amostras..... 35
Figura II. 3. Detalhe esquemático do perfil de microdureza..... 36
Figura II. 4. Esquema para análise química. 38
Figura III. 1. Medições de microdureza da amostra S1, nas condições CS e TTPS. ... 40
Figura III. 2. Medições de microdureza da amostra S2, nas condições CS e TTPS. ... 40
Figura III. 3. Medições de microdureza da amostra S12, nas condições CS e TTPS. . 41
Figura III. 4. Aspecto macrográfico do depósito da liga 625 por ESW sobre o aço ASTM A516 Gr. 70..... 43
Figura III. 5. Microestrutura do metal de base ASTM A516 Gr.70. Ataque: Nital 2%. Aumento 200x..... 44
Figura III. 6. Micrografias da ZTA das amostras na condição CS. Ataque: Nital 2%. Aumento 500x. a) amostra S1; b) amostra S2; c) amostra S12. 46
Figura III. 7. Micrografias da ZTA das amostras após TTPS. Ataque: Nital 2%. Aumento 500x. a) amostra S1T; b) amostra S2T; c) amostra S12T 47
Figura III. 8. Descarbonetação evidenciado na ZTA da Amostra S2, condição CS. 48
Figura III. 9. Interface MB/revestimento da amostra S1. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 500x..... 49
Figura III. 10. Interface MB/revestimento da amostra S2. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 500x..... 50
Figura III. 11. Interface MB/revestimento da amostra S12T. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 500x..... 50
Figura III. 12. Interface entre o MB e a liga 625 (amostra S12). Presença da Zona Φ e Zona Π..... 52
Figura III. 13. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S1, condição CS. Aumento 400x. 53
Figura III. 14. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S1T, condição TTPS. Aumento 400x. 54
Figura III. 15. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S2, condição CS. Aumento 400x. 54
Figura III. 16. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S2, condição TTPS. Aumento 400x. 55

Figura III. 17. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S12 na condição CS. Aumento 400x. 55
Figura III. 18. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S12 na condição CS. Aumento 400x. 56
Figura III. 19. Amostra S1. CP: Crescimento Planar; CC: Crescimento Celular. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 400x. 57
Figura III. 20. Amostra S2. CP: Crescimento Planar; CC: Crescimento Celular. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 400x. 58
Figura III. 21. Amostra S12. CP: Crescimento Planar; CC: Crescimento Celular. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 400x. 58
Figura III. 22. Microdureza na ZPM da amostra S1, condição CS. Aumeto 500X..... 59
Figura III. 23. Microestrutura do revestimento, amostra S1. (a) CS e (B) TTPS. Aumento 200X. 60
Figura III. 24. Microestrutura do revestimento, amostra S2. (a) CS e (B) TTPS. Aumento 200X. 60
Figura III. 25. Microestrutura do revestimento, amostra S12. (a) CS e (B) TTPS. Aumento 200X. 61
Figura III. 26. Perfil de composição química, amostra S2.....63
Figura III. 27. Morfologias das fases secundárias observadas nos revestimentos depositados com a liga 625. 67
Figura III. 28. (a) Precipitados em blocos na amostra S12, condição CS. (b) Análise química por EDS do respectivo precipitado. 68
Figura III.29. (a) Precipitados presentes na amostra S1, condição CS. (b) Espectro por EDS do precipitado. 69
Figura III. 30. Precipitados com morfologia eutética. Amostra S12, condição TTPS. (b) Espectro por EDS do precipitado.....71
Figura III. 31. Análise do precipitado com morfologia variada. Amostra S2, condição TTPS. (b) Espectro por EDS do precipitado. 73
Figura III. 32. Diagrama de Scheil. Estimativa da formação de fases secundárias para os metais de solda. 75
Figura III. 33. Diagrama pseudo-binário com variações de: (a) Nb; (b) Mo 76
Figura III. 34. Precipitação de fase γ'' após TTPS na liga 625. (a) Padrão de difração de elétrons, onde os pontos claros maiores referem-se à matriz e os menores aos precipitados γ''. (b) As setas amarelas indicam os precipitados γ''.....77
Figura III. 35. Diluição do Cr ao longo das camadas do revestimento. 81

Figura III. 36. Diluição do Ni ao longo das camadas do revestimento. 81
Figura III. 37. Diluição do Mo ao longo das camadas do revestimento..... 82
Figura III. 38. Diluição do Mo ao longo das camadas do revestimento..... 82

Lista de Tabelas

Tabela I. 1. Comparação entre os processos ESW e SAW [14]. 8
Tabela I. 2. Principais carbonetos encontrados nas ligas de níquel [24]. 11
Tabela I. 3. Composição química da liga 625 [40]. 22
Tabela II. 1. Composição química do metal de base (% peso). 32
Tabela II. 2. Composição química da fita + fluxo utilizados no revestimento. 33
Tabela II. 3. Parâmetros da soldagem por eletroescória. 34
Tabela II. 4. Parâmetros do tratamento térmico de alívio de tensões. 34
Tabela II. 5. Identificação das amostras 35
Tabela III. 1. Valores do coeficiente de partição (k) para os principais elementos químicos do revestimento da liga 625. 64
Tabela III. 2. Resultados da análise de quantificação dos precipitados. 65
Tabela III. 3. Análise da composição da fase Laves. 72
Tabela III. 4. Composição química das camadas de revestimento com a liga 625 determinadas por espectroscopia de emissão ótica. 80

Lista de Abreviações e Símbolos

%	Porcentagem
σ	Fase Sigma
δ	Fase Delta
γ	Fase Gama
γ'	Fase Gama Linha
γ''	Fase Gama Duas Linhas
A	Intensidade de Corrente em Ampères
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
ºC	Celsius (unidade de temperatura)
CFC	Cúbica de Face Centrada
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
HC	Hexagonal Compacto
EDS	Energy Dispersive X-Ray
ESW	Electroslag Welding
HV	Dureza Vickers
k	Coeficiente de Distribuição
MB	Metal de Base

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MC	Carboneto
mm	Milímetro (unidade de comprimento)
MO	Microscopia Ótica
TCP	Topologically Close-Packed
T_s	Temperatura Solidus
TTPS	Tratamento Térmico pós Soldagem
UNS	Unified Numbering System
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZPM	Zona Parcialmente Misturada
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Introdução

Os equipamentos industriais são geralmente construídos em aços carbono ou aços baixa liga por fornecerem as propriedades mecânicas necessárias aos projetos, mas não oferecem resistência à corrosão, por vezes, requerida. Em grande parte destes casos, a resistência à corrosão do componente projetado somente pode ser atingida a partir da especificação de materiais mais nobres, como ligas à base de níquel e aços inoxidáveis, elevando significativamente os custos. Uma possível solução para fornecer aos componentes uma melhor resistência à corrosão é revestir internamente, por soldagem, o aço carbono com uma liga resistente à corrosão [1]. Este arranjo reduz significamente os custos em comparação à fabricação do componente maciço com a liga, por limitar a utilização do material mais nobre apenas à superficie exposta ao ambiente corrosivo. Adicionalmente, a espessura da parede do equipamento pode ser reduzida, uma vez que, o aço fornece a resistência necessária para manter a integridade mecânica [2].

A utilização da soldagem como processo de fabricação é bastante difundida como alternativa para a união destes materiais dissimilares [3]. Um sistema de materiais aplicados como revestimento por soldagem, sobre aços carbono e baixa liga, são os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas à base de Ni. Os metais de enchimento à base de Ni apresentam vantagens sobre a utilização de aços inoxidáveis austeníticos. Eles possuem menor coeficiente de dilatação térmica, similar ao do aço carbono, e oferecem maior resistência à corrosão em ambientes que contém cloreto, bem como boas propriedades mecânicas [3].

Outros materiais como os aços supermartensíticos e duplex, que poderiam ser considerados na soldagem de revestimento, estão sujeitos à corrosão por pite caso fiquem em contato com cloretos por mais de 10 dias sem proteção catódica. Análise de falhas têm demonstrado que estes materiais, assim como também os aços superduplex, em casos de proteção catódica mal ajustada, estão sujeitos a fissuração por hidrogênio [1].

Entre as ligas à base de Ni que podem ser utilizadas como revestimento anticorrosivo, destaca-se a liga 625 da família Ni-Cr-Mo. Esta liga é caracterizada por ser resistente à corrosão a altas temperaturas, bem como por apresentar alta resistência mecânica e boa soldabilidade. O Cr é o principal elemento que aumenta a resistência à corrosão, especialmente em atmosfera oxidante, e em conjuto com os elementos Mo e Nb, promove o aumento da resistência através do endurecimento por solução sólida [4].

Existem várias formas de se aplicar revestimentos com ligas resistentes à corrosão (CRA) as quais se destacam a técnica por explosão, por laminação à quente e por processos de soldagem [5]. Dentre os processos de soldagem, os dois processos mais produtivos para revestir grandes componentes são os processos a arco submerso (SAW) e eletroescória (ESW), ambos utilizando eletrodo do tipo fita. Embora o processo a arco submerso seja mais utilizado, o processo de soldagem por eletroescória oferece maior produtividade e menores taxas de diluição. Além destas caracteriticas, este processo também apresenta como atrativo sua elevada velocidade de soldagem, baixa penetração, alta qualidade de deposição e a possibilidade de se realizar o revestimento com uma única camada, o que torna o processo ESW uma excelente opção técnica na fabricação de vasos de pressão para trabalhar em meios corrosivos [5].

Entretanto, a deposição de revestimentos, no qual ocorre a fusão e solidificação de um volume de material composto por dois materiais distintos em termos de composição química, microestrutura, propriedades físicas e mecânicas, que se denomina soldagem dissimilar, pode acarretar na formação de zonas descontínuas, frágeis e de elevada dureza ao longo da linha de fusão adjacente ao metal de solda. A formação destas regiões pode tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pite, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga [6].

Na soldagem dissimilar, a resistência à corrosão pode ser afetada pela segregação, durante o processo de solidificação, de elementos como o Cr e o Mo [7]. Outra ocorrência, que afeta a resistência à corrosão é o aumento do teor de Fe no metal de solda a valores acima do recomendado, o que diminui a participação de elementos como o Ni, Cr e Mo [7]. Um teor máximo de 5% de Fe próximo à superfície dos revestimentos tem sido considerado desejável, a fim de garantir um bom desempenho à corrosão [4, 5, 8].

Quanto às propriedades mecânicas, a exposição prolongada a elevadas temperaturas poderá resultar na formação de carbonetos e fases intermetálicas indesejáveis [7].

De forma a maximizar a produtividade e reduzir custos, a possibilidade de realizar revestimentos com boa qualidade em uma única camada e com teores de Fe inferiores a 5% é desejável. No entanto, podem existir situações onde a operação de soldagem possa envolver passes adicionais, como por exemplo, em situações de reparo [9]. Desta forma, este trabalho tem por objetivo avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos de liga 625 depositados sobre o aço ASTM A516 Gr

70 pelo processo de soldagem por eletroescória (ESW), com execução de 1 e 2 camadas. Para tal, amostras referentes às regiões contendo uma camada, duas camadas e na região do interpasse foram analisadas na condição de como soldado (CS) e após serem submetidas a tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) a 620ºC por 10 horas, a partir da realização de análise química, ensaio de microdureza Vickers, microscopia ótica (MO), eletrônica de varredura (MEV), eletrônica de transmissão (MET) e termodinâmica computacional.

Capítulo I – Revisão Bibliográfica

I.1. Processo de Soldagem por Eletroescória

I.1.1. Princípios de Operação

A soldagem por eletroescória (Electroslag Welding, ESW) consiste em um processo de soldagem por fusão, onde o aquecimento é gerado pela resistência a passagem de corrente elétrica através da escória fundida, originando, por efeito Joule, o calor necessário para a fusão do eletrodo, bem como do metal de base [10].

A escória, formada pelo fluxo fundido, atua na proteção da região soldada e da poça de fusão contra a contaminação atmosférica. Com o auxílio de sapatas, geralmente de cobre e resfriadas a água, esta escória fica contida entre as superfícies da junta e se desloca ao longo da seção transversal à medida que a soldagem avança [5]. A Figura I. 1 ilustra, esquematicamente, o arranjo de equipamento e peças para a soldagem por ESW [10].

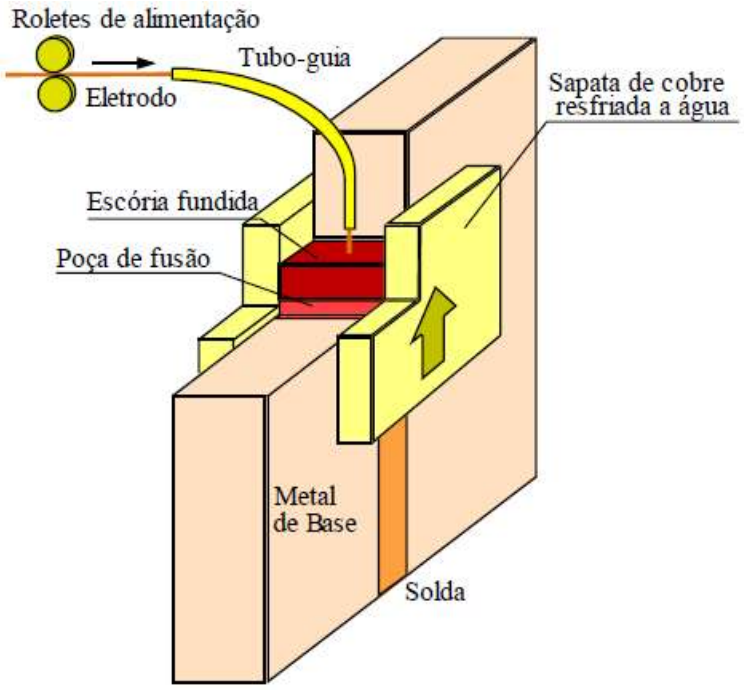


Figura I. 1. Esquema do processo de soldagem ESW [10].

Antes do processo ser iniciado, uma quantidade de fluxo é depositada sobre o chanfro e então é realizada a abertura do arco entre o consumível e a base da junta.

Com a ignição do arco, o restante do fluxo é adicionado até que se funde e forme a escória. O arco em seguida é extinto pela escória condutora que se mantem fundida pela sua resistência à passagem de corrente elétrica entre o eletrodo e as peças. A extensão da junta determinará se pode ser necessária a adição de mais fluxo durante a operação, para que a profundidade do banho de escória seja mantida estável [11,12].

O aquecimento, proveniente da condutividade da escória contida no espaço entre as superfícies da junta e as sapatas de resfriamento, funde o metal adicionado e as peças a serem unidas. A solda deve ser finalizada acima do nível superior da junta, pois normalmente não se conhece com exatidão a extensão da poça de fusão, além da grande massa de metal líquido apresentar expressiva contração ao se solidificar, podendo ocorrer falta de material [11].

O elevado aporte térmico e o longo ciclo térmico inerente a este processo produzem uma extensa zona termicamente afetada (ZTA). Como consequência, o metal de base adjacente está sujeito a uma estrutura de granulação grosseira e perda na resistência à fratura. É possível melhorar as propriedades realizando tratamento térmico de normalização após a soldagem, para o refino da estrutura. No entanto, geralmente é impraticável devido ao grande tamanho das estruturas fabricadas pelo ESW [13].

Uma avaliação da distribuição térmica durante a soldagem ESW, mostra que o metal de base absorve cerca de 60% do calor gerado, a fusão do eletrodo consome em torno de 25% e cerca de 10% do calor é utilizado para superaquecer o metal fundido. A quantidade de calor removido pelas sapatas depende da espessura da peça a ser soldada e das condições de soldagem [5].

O processo ESW apresenta duas variações: o método convencional, que pode ser executado com um ou vários eletrodos, os quais são conduzidos por um tubo-guia não consumível, e o método com guia consumível, no qual o eletrodo é conduzido por um tubo guia, cujo comprimento é igual ao da junta, que se funde durante o processo [10].

Os consumíveis utilizados neste processo são os eletrodos, os fluxos e, no método de guia consumível, os tubos-guia, que geralmente são feitos de aço compatível com o metal de base. Os eletrodos podem ser tubulares, arames sólidos ou fitas, com diâmetros entre 1,6 e 4,0 mm. Os fluxos são do tipo fundido e possuem como principal função produzir a escória. Podem ainda, refinar o metal de solda e adicionar elementos de liga. Em alguns casos, fluxos aglomerados de partida, com condutividade elevada, podem ser utilizados para iniciar o processo e formar a poça de fusão. Em seguida, um fluxo contínuo de resistividade elevada é adicionado, a fim de gerar calor para fundir o

metal de adição. Normalmente, os fluxos são constituídos de óxidos complexos de Si, Mn, Ti, Ca, Mg, Al e fluorita e devem apresentar ponto de fusão inferior ao do metal de base [10].

As fontes de potência utilizadas são tipicamente do tipo transformador-retificador de tensão constante e capacidade nominal de 750 a 2000 A. O ciclo de trabalho é de 100% e a tensão mínima em vazio deve ser 60V. Algumas aplicações podem utilizar fontes de corrente alternada [10].

I.1. 2. Características do processo

Dentre as principais características, o processo ESW apresenta [10-12]:

- Em relação aos processos de soldagem a arco exibe alta taxa de deposição, economia de energia e tempo. Além de alta produtividade decorrente da possibilidade de se soldar em um único passe.
- Preparação da junta relativamente simples.
- Podem ser empregados vários eletrodos operando simultaneamente, bem como a oscilação dos mesmos, o que produz maior taxa de deposição em relação aos processos de soldagem convencional.
- O consumo de fluxo é relativamente baixo.
- Capacidade de soldar materiais muito espessos em um único passe, com isso não há limpeza entre os passes.
- Descontinuidades de soldagem, como inclusões de escória e porosidade, são praticamente inexistentes.
- Apesar da sua limitação à posição de soldagem vertical, possibilita produzir a união de peças estruturais, revestimentos e de recuperação.
- A corrente de soldagem utilizada pode ser: Corrente Contínua (CC) ou Corrente Alternada (CA).
- O preaquecimento não é normalmente necessário, mesmo em materiais de alta temperabilidade.
- O ciclo de trabalho é praticamente 100%.
- Mínima distorção angular.
- A soldagem é relativamente fácil e requer pouco treinamento do operador, devido a simplicidade de controle do processo.
- Geralmente, a limpeza necessária após a conclusão da solda é reduzida.

- A ausência de arco elétrico dispensa o uso de filtros nos óculos de proteção.
- Taxa de resfriamento lenta, o que promove a segregação de elementos que provocam trincas a quente no centro da solda, estrutura grosseira no metal de solda e na ZTA, que torna essa região mais susceptível a fratura frágil.
- Menor taxa de diluição, quando comparado a outros processos de soldagem, inclusive o arco submerso.

I. 1. 3. Aplicações

A alta taxa de deposição, o baixo percentual de defeitos e o fato de ser um processo automático, torna o processo de soldagem ESW altamente desejável. Provavelmente, a principal aplicação desse processo é na união de componentes estruturais como soldagem de flanges, enrijecedores em coluna, união de chapas e peças forjadas ou fundidas de grande porte. Para seções espessas, o processo proporciona baixo custo se a soldagem atender aos requisitos de projeto e condições de serviço [10, 12].

Este processo também é utilizado na fabricação de vasos de pressão em todas as formas e tamanhos, com espessuras menores que 13 mm e maiores que 400 mm. A soldagem dos aços utilizados na construção de vasos de pressão deve passar por tratamento térmico, quando necessário, pois o elevado aporte térmico produz uma ZTA com características mecânicas não adequadas [12].

Os materiais frequentemente utilizados por este processo são: aços carbono e de baixa liga, aços estruturais, aços inoxidáveis, ligas à base de Ni e alumínio. O processo de refino ou refusão por eletroescória tem sido utilizado na união de tubos espessos entre aço baixa liga cromo-molibdênio e aços austeníticos para tubulações de vapor [10].

Uma outra aplicação desse processo, decorrente da sua alta economia, é o revestimento de chapas com grandes espessuras, principalmente, quando estas são maiores que 25 mm. Para áreas de grande cobertura, a soldagem ESW utiliza fitas, em função da maior produtividade, ao invés de eletrodos. Cuidados com o controle do aporte térmico devem ser tomados quando for necessário mais de uma camada na realização do revestimento, pois o reaquecimento da camada anterior pode produzir trincas devido a fusão das regiões interdentríticas [5].

O processo ESW utilizando fitas como consumível pode ser considerado uma versão modificada do método do processo de soldagem a arco submerso (SAW) e se estabeleceu como um processo confiável devido à sua alta taxa de deposição. A utilização de eletrodo do tipo fita também permite ao processo ESW uma baixa diluição do metal de base devido a uma menor penetração, maior velocidade de soldagem (50% - 200% mais elevada), resultando em uma maior área de cobertura por unidade de tempo (m²/h), e depósitos podem ser conseguidos com a aplicação de uma única camada [14].

A Tabela I. 1 apresenta uma comparação básica entre os processos de soldagem de revestimento ESW e SAW utilizando como consumível o eletrodo do tipo fita [14].

Tabela I. 1. Comparação entre os processos ESW e SAW [14].

ESW	SAW
A energia necessária para fundir a fita, o metal de base e o fluxo é produzido pelo efeito Joule.	A energia necessária para fundir a fita e o metal de base é fornecido por arco elétrico.
O fluxo é alimentado apenas por um lado	O fluxo é alimentado por ambos os lados.
Maior taxa de deposição	Menor taxa de deposição
A diluição é reduzida em 50%	A diluição é baixa, mas em relação ao processo ESW é alta.
Baixo nível de penetração	Baixo nível de penetração
A largura da fita utilizada pode variar de 30 a 120 mm.	A largura da fita utilizada pode variar de 30 a 90 mm.
Baixo consumo de fluxo	Alto consumo de fluxo

A Figura I. 2 apresenta um diagrama esquemático dos processos ESW e SAW utilizando eletrodo do tipo fita.

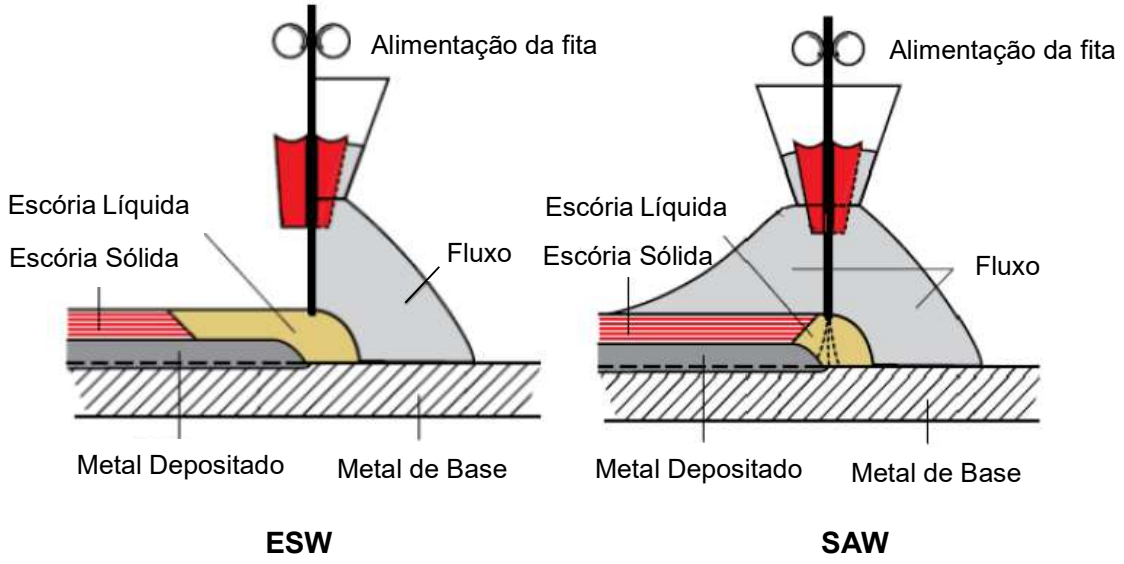


Figura I. 2. Desenho esquemático dos processos ESW e SAW com fitas [5].

I. 2 . Ligas de Níquel

As ligas à base de Ni surgiram há aproximadamente 75 anos, com o objetivo de atender ao desenvolvimento de turbinas a gás, particularmente aquelas utilizadas para a propulsão a jato. Estas ligas constituem uma importante classe dentro dos materiais de engenharia, sendo utilizadas principalmente por sua elevada resistência à corrosão, em diversos meios agressivos, e capacidade de manter boa resistência mecânica ao longo de uma ampla faixa de temperaturas, desde temperaturas criogênicas a temperaturas tão elevadas como 1200ºC. Em função de suas características, as ligas de Ni passaram a ser utilizadas em diversificadas aplicações, como em usinas que trabalham em temperaturas supercríticas (nucleares e termoelétricas), motores a diesel e até mesmo em células de combustível [15, 16].

O Ni é capaz de dissolver relevante quantidade de elementos de liga, permitindo inúmeras possibilidades para o desenvolvimento de novas ligas com características e aplicações específicas. A adição de Cr, Mo e W são exemplos de elementos de liga que promovem o aumento na resistência à corrosão e favorece a utilização das ligas de níquel em uma ampla faixa de aplicações que requeiram proteção a várias formas de degradação, como corrosão aquosa, oxidação e sulfidação. Melhorias na resistência à fluência podem ser alcançadas pela adição de Ti e Al, sendo estas ligas utilizadas em

aplicações que exigem uma combinação de resistência a alta temperatura e resistência à corrosão [17].

A adição de Cr (e/ou Al) no Ni proporciona excelente resistencia à corrosão resultante da formação de uma camada de óxido superficial protetora Cr_2O_3 (ou Al_2O_3), o que permite o uso das ligas à base de Ni em uma ampla variedade de aplicações que erequeiram que requeiram proteção a várias formas de degradação, como corrosão aquosa, oxidação e sulfidação. Melhorias na resistência à fluência podem ser alcançadas pela adição de Ti e Al, através da precipitação da fase ordenada γ'-Ni_3(Ti, Al), ampliando a utilização destas ligas a aplicações que exigem uma combinação de resistência a alta temperatura e resistência à corrosão [17].

Sob o ponto de vista de aplicação, existem dois grandes grupos de ligas de níquel: as ligas de níquel aplicadas em altas temperaturas e resistentes à corrosão a seco, e as aplicadas em baixas temperaturas, para resistência à corrosão aquosa. A maioria das ligas de níquel possui uso bem definido em alta ou baixa temperatura. Entretanto, algumas delas podem ser usadas em ambas aplicações, como a liga 625 [18, 19].

As ligas de Ni utilizadas em altas temperaturas são comumente definidas como ligas resistentes ao calor ou ligas para altas temperaturas. Enquanto que as utilizadas em baixas temperaturas, para resistência à corrosão aquosa, são conhecidas como resistentes à corrosão. A maioria destas ligas possui uso bem definido em alta ou baixa temperatura. Entretanto, algumas delas podem ser usadas em ambas aplicações, como a liga 625 [20].

As ligas de Ni possuem uma matriz austenítica (γ) com estrutura cristalina CFC, a qual pode ter sua resistência aumentada por mecanismos de endurecimento, que podem ser por solução sólida, precipitação de carbonetos ou fases intermetálicas e endurecimento por dispersão [20].

O endurecimento por solução sólida é baseado na adição de átomos de soluto que atuam deformando a rede cristalina em tração, quando os átomos são menores, ou em compressão, quando os átomos são maiores que os do solvente. O campo de deformação gerado restringe o deslizamento das discordâncias e, consequentemente, promove o aumento da resistência da liga. Esse mecanismo de endurecimento é principalmente reforçado pela adição dos elementos de liga Cr, Fe, Mo, W e Cu [20]. Elementos como o Mo e W são preferíveis em aplicações a altas temperaturas, em virtude do maior efeito endurecedor e também por apresentarem baixos coeficientes de difusão [21]. A fim de se obter um útil reforço por solução sólida, um elemento de liga

deve satisfazer as seguintes condições: ampla faixa de solubilidade na matriz, elevado ponto de fusão e diferença de tamanho atômico em relação à matriz. A diferença de diâmetro, a partir do átomo de níquel, pode variar em mais de 1% para o Co e mais de 13% para W [22].

No endurecimento por precipitação de carbonetos, os elementos ligantes ao níquel reagem com o carbono presente para formar carbonetos, sendo estes prejudiciais ou favoráveis para as propriedades da liga [23].

Os carbonetos regularmente encontrados, conforme mostrado na Tabela I. 2, são os do tipo MC, $M_{23}C_6$, M_6C e M_7C_3, onde M representa o elemento metálico formador de carbonetos, tais como nióbio, molibdênio, silício, cromo, tungstênio, por exemplo, e o C equivale ao carbono [15, 24].

Tabela I. 2. Principais carbonetos encontrados nas ligas de níquel [24].

Fase	Estrutura	Fórmula
MC	CFC	(Ti, Ta, Nb, Hf, Th, Zi)C
M_6C	CCC	$Fe_3(Mo, W, Nb)_3C$, Fe_4W_2C, Nb_3Co_3C, Ta_3Co_3C
M_7C_3	Hexagonal	Cr_7C_3
$M_{23}C_6$	CCC	$(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$

O carboneto do tipo MC é formado através de reação eutética com a matriz do Ni, comumente no final da solidificação. A formação desse carboneto é ocasionada pela forte tendência do carbono segregar para o líquido durante a solidificação. Como resultado, os carbonetos do tipo MC encontram-se dispostos de forma heterogênea dentro da matriz do níquel. Algumas ligas de Ni podem ter sua ductilidade reduzida caso ocorra a formação do carboneto MC ao longo dos contornos de grão [5, 20].

O carboneto M_6C forma-se na faixa de temperatura entre 815ºC e 980°C quando o teor de W e Mo é superior a 6%-8% em peso, e substituem o Cr em outros carbonetos. Como são mais estáveis em temperaturas mais altas que os carbonetos $M_{23}C_6$, são mais efetivos como precipitados nos contornos granulares permitindo melhor controle do tamanho de grão no processamento das ligas. Como resultado, a quantidade, dimensão

e distribuição do M_6C possui influência importante no controle da ductilidade e ruptura da liga [5, 25].

O carboneto M_7C_3, de estrutura cristalina hexagonal, é rico em Cr, e apresentam-se na forma de placas com aspecto irregular. Quando a liga 625 é exposta a altas temperaturas, este carboneto pode precipitar em grande quantidade e de forma contínua nos contornos de grãos fragilizando a liga [24, 26].

O carboneto $M_{23}C_6$ é encontrado em abundância nas superligas que apresentam elevados teores de Cr. A precipitação deste tipo de carboneto ocorre com maior frequência nos contornos de grão, quando exposto a temperaturas da ordem de 760 a 980ºC, tanto pela decomposição dos carbonetos MC e M_7C_3 como através da difusão do carbono residual existente na matriz da liga [23, 26]. Quando há precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, o elemento M, na maioria das vezes, é o Cr. Sob forma de $Cr_{23}C_6$ e com morfologia variando entre globular, placas/plaquetas, lamelar, celular e na forma de filmes, este tipo de carboneto tem efeito deletério, pois remove significativa quantidade de átomos de Cr da matriz, tornando a liga localmente susceptível à corrosão intergranular e corrosão sob-tensão. Além disso, esses carbonetos tendem a precipitar-se nos contornos de grão, atuando de forma a prejudicar a resistência à tração, ductilidade e vida em fluência das ligas onde está presente [27].

O carboneto MC durante tratamento térmico ou em serviço se decompõe e libera carbono para várias reações importantes. A principal reação de formação de carboneto em algumas ligas de Ni é em função da formação do $M_{23}C_6$ apresentada a seguir [20]:

$$MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma' \text{ ou (Ti, Mo) C + (Ni, Cr, Al, Ti)} \rightarrow Cr_{21}Mo_2C_6 + Ni_3(Al, Ti)$$

Equação I.1 [20]

O carboneto M_6C forma-se de maneira similar ao $M_{23}C_6$ e também pode interagir com a matriz para formar o carboneto $M_{23}C_6$:

$$MC + \gamma \rightarrow M_6C + \gamma' \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma''$$ Equação I. 2 [20]

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

$$M_6C + M' \rightarrow M_{23}C_6 + M'' \text{ ou } Mo_3(Ni, Co)_3C + Cr \rightarrow Cr_{21}Mo_2C_6 \leftrightarrow (Ni, Co, Mo)$$

Equação I. 3 [20]

Além da formação e precipitação de carbonetos, também pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas como γ' e γ'', as quais desempenham funções importantes nas propriedades das ligas de Ni. Uma ilustração dos principais carbonetos e diferentes tipos de morfologia do precipitado γ' que podem ser encontrados nas ligas à base de níquel é ilustrado na Figura I. 3 [28].

O mecanismo de endurecimento por precipitação de fases intermetálicas é reforçado pela adição de titânio, alumínio e/ou nióbio que formam precipitados após tratamento térmico adequado, originando uma nova fase. As fases mais comuns são as do tipo γ' [Ni_3(Ti,Al)] e γ'' (Ni_3Nb). Sob a maioria das condições, estas fases são coerentes com a matriz austenítica, contribuindo para o aumento da resistência da liga por dificultarem o movimento das discordâncias. As ligas de Ni endurecidas por esse mecanismo podem alcançar limite de escoamento da ordem de 1035 MPa [19, 20].

A fase γ', tipicamente identificada em ligas à base de níquel como Ni_3 (Al, Ti), é uma fase intermetálica de estrutura cristalina CFC, tipo A_3B que promove aumento na resistência por criar contorno de antifase. Uma vez que a estrutura do precipitado γ' e da matriz γ são ambas CFC e o desarranjo entre essas fases é somente cerca de 0,1%, a energia interfacial é baixa e a estabilidade do precipitado γ' aumenta com o tempo [29].

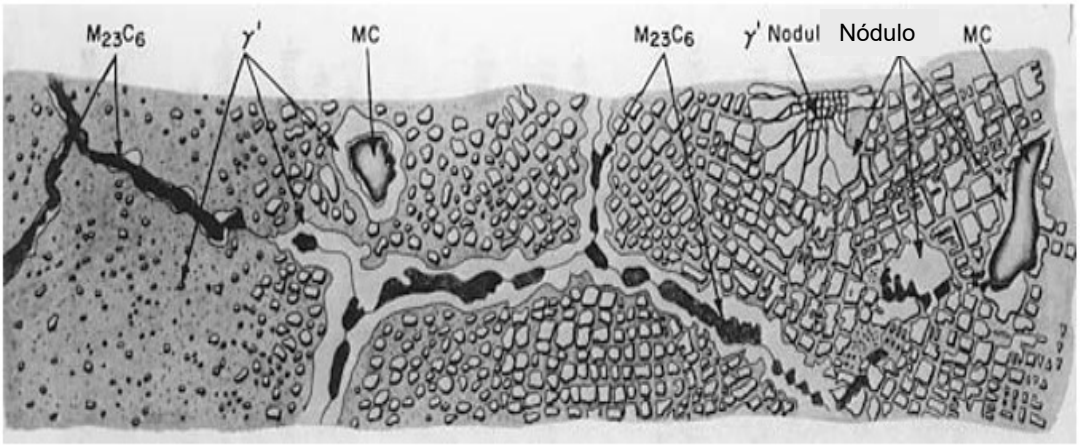


Figura I. 3. Esquema ilustrativo da microestrutura observada em algumas ligas a base de Ni [28].

A fração da fase γ' promove aumento na resistência com o aumento da temperatura até cerca de 800º C, porém existe um limite para este comportamento. A Figura I. 4 mostra a relação entre a fração volumétrica da fase γ' e o tempo de ruptura em fluência [30].

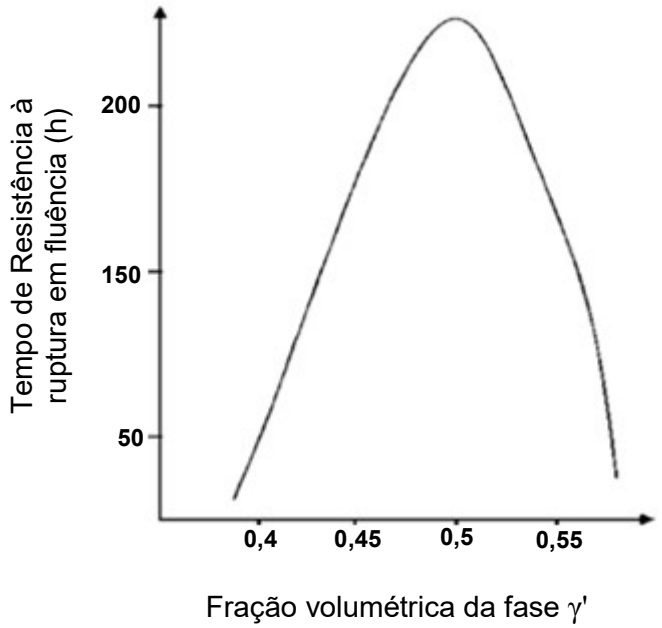


Figura I. 4. Relação entre propriedade mecânica e fração da fase γ'. Adaptado de [30].

A morfologia da fase γ' é determinada pelo desajuste entre as fases γ/γ'. Se o desajuste for pequeno, cerca de 0,05%, a fase γ' será esférica. Um aumento deste desajuste leva a formação de γ' na forma de cubos e acima de 1,25% esta fase assume o formato de placas semicoerentes. A Figura I. 5 exibe exemplos da fase γ' encontradas em à base de níquel [31].

A fase γ'', metaestável, também forma precipitado do tipo coerente, mas possui estrutura do tipo TCC e composição Ni_3Nb, sendo encontrada em ligas a base de Fe-Ni contendo Nb. Esta fase se apresenta em forma de disco e precipita com uma orientação bem definida em relação a matriz austenítica, cujo endurecimento é obtido pela deformação coerente produzida pelo baixo grau de desarranjo do reticulado γ/γ'' [5].

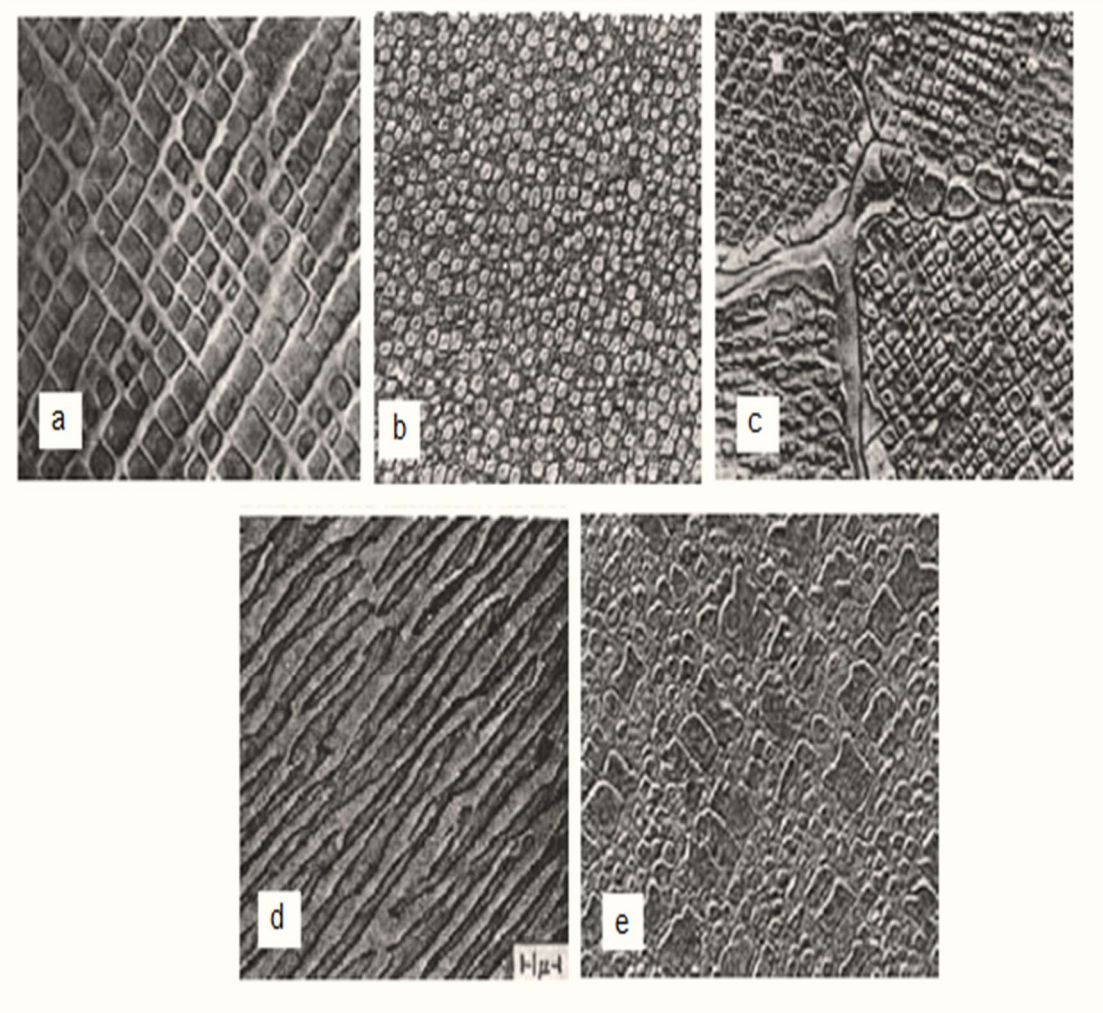


Figura I. 5. Fase γ' em ligas à base de Ni: (a) fase γ' cúbica (liga IN-100) 13625X; (b) fase γ' esférica (liga U-500) 5450X; (c) fase γ' cúbica e trigonal (liga NASAII) 2725X; (d) fase γ' alongada (liga 713C); (e) fase γ' fina, média e grossa (liga IN-738) 5450X [28].

I.2.1 Fases indesejáveis nas ligas de Níquel

As ligas de níquel possuem uma fase matriz austenítica (γ) e apresentam fases secundárias que atuam no controle das propriedades mecânicas. As fases secundárias podem ser carbonetos (MC, $M_{23}C_6$, M_6C e M_7C_3), fases endurecedoras (fase γ'(Ni_3(Al, Ti)) e fase γ''(Ni_3Nb)) e fases indesejáveis. Entre estas estão a fase delta, fase eta, fase P e as fases de arranjo topologicamente fechados (TCP), que contêm concentrações significativas de Cr, Mo e Fe [16, 32].

Dentre as fases TCP, as mais encontradas são a Sigma (σ), Mu (μ) e Laves. Estas fases se apresentam na forma de placas finas, ocorrendo durante tratamento térmico e/ou condições de operação. A Figura I. 6, mostra o aumento da fração das fases TCP conforme o aumento do tempo de tratamento térmico para uma superliga à base de Ni [33].

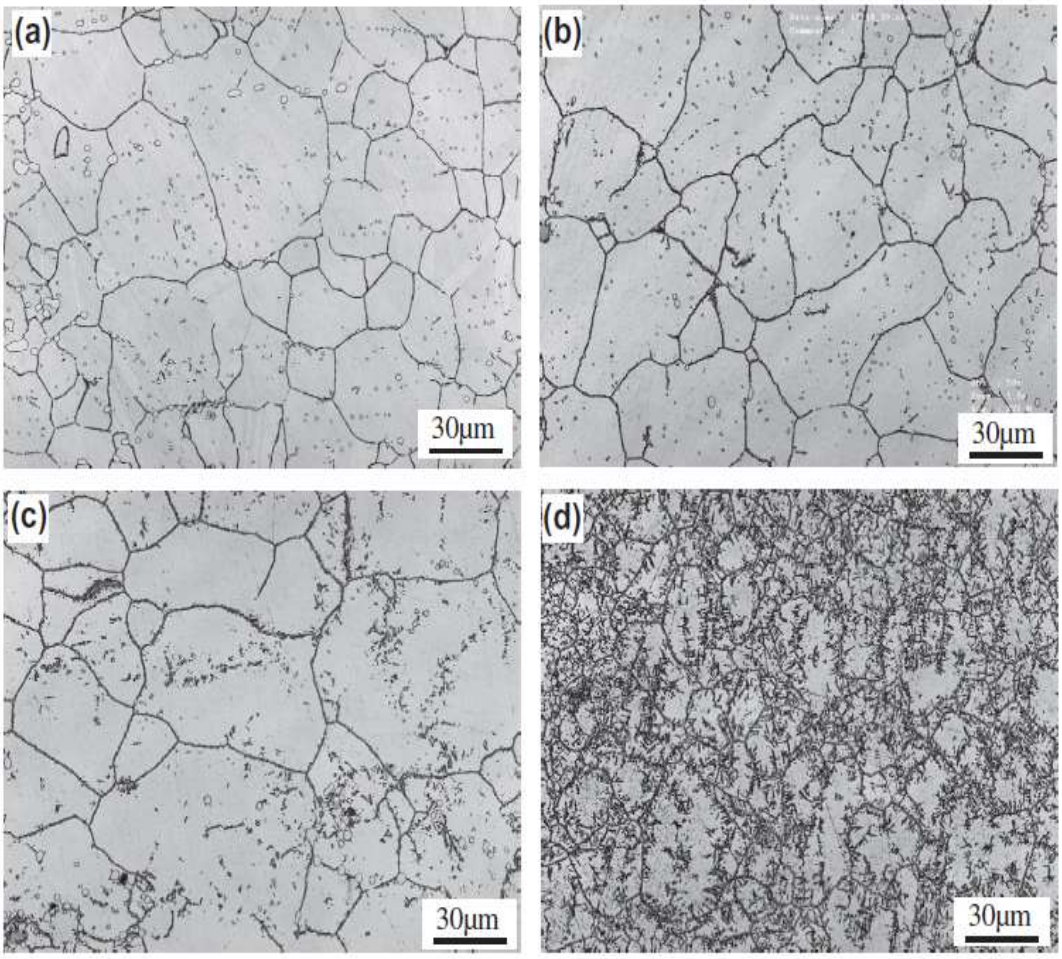


Figura I. 6. Evolução de fases TCP em uma liga a base de Ni submetida a tratamento térmico a 700ºC. (a) microestrutura padrão composta de grãos equiaxes (b) após 500h, (c) após 1000 h e (d) após 1500 h [33].

- **Fase Delta (δ)**

A fase delta é formada a partir da fase metaestável γ'', com a mesma composição química (Ni_3Nb), porém com estrutura cristalina ortorrômbica. A fase δ geralmente é indesejável por ser incoerente com a matriz γ e, portanto, ocasiona pouco endurecimento. Além disso, sua formação pode levar à fragilização associada a uma

perda de ductilidade [19]. A morfologia dos precipitados pode variar entre placas, bastonetes e acicular [34]. A Figura I. 7 mostra as fases γ'' e δ em uma liga à base de Ni quando submetida a tratamento térmico em 815ºC por 100 horas. Os precipitados menores constituem a fase γ'', enquanto que os com morfologia agulhada representam a fase δ [19].

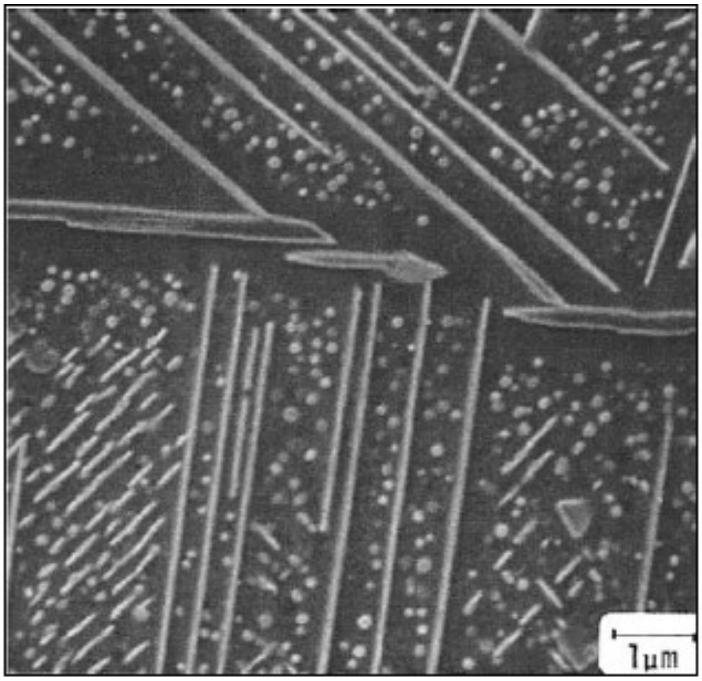


Figura I. 7. Micrografia eletrônica de varredura da liga 718 exibindo a precipitação das fases γ'' e δ, após envelhecimento a 815ºC por 100h [19].

A fase δ é encontrada mais frequentemente em ligas endurecidas por precipitação de fases, como a liga INCONEL 718. No entanto, Shankar *et al.* [35] evidencia que é possível a formação desta fase em ligas endurecidas por solução sólida, como a liga 625, onde a exposição desta liga a processos de envelhecimento a 650ºC por 10 h e 500h promove a precipitação das fases γ'' e δ, respectivamente.

- **Fase Eta (η)**

A fase η possui estrutura cristalina HC e forma precipitados tanto com morfologia celular ou em placas intragranulares com aspecto semelhante a estrutura de Widmanstätten. O precipitado celular nucleia nos contornos de grãos e pode ter efeito danoso na ductilidade liga. A precipitação em placas de Widmanstätten não afeta a

ductilidade, mas reduz a resistência da liga [24]. A formação dessa fase pode ser evitada por meio de tratamento térmico, aquecendo a liga acima da temperatura solvus da fase η (915ºC), e ao utilizar esta liga em temperaturas abaixo da temperatura de transformação γ' → η [36]. A Figura I. 8 mostra a fase η precipitada na forma de agulhas após tratamento térmico a 1060ºC por 4h [19].

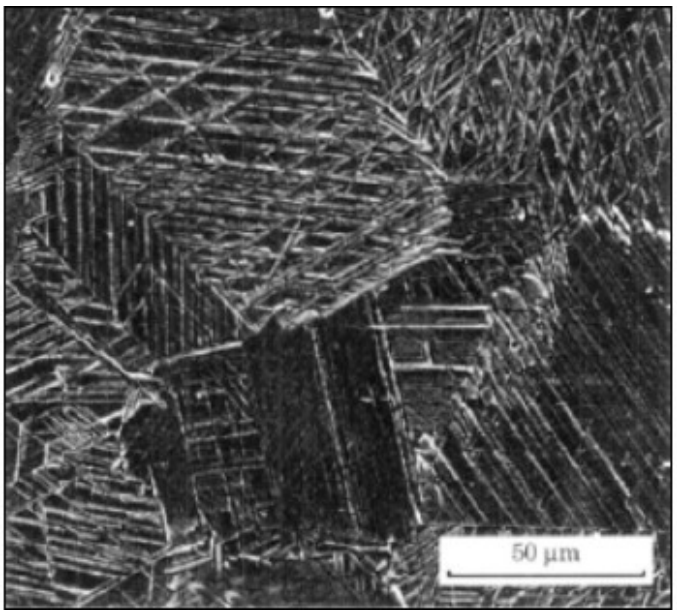


Figura I. 8. Morfologia agulhada da fase η em uma liga Ni-Co-Cr [19].

- **Fase P**

A fase P é tipicamente encontrada em ligas Ni-Cr-Mo e apresenta estrutura cristalina ortorrômbica, com morfologia bastante variável, desde partículas agulhadas (Widmanstätten), estrutura na forma de blocos e morfologia celular. Esta fase apresenta altos teores de W, Co, Mo, Cr e Ni e sua composição química é bastante semelhante à da fase σ. Em função da sua semelhança com a fase σ, a fase P ocasiona problemas semelhantes à liga, devido ao empobrecimento localizado de Mo e W, prejudicando as propriedades de resistência a corrosão [37]. A Figura I. 9 mostra a fase P, com morfologia eutética, na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo [20].

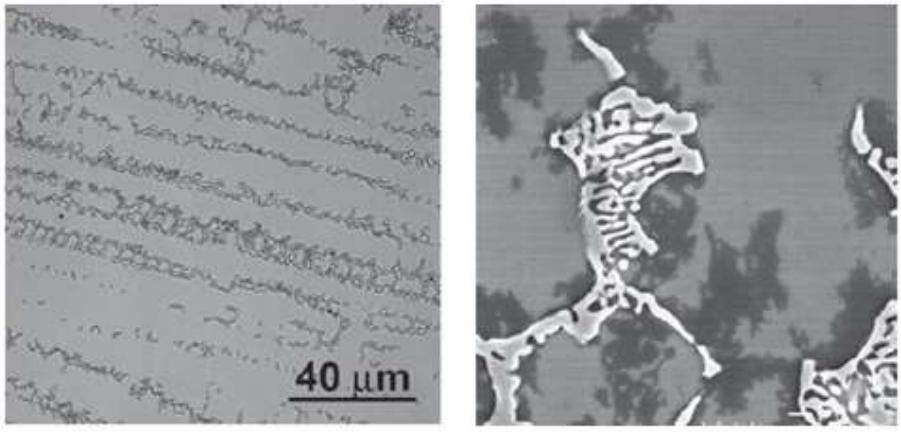


Figura I. 9. Fase P na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo [20].

- **Fase Sigma (σ)**

A fase σ forma-se durante a exposição da liga em temperaturas baixas, como resultado do decréscimo da solubilidade dos elementos ferro e cromo na matriz γ. Esta fase pode se precipitar tanto a partir da ferrita como diretamente da austenita, na faixa de temperatura entre 650 e 870ºC. O seu efeito é nocivo tanto para a resistência à corrosão como para as propriedades mecânicas da liga. A ocorrência dessa fase provoca o amolecimento da liga de níquel levando à ruptura em altas temperaturas [19, 36]. A Figura I. 10 mostra a formação da fase σ em uma liga de Ni após tratamento térmico a 750ºC por 5000h [16].

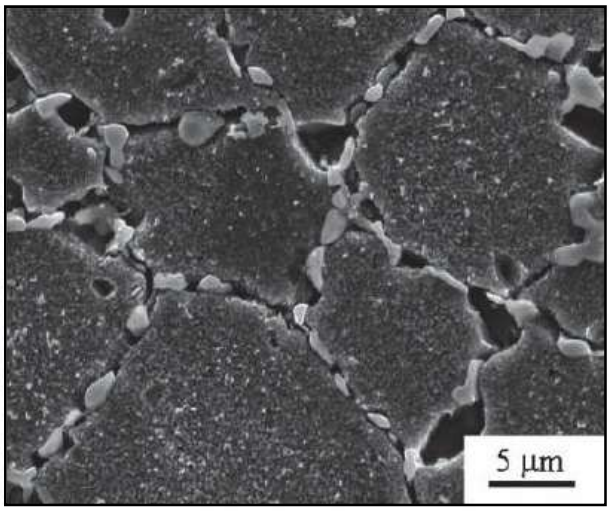


Figura I. 10. Micrografia eletrônica de varredura da superliga RR1000 mostrando a precipitação da fase σ nos contornos de grãos, após um tratamento térmico de 5000 h a 750ºC [16].

- **Fase Mu (μ)**

Esta fase apresenta estrutura romboédrica e estrutura do tipo W_6Fe_7, sendo composta principalmente por elementos refratários como Nb, Ta, Mo e W. A fase μ precipita-se de forma grosseira e irregular na forma de placas de Widmanstätten. A presença desta fase provoca a diminuição localizada de elementos como o Co, Mo, Cr e Ni, o que prejudica a resistência mecânica e a resistência a corrosão da liga [37]. A Figura I. 11 mostra a presença da fase μ na liga RR2071 após tratamento térmico de recozimento a 900ºC por 500h [31].

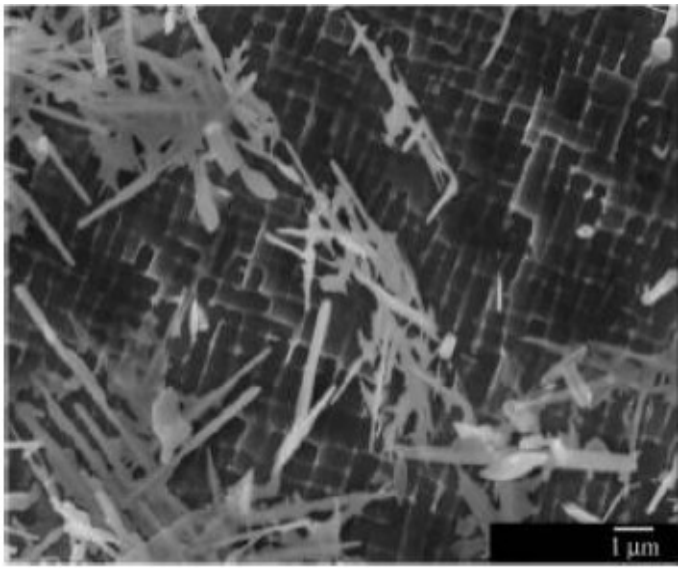


Figura I. 11. Fase μ na liga RR2071 após recozimento a 900ºC por 500h [31].

- **Fase Laves**

A fase laves é um composto intermetálico do tipo A_2B (A: representa Ni, Cr, Fe; B: representa Nb, Mo, Ti) com estrutura cristalina que pode variar entre cúbica, hexagonal e dihexagonal. Esta fase apresenta boa resistência mecânica à elevadas temperaturas, no entanto torna-se frágil em temperatura ambiente. Embora possua melhor resistência mecânica em temperaturas mais altas, a fase Laves possui ponto de fusão menor do que o de algumas ligas de Ni nas quais sua presença tem sido reportada. Este fato a torna crítica para a formação de trincas de solidificação e liquação [38]. A Figura I. 12 exibe os constituintes NbC e Laves na zona de fusão de uma liga de níquel contendo Nb [19].

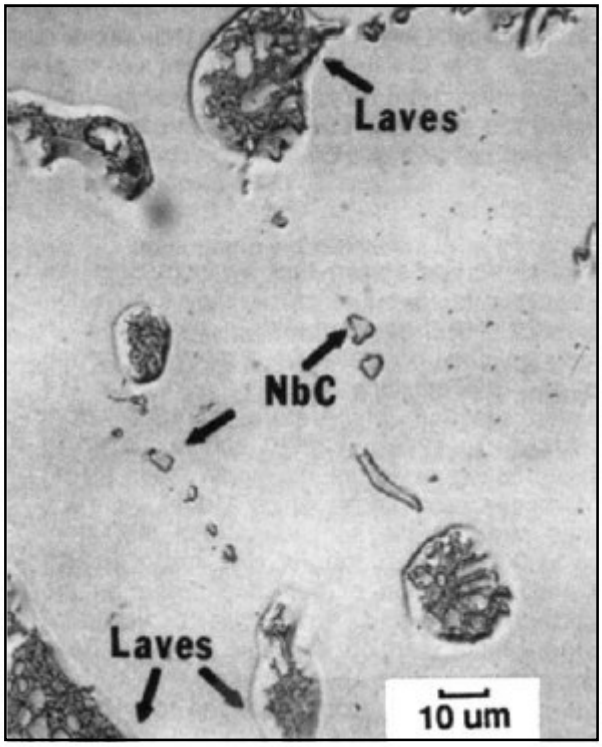


Figura I. 12. Constituintes NbC e Laves na zona de fusão de uma liga de níquel contendo Nb [19].

I. 3. A liga de Níquel 625

A liga 625 é uma liga à base de Ni-Cr-Mo desenvolvida há cerca de 65 anos para atender a necessidade de materiais de alta resistência mecânica destinados a operações em altas temperaturas. Essa liga possui uma combinação de alta resistência à fluência, resistência à tração, resistência à oxidação, excelente soldabilidade e excelente resistência à corrosão em vários ambientes agressivos tanto sob condições oxidantes como também redutoras, sendo especialmente resistente a corrosão por pite e alveolar. Devido a sua grande versatilidade, esta liga passou a ser empregada em diversos setores da indústria [39].

Na indústria química, o principal motivo para a aplicação da liga 625 é a sua utilização em uma extensa faixa de temperatura e pressão. A combinação de elevada resistência à corrosão e mecânica oferecida pela liga 625 permite sua aplicação na construção de tubos com paredes mais finas, vasos de pressão, trocadores de calor, tubulações de transporte e válvulas, entre outras [40].

As propriedades de alta resistência à tração, fluência, ruptura, fadiga, oxidação e excelente soldabilidade e brasagem, tornam a liga 625 interessante para o campo

aeroespacial. A sua utilização ocorre em aplicações como: sistemas de exaustão de aeronaves, sistemas de propulsores e reversores, soldagem de estruturas resistentes em formato de favos, anéis de vedação e selos de turbina, palhetas de compressor, revestimento do sistema de combustão, dentre outros [40].

Outra característica desta liga é a sua flexibilidade de fabricação, o que a torna uma escolha atraente para revestimentos superficiais de componentes de equipamentos sujeitos à corrosão em meio aquoso salino, como é o caso dos componentes para extração de petróleo *offshore*. A temperatura de trabalho varia desde temperaturas criogênicas até 982ºC [22].

A composição química nominal da liga 625 é exibida na Tabela I. 3, conforme especificações do fabricante [39]. A presença dos elementos Cr e Ni conferem a liga sua alta resistência à corrosão. O elevado teor de níquel também reduz a possibilidade de fratura devido a íons de cloro. O molibdênio atribui maior resistência contra a corrosão em frestas e por pites [22].

Tabela I. 3. Composição química da liga 625 [40].

Elemento	% em peso
Ni	58,0 min
Cr	20,0 a 23,0
Fe	5,0 máx.
Mo	8,0 – 10,0
Nb +Ta	3,15 a 4,15
C	0,10 máx.
Mn	0,50 máx.
Si	0,50 máx.
P	0,015 máx.
S	0,015 máx.
Al	0,40 máx.
Ti	0,40 máx.
Co	1,0 máx.

As elevadas propriedades mecânicas da liga de Ni 625 dependem do efeito de endurecimento por solução sólida dos metais refratários, tais como o molibdênio e o

nióbio na matriz γ. O endurecimento da liga é ocasionado principalmente pela precipitação da fase metaestável γ''(Ni_3Nb) depois de recozimento durante longos períodos na faixa de temperatura entre 550ºC e 850ºC. A liga pode conter carbonetos do tipo MC e M_6C, que são inerentes a este tipo de liga. Além disso, carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ podem se precipitar quando a liga é exposta a temperaturas mais baixas [40, 41].

A liga comercial 625 não apresenta fases TCP na condição recozida, conforme exibido na Figura I. 13. No entanto, após submissão a ciclos térmicos de soldagem a arco, as fases TCP tais como σ, P e Laves podem aparecer na microestrutura do metal de solda, como resultado do processo de solidificação [42]. A formação destas fases pode levar ao surgimento de trincas de solidificação, assim como degradação das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão da liga [19].

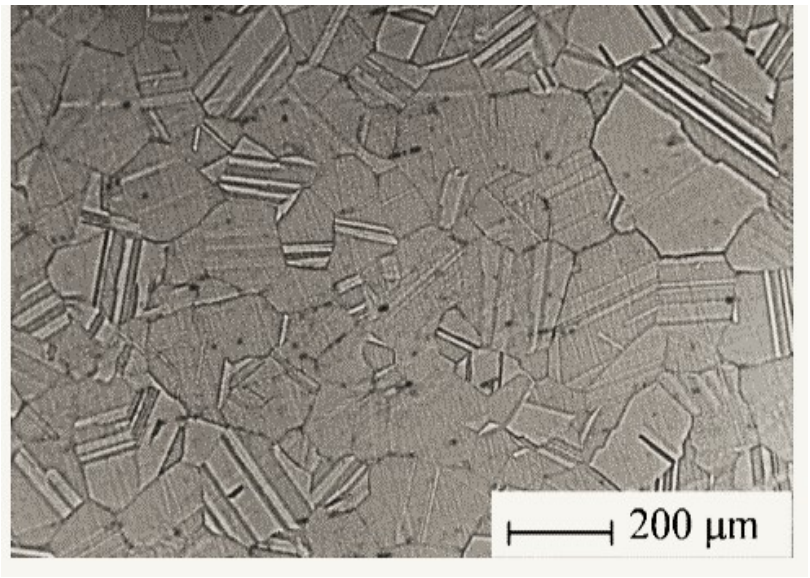


Figura I. 13. Microestrutura da liga 625 na condição recozida [42].

Cieslak *et al.* [44], estudaram a solidificação da liga 625 em função das variações dos elementos de liga Nb, Si e C. Os resultados exibiram a formação de três constituintes interdendríticos eutéticos, os carbonetos do tipo MC (NbC) e M6C, e a fase Laves. A microestrutura de solidificação das ligas contendo Nb foi dendrítica com constituintes interdentríticos, sendo influenciada pelos elementos de liga C e Si. Quando o teor de C era baixo (0,009%) e nenhum Si havia sido adicionado, poucos constituintes interdentríticos foram observados e a fase predominate era Laves. Com o aumento do teor de C (0,038%), a fase Laves foi eliminada e o constituinte observado foi o carboneto MC(NbC). A adição de Si (0,38%) e um baixo teor de C (0,008%) promoveu a formação

de fase Laves e do carboneto M_6C. Para teores mais elevados de C (0,035%) e Si (0,46%), os constituintes formados preferencialmente foram a fase Laves e o carboneto MC(NbC).

A utilização do diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformção) permite prever a formação de segundas fases na liga 625, conforme exibido na Figura I. 14. No entanto, podem ocorrer alterações no diagrama conforme o teor de Nb presente na liga [45].

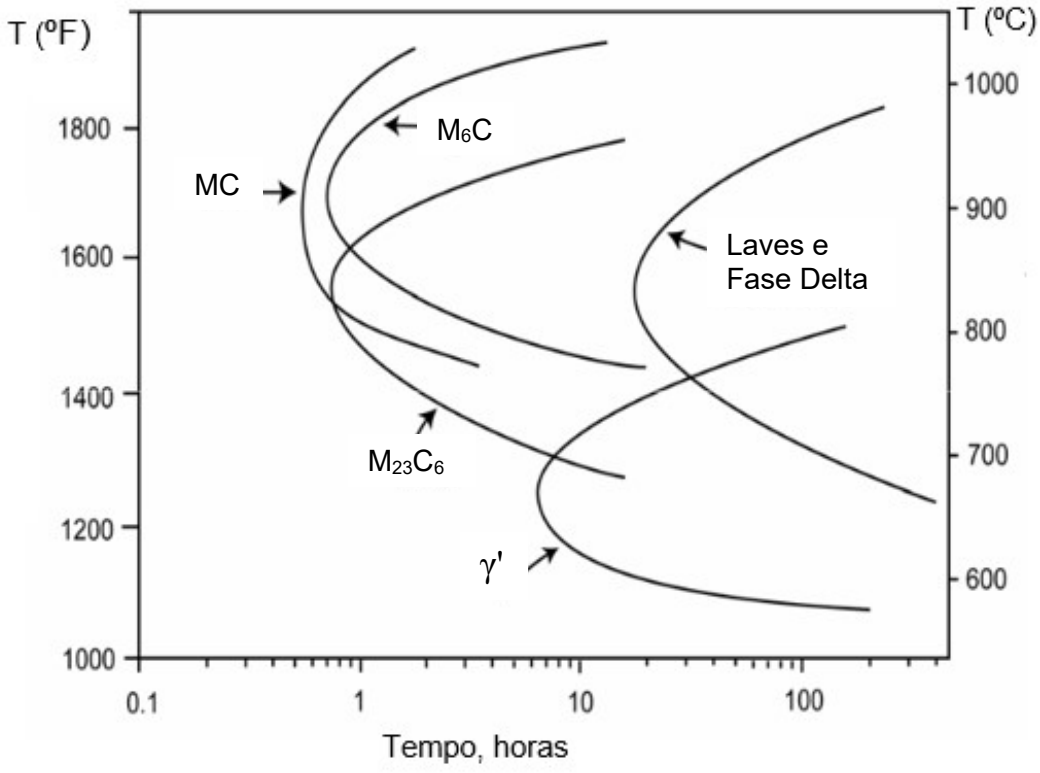


Figura I. 14. Diagrama TTT da liga 625, mostrando a precipitação de segundas fases. Adaptado de [45].

I.3.1 Soldabilidade das ligas de Ni

As ligas à base de Ni apresentam boa soldabilidade, sendo semelhante aos aços inoxidáveis. O coeficiente de dilatação térmica destas ligas é próximo ao do aço carbono, e essencialmente a mesma deformação ou distorção pode ser esperada durante a soldagem, o que torna sua utilização mais favorável que o aços inoxidáveis. O preaquecimento não é necessário para as ligas à base de níquel, exceto quando o

metal de base apresentar temperatura igual ou inferior a 2ºC, um preaquecimento moderado de 16 a 21ºC em torno da área da solda deve ser realizado para evitar a formação de condensado [46].

O problema mais severo encontrado na soldagem das ligas à base de Ni é a formação de trincas à quente. Esse tipo de fissuração pode ocorrer no metal de solda (ZF), denominadas trincas de solidificação, e na zona termicamente afetada (ZTA) do metal de base, chamadas de trincas de liquação. Além disso, existe a possibilidade de ocorrer trincas de baixa ductilidade ("Ductility Dip Cracking – DDC"), que representa um fenômeno de estado sólido e ocorre no intervalo entre as temperaturas solidus (Ts) e 0,5Ts, sendo observada uma queda drástica na ductilidade ao longo dessa faixa de temperatura. Nas ligas à base de níquel, o principal fator que leva à formação de trincas está associado a presença de elementos residuais, tais como enxofre e fósforo, que formam filmes líquidos, de baixo ponto de fusão, ao longo dos contornos de grão durante a solidificação, podendo acarretar na fissuração [3].

Todos os processos de soldagem com ou sem a utilização de arco elétrico podem ser empregados na soldagem da liga 625. A utilização de elevado aporte térmico pode produzir excessiva precipitação de carbonetos ou outros efeitos metalúrgicos nocivos, que podem levar a formação de trincas ou perda na resistência à corrosão, sendo esta uma das principais limitações dessa liga. Esta liga também é aplicada por processo de soldagem sobre chapas de aço carbono, aços ligas e outros materiais de base menos nobres como revestimento [5].

No estudo do processo de solidificação da liga 625 realizado por Cieslak *et al.* [44], verificaram que a sequência de solidificação da liga era fortemente influenciada pelos elementos Nb, C e Si. Para baixos níveis de C e nenhum Si, a seguinte sequência de solidificação foi postulada:

$$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + Laves \rightarrow \gamma + MC(NbC) + Laves$$

Equação I. 4 [44]

O aumento no teor de C eliminou a formação da fase Laves e a seguinte sequência foi observada:

$$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC\ (NbC) \rightarrow \gamma + MC(NbC)$$

Equação I. 5 [44]

A adição de Si em conjunto com o baixo teor de C gerou a seguinte sequência de solidificação:

$$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + M_6C \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + M_6C + Laves \rightarrow \gamma + MC(NbC) + M_6C + Laves$$

Equação I. 6 [44]

Por fim, quando o C e o Si estiveram presententes em teores mais elevados, a sequência de solidificação da liga foi:

$$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + Laves \rightarrow \gamma + MC(NbC) + Laves$$

Equação I. 7 [44]

A formação de fases secundárias nas regiões interdendríticas é atribuída ao processo de segregação de alguns elementos químicos durante a solidificação do metal de solda. A microestrutura típica de revestimentos depositados com a liga 625 sobre aço carbono é apresentada na Figura I. 15, a qual é caracterizada por apresentar como fase principal uma matriz austenítica γ, com solidificação dendrítica [47].

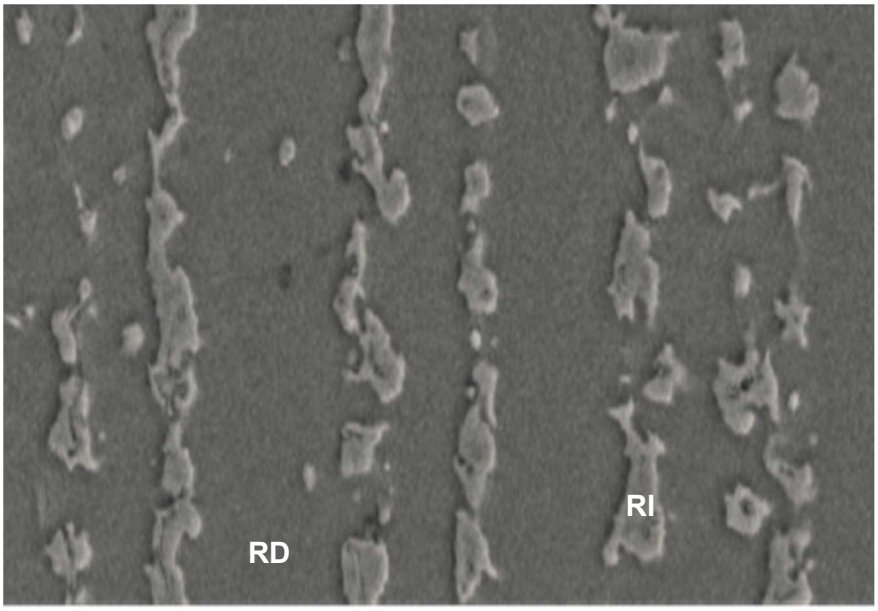


Figura I. 15. Microestrutura do revestimento da liga 625 sobre aço carbono: RD (região dendrítica) e RI (região interdendrítica) [47].

A microssegregação de elementos durante o processo de solidificação pode ser avaliada através do coeficiente de partição (k), em que o grau de microssegregação irá

aumentar com a diminuição dos valores de k (k < 1). Elementos com k<1 tendem a segregar para o líquido e, uma vez que a solidificação é concluída, as regiões interdentríticas são consideravelmente enriquecidas com estes elementos. Para valores de k>1, a tendência do elemento é de segregar para o sólido. O teor de Fe presente na liga tem impacto sobre a segregação do Nb e Mo, sendo que quanto maior o teor Fe, menor será o valor de k do Nb e Mo e, portanto, mais forte será a segregação destes elementos [47].

Na soldagem dissimilar entre a liga 625 e o aço carbono, a interface revestimento/substrato é de forte interesse por ser uma região de grande gradiente químico, por apresentar significativa mudança microestrutural e por exibir regiões críticas, que podem afetar as propriedades mecânicas e a resistência à fragilização por hidrogênio [48].

Um aspecto importante na soldagem dissimilar entre metais α-γ é a formação de uma região de transição, que possui elevada dureza, localizada preferencialmente ao longo da interface revestimento/substrato, conforme mostrado na Figura I. 16 [49].

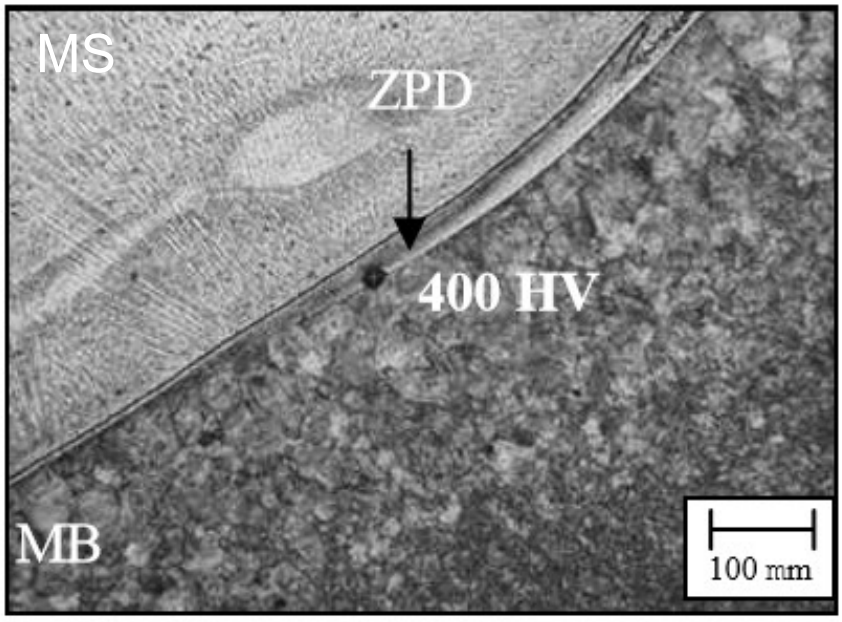


Figura I. 16. Formação de ZPD na interface entre a liga 625 e o aço API X-60 [49].

Uma das denominações dada a essa região é o de zonas parcialmente diluídas (ZPD). A ZPD é frequentemente associada com uma camada de martensita, que se forma durante o resfriamento da soldagem [3].

Para explicar a formação da ZPD, Yang e Kou [50] propuseram que a ZPD ocorre devido a diferença na temperatura líquidus existente entre o metal de solda (T_{LS}) e o metal de base (T_{LB}). A temperatura de fusão do metal de solda pode estar abaixo ou acima da do metal de base, dependendo da composição do metal de adição. Uma vez que $T_{LS} \neq T_{LB}$, uma camada estagnada é formada sobre a linha de fusão, devido à insuficiência dos movimentos convectivos que não são capazes de promover a completa mistura da zona fundida. Quando $T_{LS} < T_{LB}$, ocorre o desprendimento sem homogeneização de parte da camada estagnada seguido de rápida solidificação, que promove a formação de ZPD com a morfologia de "baías ou penínsulas". Quando $T_{LS} > T_{LB}$, maior quantidade de metal base será fundido, resultando na formação de ZPD com morfologia de praia.

De acordo com DuPont e Kusko [51], a formação de regiões com elevada dureza na ZPD, ocorre devido a composição química intermediária presente ao longo da linha de fusão, em conjunto com o rápido resfriamento inerente ao ciclo térmico de soldagem. A formação de ZPD é indesejável na soldagem dissimilar, por serem regiões susceptíveis a ataques corrosivos por pites, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão, o que pode resultar em falhas na interface revestimento/metal de base. Portanto, é necessário buscar parâmetros de soldagem que torne mínima ou elimine a formação de ZPD.

A redução da taxa de solidificação e a redução da velocidade de resfriamento são fatores que podem diminuir a ocorrência destas descontinuidades. A redução da taxa com que o material solidifica permite uma maior permanência do metal de base e do metal de solda na fase líquida. Este maior tempo de permanência na fase líquida favorece uma maior difusão entre os líquidos, proporcionando a formação de uma microestrutura austenítica ao invés de martensita. Com relação à velocidade de resfriamento, quanto mais alta a energia de soldagem, mais lenta esta será e, consequentemente, menor a possibilidade de formação de martensita [52].

A formação de regiões com elevada dureza, ou o aumento da dureza na ZPD já existente, também pode ser observada após tratamento térmico pós soldagem (TTPS). A realização de TTPS provoca a difusão de carbono do metal de base em direção o material de solda devido à diferença na concentração de C entre os dois materiais. Como resultado, pode ocorrer a formação de carbonetos, os quais contribuem para o endurecimento na região de transição [3]. Adicionalmente, a formação de carbonetos ricos em Cr resulta na diminuição deste elemento na matriz aumentando a temperatura

Ms (temperatura de transformação da martensita), promovendo a formação de martensita durante o resfriamento [3].

I. 3. 2 Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

A realização de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) em juntas dissimilares entre ligas à base de Ni e aços carbono, pode permitir a difusão do C a partir do metal de base em direção ao metal de solda, provocando a descarbonetação da ZTA e a formação de ferrita de granulação grosseira ao longo da linha de fusão, conforme exibido pela Figura I. 17 [53]. A migração do C pode resultar no surgimento de carbonetos, que contribuem para o endurecimento da região de transição , e quando combinado com o Cr pode promover a formação de martensita com elevado teor de C durante o resfriamento [3].

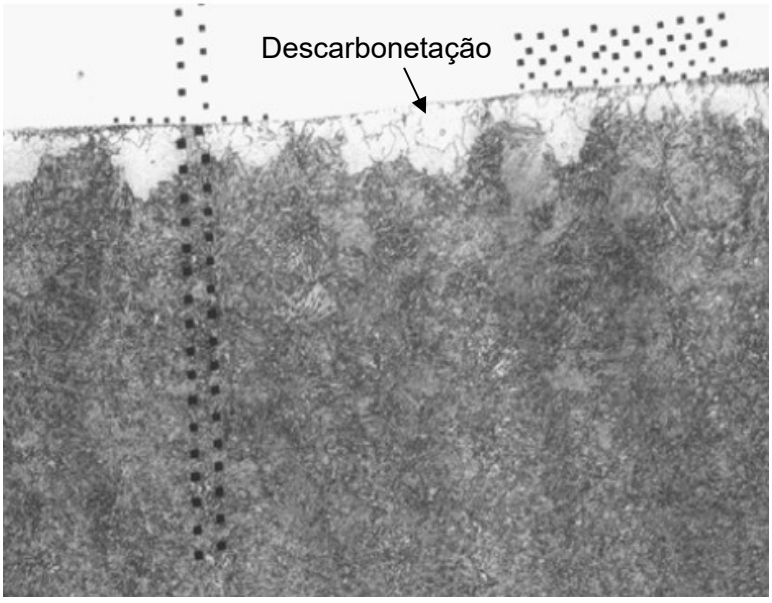


Figura I. 17. Ocorrência de descarbonetação e formação de ferrita na linha de fusão [53].

Quanto a microestrutura, o trabalho realizado por Xing *et al.* [54] mostrou que o TTPS realizado na liga 625 na faixa de 650ºC por um período de 4h promove pouca alteração no tamanho das dendritas, com a exceção de um pequeno aumento no tamanho e fração volumétrica das fases secundárias. Com o aumento da temperatura do TTPS para 750ºC, foi observado a diminuição da fração volumétrica da fase Laves e um aumento da fase secundária γ'' nas regiões interdendríticas. Com um aumento

adicional de temperatura para 850ºC, a fase metaestável γ'' transforma-se na fase secundária δ, que apresenta composição química semelhante à fase γ'', mas com estrutura cristalina ortorrômbica. Nesta temperatura, também foi evidenciado a diminuição do carboneto do tipo MC e da fase Laves. A 950ºC, a fase γ'' e a fase δ desaparecem, e pequenas quantidades do carboneto do tipo M_6C precipitam nos contornos de grãos. A Figura I. 18 exibe as fases secundária encontradas por Xing *et al.* [53] no metal depositado da liga 625 após a realização de TTPS durante 4h.

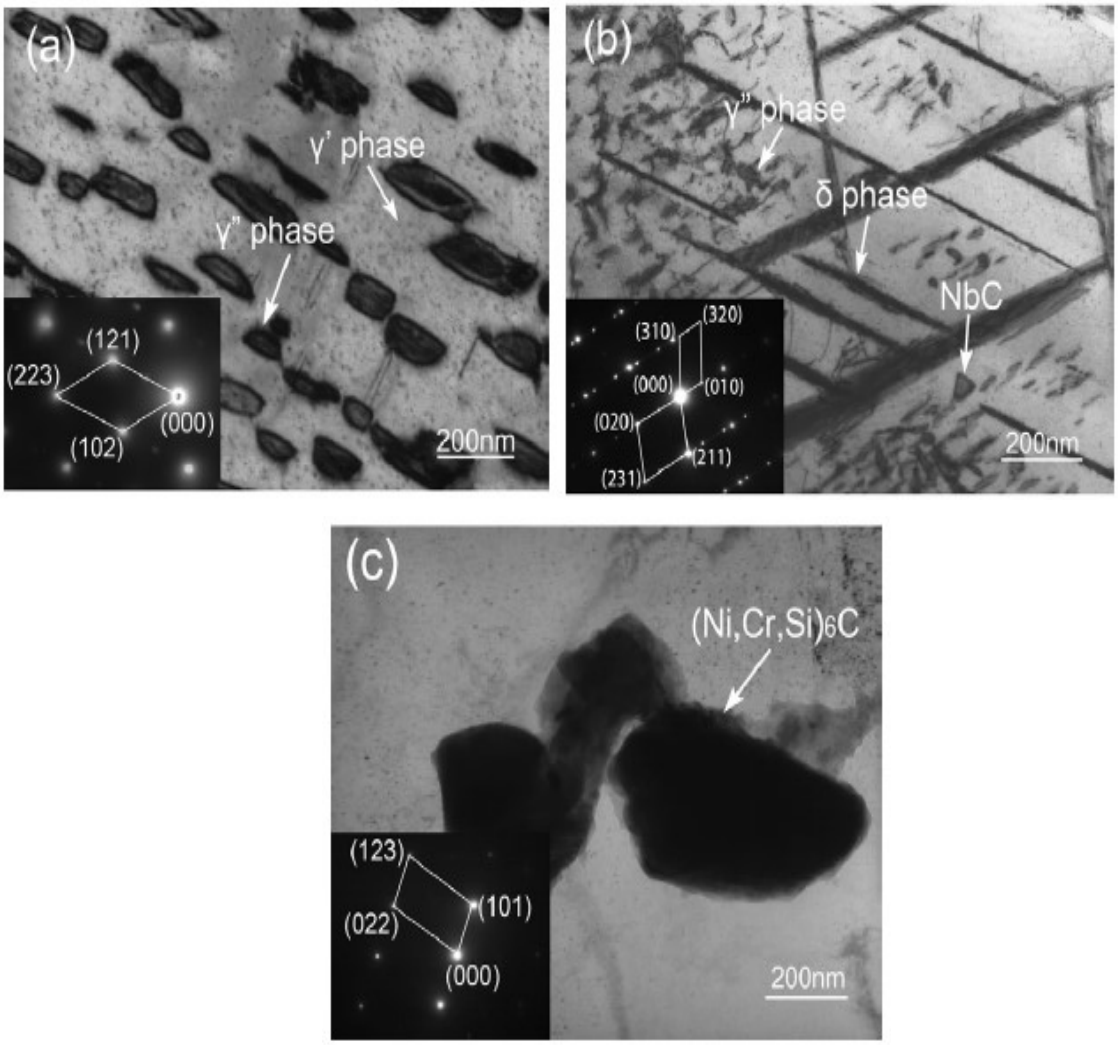


Figura I. 18. Imagens dos precipitados na microestrutura do metal depositado da liga 625 após a realização de TTPS obtidas por TEM: (a) fase γ'', (b) fase δ e (c) carboneto do tipo M_6C [54].

Um estudo realizado por Cotial *et al.* [55] identificou que o efeito mais prejudicial nas propriedades mecânicas da liga 625 é observado para tratamentos térmicos realizados acima de 750ºC e abaixo de 950ºC, intervalo de temperatura na qual a fase intermetálica δ está presente. A precipitação desta fase com aspecto agulhado na regiões interdendríticas resulta na redução de todas as características mecânicas: resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto. Por outro lado, tratamentos térmicos inferiores a 650ºC e superiores a 1000ºC evitam a fragilização e o comprometimento da resistência à corrosão da liga 625.

Capítulo II - Materiais e Métodos

II. 1. Materiais Utilizados

Os materiais utilizados na elaboração deste trabalho estão especificados nos itens a seguir.

II. 1. 1. Metal de Base

O metal de base (MB) adotado foi o aço carbono ASTM A516 Gr 70 em forma de chapa, com dimensões de 50 mm de espessura por 400 mm de largura e 400 mm de comprimento. A escolha deste MB foi devido a sua utilização na indústria do petróleo e gás natural, sendo aplicado principalmente na construção de vasos de pressão que recebem revestimentos com ligas resistentes à corrosão [7]. A Tabela II. 1 apresenta a composição química do metal base utilizado, segundo dados do fabricante.

Tabela II. 1. Composição química do metal de base (% peso).

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
ASTM A516 Gr.70	0,23	0,24	1,11	0,016	0,01	0,02	0,02	0,01	0,002

II. 1. 2. Materiais de Adição

Como materiais de adição, correspondente à liga 625, foram utilizados o eletrodo do tipo fita classificada segundo a AWS como EQNiCrMo-3 (ASME SFA 5.14: EQ NiCrMo-3) [56], com dimensões de 0,5 mm de espessura e 60 mm de largura e o fluxo RECORD EST 201 (ASME II C SFA FB 2), aplicados pelo processo de soldagem eletroescória. A Tabela II. 2 exibe a composição química obtida para o metal depositado, resultante da combinação eletrodo + fluxo, conforme especificação do fabricante.

Tabela II. 2. Composição química da fita + fluxo utilizados no revestimento.

Consumíveis	**Composição Química (% em peso)**									
AWS EQNiCrMo-3 + RECORD EST 201	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Fe	Cu	Ti
	0,03	0,3	0,4	19,5	65,7	8,0	2,8	3,0	0,02	0,23

II. 2. Procedimento de Soldagem

A deposição do revestimento sobre a chapa de aço carbono ASTM A516 grau 70 foi realizada pelo processo de soldagem eletroescória, com os consumíveis listados na Tabela II. 2. Os depósitos com uma e duas camadas foram realizados na posição plana de soldagem 1G, segundo a norma ASME IX [57].

Conforme exposto na Figura II. 1, a primeira camada depositada foi constituída por quatro passes dispostos lado a lado, enquanto que a segunda camada foi formada por dois passes, possuindo ambas 4,0 mm de metal depositado.

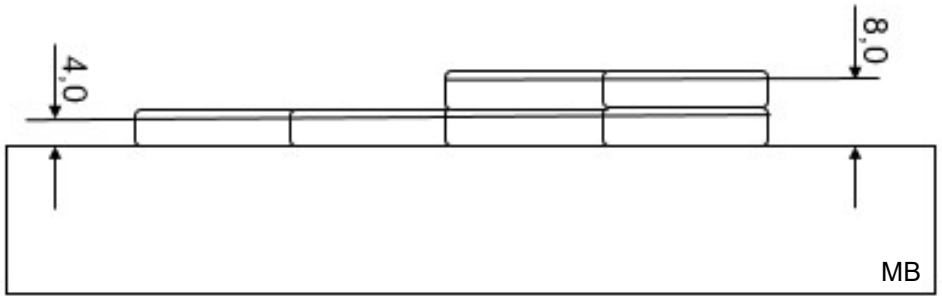


Figura II. 1. Desenho esquemático da deposição das camadas do revestimento.

A deposição da segunda camada teve como objetivo a verificação de transformações metalúrgicas, ocasionadas pela imposição do novo ciclo térmico, tanto na região de granulação grosseira da ZTA, assim como na linha de fusão e no metal de solda. A Tabela II. 3 exibe os principais parâmetros de soldagem que foram utilizados neste processo.

Tabela II. 3. Parâmetros da soldagem por eletroescória.

Camada N.º	Passes N.º	Altura do metal depositado (mm)	Tensão (V)	Corrente		Intensidade (A)	HI (kJ/mm)
				Tipo	Polaridade		
1	4	4,0	26	CC	+	1250	10,8
2	2	8,0					

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

Uma amostra referente a cada região foi submetida à tratamento térmico de acordo com os parâmetros exibidos na Tabela II. 4. Estas condições foram comparadas com as amostras na condição de como soldado. O objetivo do tratamento térmico de alívio de tensões foi avaliar o comportamento da linha de fusão e possíveis alterações nas propriedades do revestimento.

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

Temperatura (°C)	Tempo (h)	Resfriamento
620	10	Ar

II. 4. Identificação das Amostras

Visando uma melhor compreensão, a Figura II. 2 aponta as regiões de extração das amostras, as quais foram identificadas de acordo com a região e se submetidas ou não ao processo de tratamento térmico pós-soldagem de acordo com a Tabela II. 5.

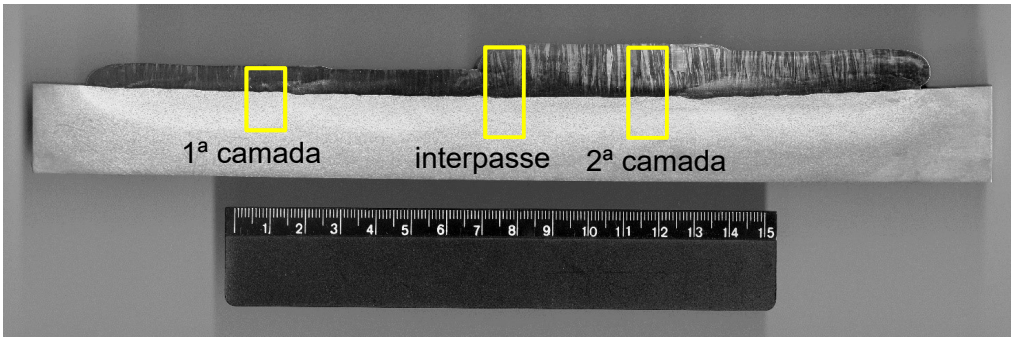


Figura II. 2. Posições de extração das amostras.

Tabela II. 5. Identificação das amostras.

Identificação	Região	Condição
S1	1ª camada	Como Soldado
S2	2ª camada	Como Soldado
S12	Interpasse	Como Soldado
S1T	1ª camada	Tratado termicamente
S2T	2ª camada	Tratado termicamente
S12T	Interpasse	Tratado termicamente

II. 5. Ensaios de Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi executado ao longo da seção transversal de todas as amostras abrangendo as regiões do metal de base, interface e metal de solda, conforme esquematizado na Figura II.3.

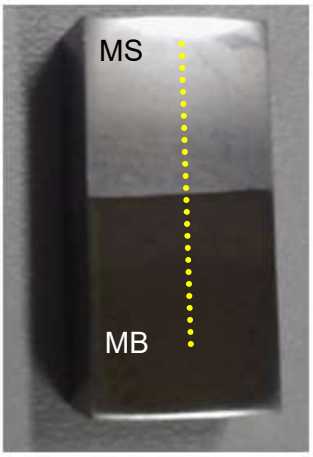


Figura II. 3. Detalhe esquemático do perfil de microdureza.

Para a execução do ensaio foi utilizado o durômetro da marca Wilson Instruments, modelo 422MVD, com aplicação de carga de 500 gf (gramas força) durante 15 segundos. As impressões foram realizadas com intervalos de 0,25 mm a partir da linha de fusão, varrendo verticalmente o metal de base e o metal de solda.

II. 6. Análise Metalográfica

Foram realizadas análises metalográficas consistindo de macrografia, microscopia ótica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET) nas amostras citadas no item II.4, para avaliação do efeito do ciclo térmicos sobre a microestrutura do revestimento.

A análise macrográfica permite a observação de ocorrência de defeitos e o cálculo da diluição global do revestimento nas regiões contendo 1 e 2 camadas. As amostras foram inicialmente observadas no microscópio ótico Olympus BX60M para avaliar os efeitos da deposição de uma e duas camadas e do TTPS sobre as microestruturas resultante na ZTA, na interface metal de solda/substrato e no metal de solda. Para o melhor detalhamento das microestruturas e identificação de fases presentes e precipitados, as amostras foram analisadas através do Microscópio eletrônico de varredura (MEV) CamScan 3200LV.

Com o auxílio do MEV, foi empregada a técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), permitindo uma análise semi-quantitativa do perfil de composição

química, desde o metal de base até o revestimento, passando pela interface, bem como identificar os elementos presentes nas fases secundárias do revestimento. Além dessas identificações, foram gerados mapas composicionais sobre as fases analisadas.

Análises quantitativas foram realizadas a partir de imagens obtidas por MEV para determinar o percentual de precipitados no revestimento. Nesta análise foi empregado o método de contagem manual seguindo a terminologia proposta pela ASTM E 562 [58], assim, foram adquiridas imagens com um aumento de 1000 vezes em 10 diferentes campos aleatórios e utilizada uma malha de 100 pontos, totalizando 1000 pontos.

A preparação metalográfica das amostras consistiu nas etapas de corte, lixamento, polimento e ataque químico para revelação da microestrutura.

As amostras foram lixadas utilizando lixas d'água, adotando a sequência granulométrica de 100, 220, 320, 400, 500 e 600 mesh, seguidas de polimento mecânico em panos de feltro com pastas de diamante com granulometria de 6, 3 e 1 μm. Ao fim da etapa do polimento, dois reagentes químicos diferentes foram utilizados para revelar a microestrutura das amostras devido à presença de dois materiais dissimilares.

No metal de base foi utilizado o ataque por imersão com o reagente Nital 2% (2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico). Para o metal de solda foi realizado o ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% diluído em água destilada, com tensão de 6V em um tempo de 10s.

Uma amostra do revestimento foi selecionada para análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET). A análise foi realizada no Núcleo Multiusuário de Microscopia da COPPE/UFRJ, utilizando o microscópio eletrônico de transmissão (MET) Titan G2 80-200. Para tal análise, foram preparados discos com 3 mm de diâmetro, com afinamento final da região de observação obtido por meio de polimento eletrolítico (Tenupol 5) em solução de 9% de ácido perclórico e 91% de etanol, a -20°C e 30V.

II. 7. Análise por Termodinâmica Computacional (Thermo-Calc)

Os resultados experimentais dos revestimentos foram comparados com os resultados termodinâmicos calculados pelo software Thermo-Calc, que utilizou como banco de dados o TTNi8, específico para as ligas à base de Ni. Foram gerados gráficos da fração das fases sólidas *versus* temperatura e curvas de solidificação utilizando o

modelo de Scheil-Gulliver. Adicionalmente, diagramas pseudo-binários foram gerados com variações de Nb e Mo em função da temperatura.

II. 8. Análise Química

As análises químicas do revestimento depositado com a liga 625 foram realizadas utilizando o espectrômetro de emissão ótica da marca ARL 3460 Metals Analyzer. O objetivo desta análise foi definir os teores dos elementos químicos presentes em cada camada do revestimento depositado.

Uma amostra da chapa revestida foi retirada para realização das análises químicas, em diferentes alturas, a partir da linha de fusão. As diferentes alturas foram obtidas por remoção de material por usinagem/lixamento, de modo a se obter a composição química nas posições: 0,5; 3,0; 5,0 e 7,0 mm, sendo considerada como a composição final do revestimento a média de três análises realizadas em cada altura. O resultado desta análise permite obter dados importantes para conferir a diluição nas camadas do revestimento em questão, assim como as propriedades de resistência à corrosão. A Figura II. 4 ilustra as orientações para realização das análises químicas dos revestimentos.

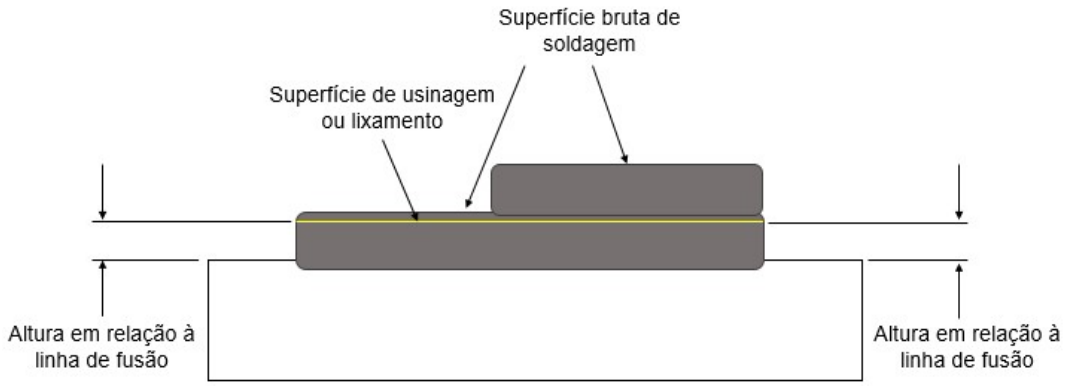


Figura II. 4. Esquema para análise química.

CAPÍTULO III – Resultados e Discussão

Este capítulo apresenta uma discussão dos resultados obtidos através de ensaio mecânico e caracterização microestrutural de amostras obtidas pela deposição do consumível AWS ERNiCrMo-3 (liga 625) sobre o aço carbono ASTM A 516 Gr.70 pelo processo de soldagem eletroescória (ESW).

As análises, tanto do material na condição de como soldado (CS) quanto após a realização de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), foram realizadas nas seguintes regiões: zona termicamente afetada (ZTA) do lado do metal de base, interface da linha de fusão (LF) MB/revestimento e a zona fundida (ZF), a qual corresponde ao revestimento.

III.1. Ensaios Mecânicos

III.1. 1. Ensaio de Microdureza

O resultado da análise, a seguir, refere-se ao levantamento do perfil de microdureza, abrangendo as regiões do metal de base (MB), linha de fusão (LF) e revestimento, nas condições como soldado (CS) e após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

De modo geral, os perfis de microdureza das amostras apresentaram comportamento similar para ambas as condições (CS e TTPS), com valores de microdureza mais elevados na região do revestimento, valores intermediários entre o MB e o revestimento na região da interface e na região do MB os valores diminuem até se estabilizarem. As Figuras III.1 à III.3 apresentam as medições de microdureza das amostras nas condições CS e após TTPS.

Os valores de microdureza medidos na região do MB de cada amostra na condição CS apresentaram valores superiores aos encontrados na condição após TTPS. Esse mesmo valores de microdureza medidos na região do MB de cada amostra na condição CS apresentaram valores superiores aos encontrados na condição após TTPS. Esse mesmo comportamento foi evidenciado para região da interface MB/revestimento, que também apresentou dureza levemente superior na condição CS em comparação à condição após TTPS.O oposto foi observado para o revestimento, em

que as amostras submetidas a TTPS apresentaram valores superiores de microdureza em relação as amostras na condição CS.

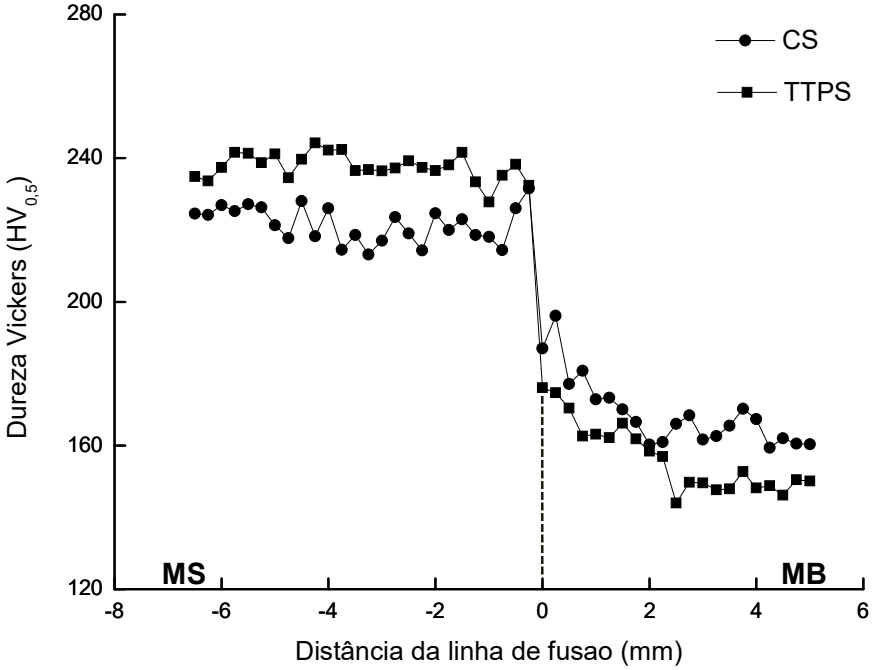


Figura III. 1. Medições de microdureza da amostra S1, nas condições CS e TTPS.

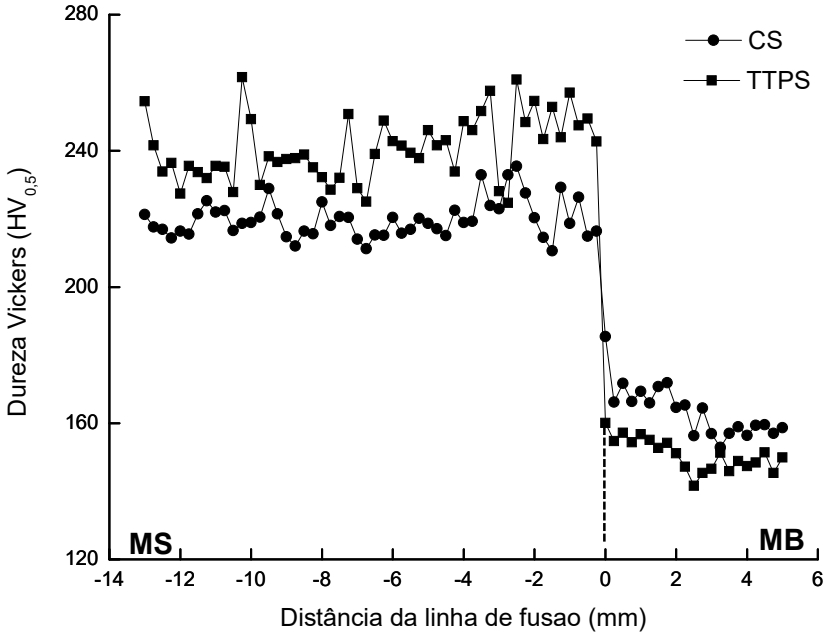


Figura III. 2. Medições de microdureza da amostra S2, nas condições CS e TTPS.

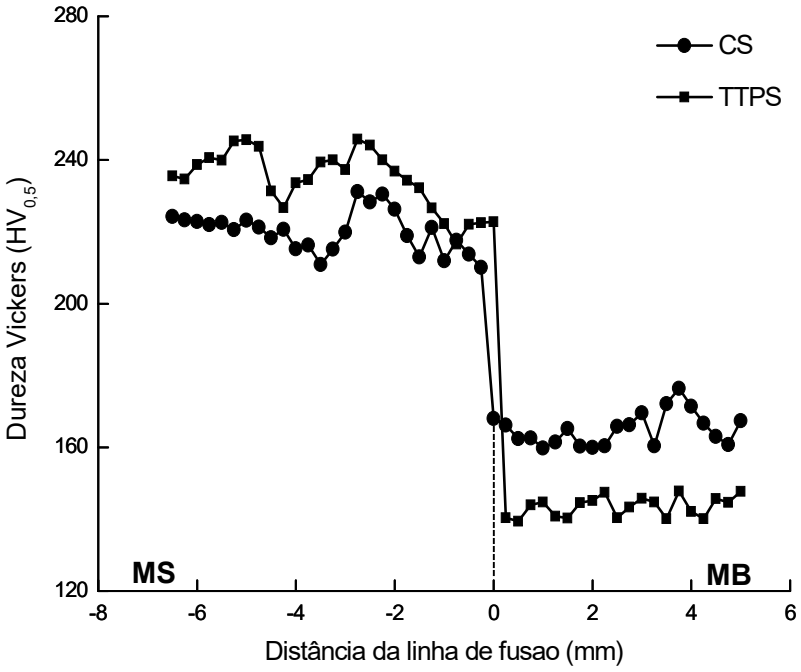


Figura III. 3. Medições de microdureza da amostra S12, nas condições CS e TTPS.

Analisando inicialmente a região do MB, a amostra S1 apresentou níveis superiores de microdureza próximo à linha de fusão. Marques *et al*. [9], informam que é previsto, na ZTA de aços C-Mn, o aparecimento de uma região com granulação grosseira, próxima a linha de fusão. Essa região foi observada apenas na amostra S1, que apresentou uma microestrutura composta por ferrita primária, bainita e perlita, conforme será discutido com maiores detalhes no item III. 2. 1. 1. No entanto, devido a deposição da segunda camada de revestimento, as amostras S2 e S12 apresentaram um revenimento em suas microestruturas, evidenciado pelos menores níveis de dureza, em comparação à S1.

A microdureza para o MB revestido com a liga 625 após TTPS exibiu valores inferiores aos apresentados nas amostras CS, provavelmente, em função da aplicação do tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões. A realização de tratamentos térmicos pós-soldagem pode acarretar na descarbonetação da ZTA, ocasionada pela difusão do carbono presente no MB em direção ao metal de solda. Lundin [59], ressalta que um dos aspectos da migração do C, em juntas dissimilares, é a sua difusividade ser

de 5 a 10 vezes maior na ferrita do que na austenita, para uma mesma temperatura. E que a solubilidade do C na austenita é maior do que na ferrita.

A região da interface, zona de grande interesse em soldas dissimilares por ser um local crítico para a nucleação e propagação de trincas, apresentou valores de microdureza intermediários entre o MB e o revestimento para todas as amostras, exibindo valor mínimo de microdureza de 160,1 HV e máximo de 197 HV. Um fato importante a ser mencionado sobre os valores de microdureza obtidos nesta região é a ausência de microestrutura martensítica (acima de 350 HV) ao longo da interface. A formação destas regiões com elevada dureza ocorre pela diferença na temperatura líquidus existente entre o metal de base (T_{LMB}) e o metal de solda (T_{LMS}). Uma vez que $T_{LMB} \neq T_{LMS}$, uma camada estagnada se forma sobre a linha de fusão, devido à insuficiência dos movimentos convectivos que não são capazes de promover a completa mistura da zona fundida [47]. O surgimento deste tipo de microestrutura na interface pode tornar a solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio e trincas de corrosão sob tensão [48].

Analisando os resultados de microdureza do revestimento, as amostras submetidas a TTPS apresentaram valores superiores às da condição CS, o que provavelmente está associado a uma possível formação de carbonetos e/ou fases secundárias. A realização do TTPS, no revestimento em estudo, tem por finalidade aumentar a ductilidade, reduzir a dureza da ZF e da ZTA, reduzir empenos, aumentar a resistência à fadiga e aumentar a resistência à corrosão sobtensão [5].

O TTPS é sempre recomendado para materiais que possuem alto limite elástico, ou seja, cuja tensão de escoamento é muito próxima à tensão de resistência; aços temperados e revenidos; aços cuja espessura ultrapasse 12,0 mm, aços com alto teor de elementos de liga, juntas com grande rigidez e juntas que serão submetidas a esforços cíclicos ou que tenham a possibilidade de sofrer processo de corrosão sobtensão [5]. Entretanto, sua realização além de reduzir as tensões residuais pode também afetar algumas propriedades das zonas fundidas, dependendo dos parâmetros utilizados, da composição do metal depositado, das estruturas formadas na ZTA e da metalurgia do metal de base [5].

III. 2. Ensaios Metalográficos

III. 2. 1. Macrografia

A macrografia da chapa utilizada neste trabalho é apresentada na Figura III. 4. A inspeção visual, na interface entre o metal de base e o metal de solda, não detectou quaisquer tipo de descontinuidades macroscópicas superficiais, tais como, poros, falta de fusão, trincas, distorção do metal de base ou qualquer outro tipo de defeito que pudesse comprometer o componente soldado.

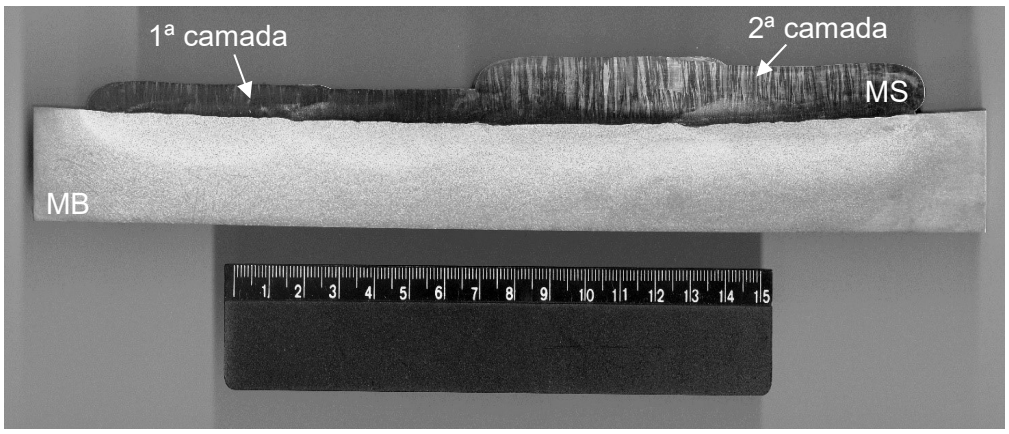


Figura III. 4. Aspecto macrográfico do depósito da liga 625 por ESW sobre o aço ASTM A516 Gr. 70.

III. 2. 1. Micrografias

III. 2. 1. 1. Metal de base (MB)/ ZTA

A Figura III. 5 apresenta a microestrutura presente no MB do aço carbono ASTM A516 Gr. 70, que consiste de bandas alternadas de ferrita (cor clara) e perlita (cor escura). Todas as amostras, tanto na condição de CS quanto de TTPS apresentaram o mesmo aspecto para a estrutura original do MB.

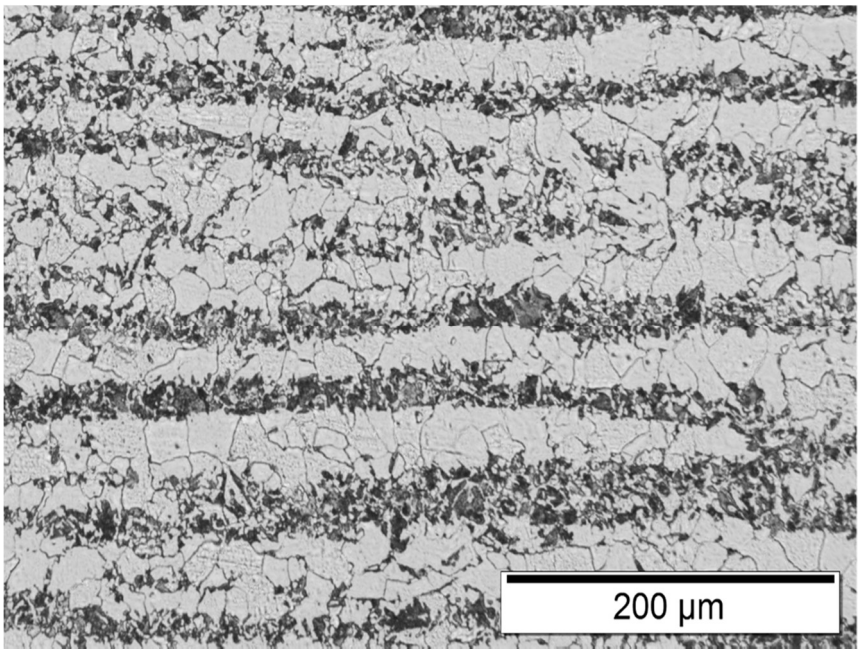
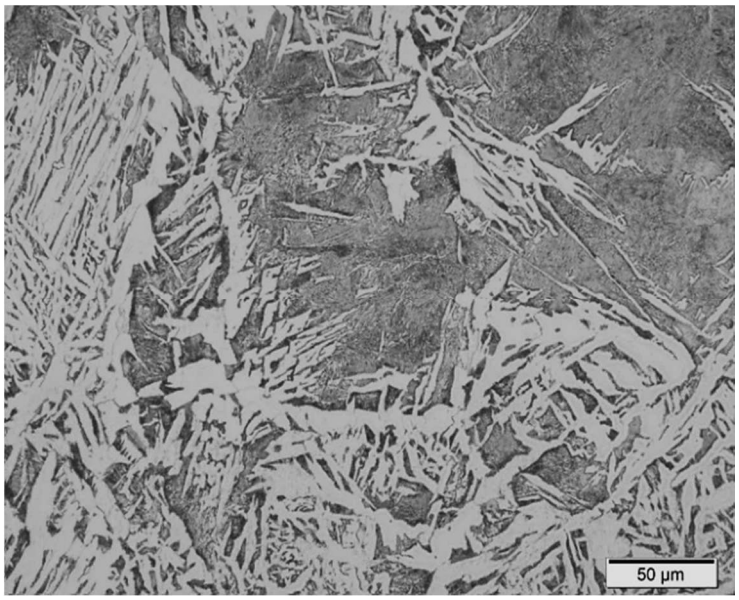


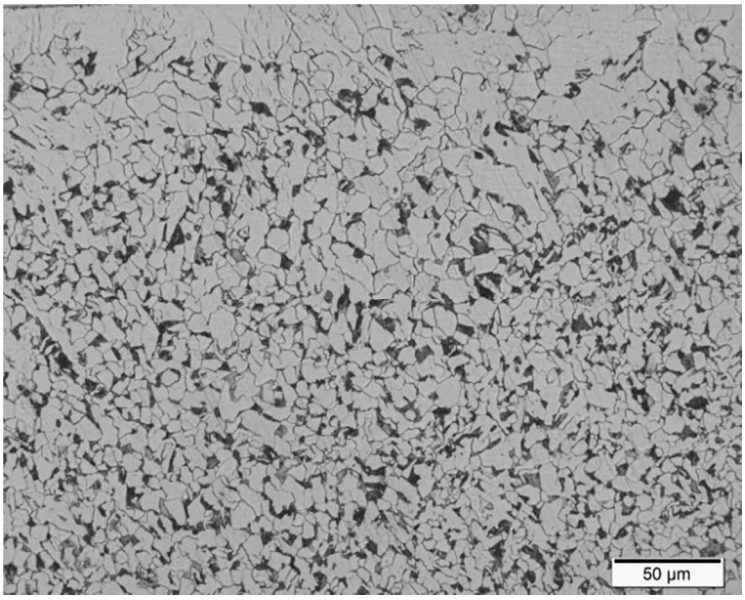
Figura III. 5. Microestrutura do metal de base ASTM A516 Gr.70. Ataque: Nital 2%. Aumento 200x.

De acordo com Silva [7], a microestrutura da ZTA de aços carbono e aços baixa liga, próximo à linha de fusão, geralmente apresenta como característica o crescimento de grãos. Este comportamento microestrutural foi observado na amostra S1, enquanto as amostras S2 e S12 apresentaram redução no tamanho dos grãos, como pode ser observado nas Figuras III. 6. a), b) e c).

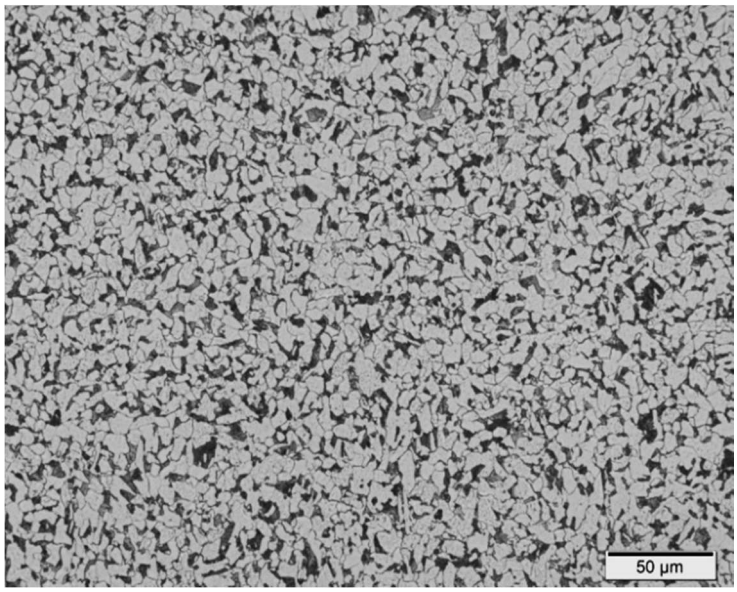
A Figura III.6 (a) exibe a ZTA observada por microscopia ótica na amostra CS com uma camada de revestimento, a qual apresenta microestrutura grosseira composta por ferrita primária, bainita e perlita. A ZTA das amostras CS correspondentes às regiões com duas camadas de revestimento e interpasse, apresentaram redução do tamanho de grãos e ausência de microestrutura bainítica, sendo constituídas principalmente por ferrita e perlita. A diferença microestrutural observada pode ser explicada pelo processo de austenitização e resfriamento lento ocasionado em virtude do novo ciclo térmico imposto tanto pelo passe subsequente quanto pela deposição da segunda camada de revestimento, o que levou a formação de grãos refinados de ferrita e perlita, como pode ser observado nas Figuras III.6 (b) e (c).



(a)



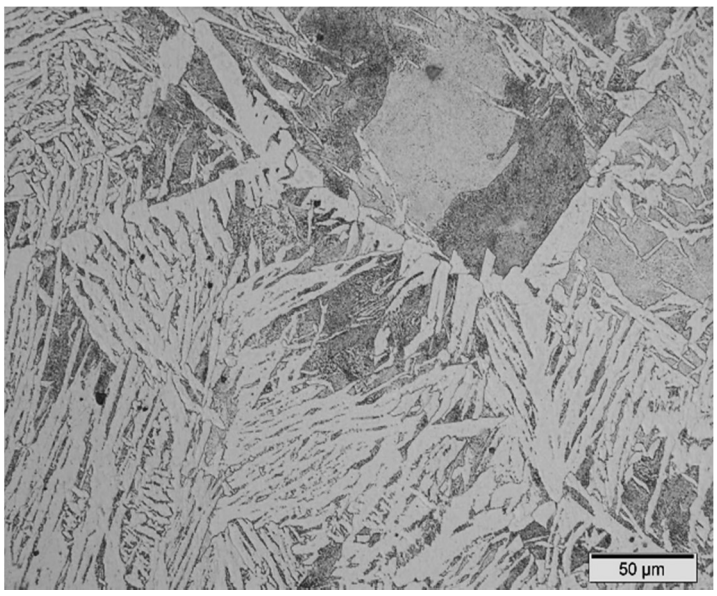
(b)



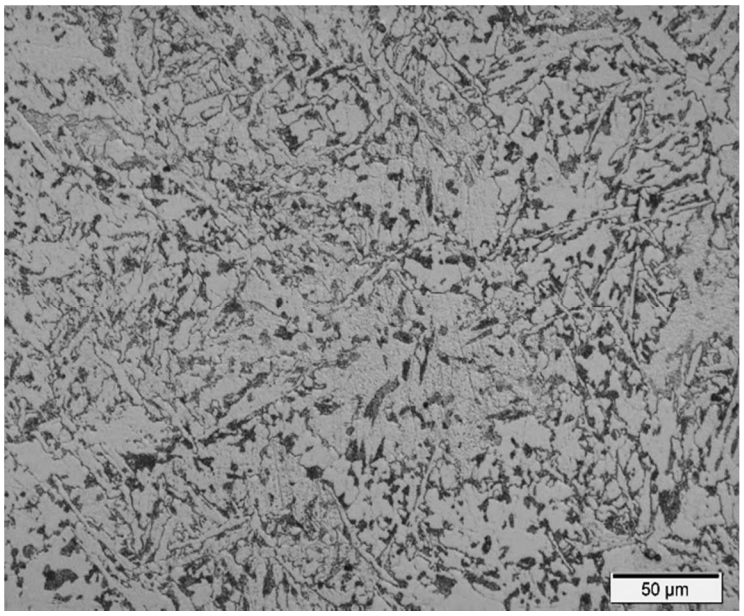
(c)

Figura III. 6. Micrografias da ZTA das amostras na condição CS. Ataque: Nital 2%. Aumento 500x. a) amostra S1; b) amostra S2; c) amostra S12.

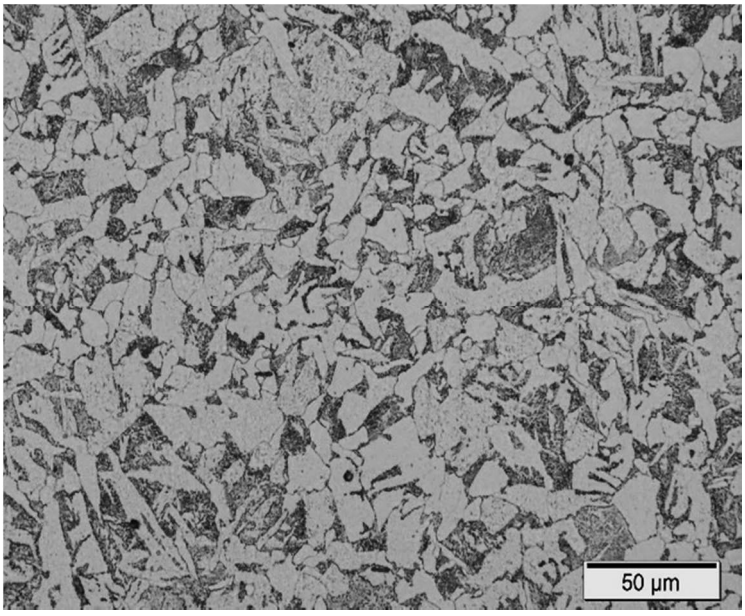
O TTPS, realizado a uma temperatura de 620ºC por 10h, não ocasionou alteração microestrutural, conforme exibido nas Figuras III. 7 (a), (b) e (c). Assim como na condição CS, a amostra com apenas uma camada apresentou uma estrutura mais grosseira, sendo observada a ocorrência de bainita, ferrita de contorno de grão, ferrita de Widmanstätten e perlita. As amostras S2 e S12 mantiveram como principais constituintes a ferrita e a perlita.



(a)



(b)



(c)

Figura III. 7. Micrografias da ZTA das amostras após TTPS. Ataque: Nital 2%. Aumento 500x. a) amostra S1T; b) amostra S2T; c) amostra S12T

Na soldagem dissimilar entre ligas de Ni e aços C-Mn ou baixa liga, a difusão de C, contido no MB, para o revestimento e a presença de regiões descarbonetadas, são relatados pela literatura [51, 56] como um fenômeno que ocorre após a realização de tratamentos térmicos ou longos períodos de exposição à elevada temperatura. O carbono tende a se difundir do metal de base para o revestimento, em função da

diferença nos teores deste elemento entre o metal de base e os revestimentos em estudo. Outro aspecto que influencia a difusão está associado ao teor de Cr nos revestimentos ser muito maior do que no metal de base e, sendo assim, o carbono migrado para os revestimentos formam carbonetos de Cr e de Nb, no caso específico do revestimento com a liga 625. Com a migração do carbono do metal de base para a zona de interface, cria-se uma zona empobrecida deste elemento na região próxima à linha de fusão, no MB. Estas zonas descarbonetadas podem se formar após TTPS em soldagem dissimilares, principalmente, entre materiais ferríticos e austeníticos e, em função disso, apresentam uma redução nos valores de dureza na região descarbonetada [8, 60].

No presente trabalho, o fenômeno da descarbonetação foi observado tanto nas amostras submetidas a TTPS quanto nas amostras referente às regiões do interpasse e segunda camada na condição CS. A observação da descarbonetação nas amostras CS pode estar relacionado ao reaquecimento provocado pela deposição da segunda camada de revestimento tenha sido capaz de promover a difusão do C. A Figura III. 8 exibe, de forma representativa, o crescimento do grão ferrítico da ZTA evidenciado em duas das amostras CS, assim como após o TTPS.

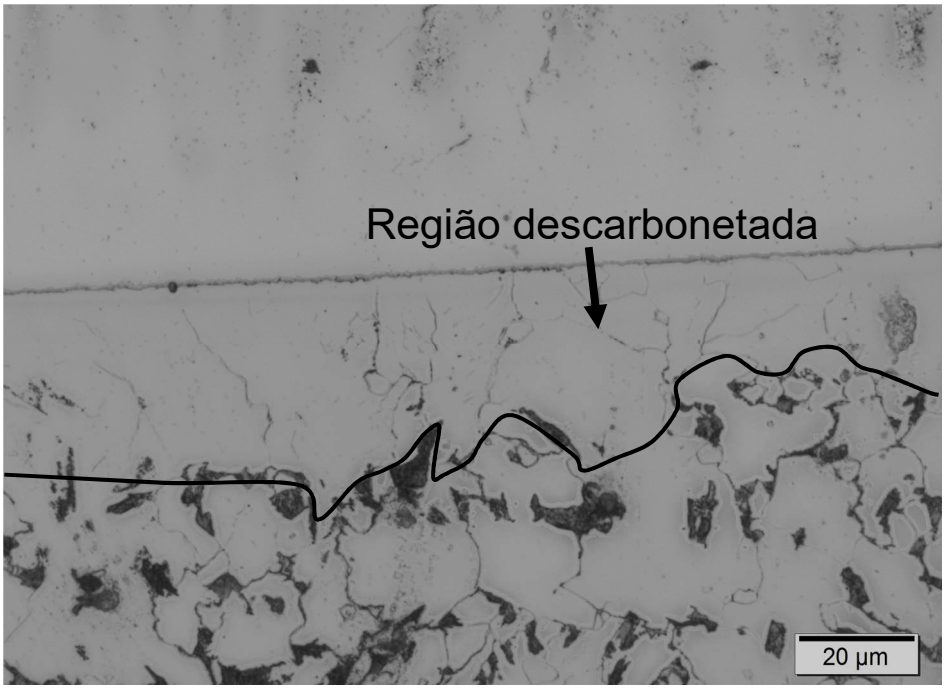
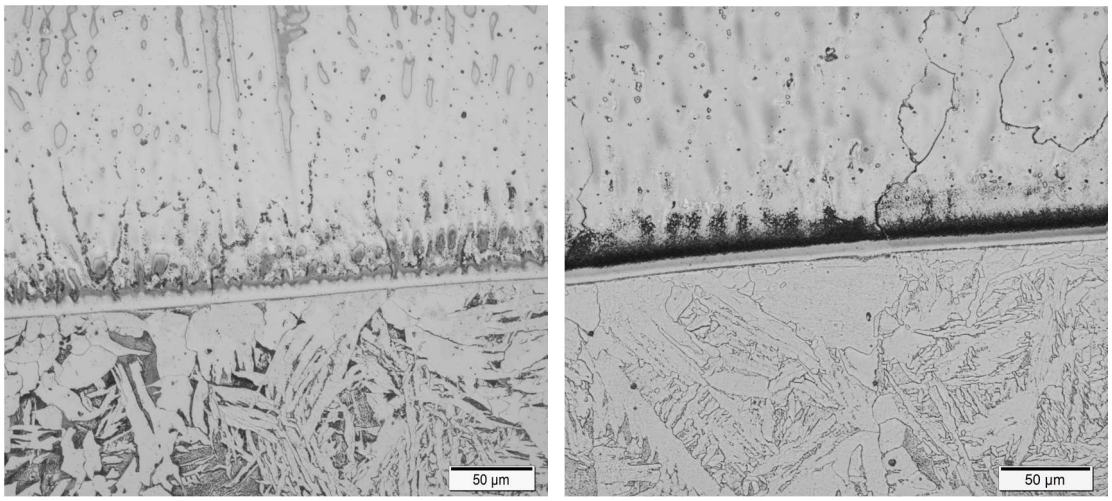


Figura III. 8. Descarbonetação evidenciado na ZTA da Amostra S2, condição CS.

III. 2.1.1. Interface MB/Revestimento

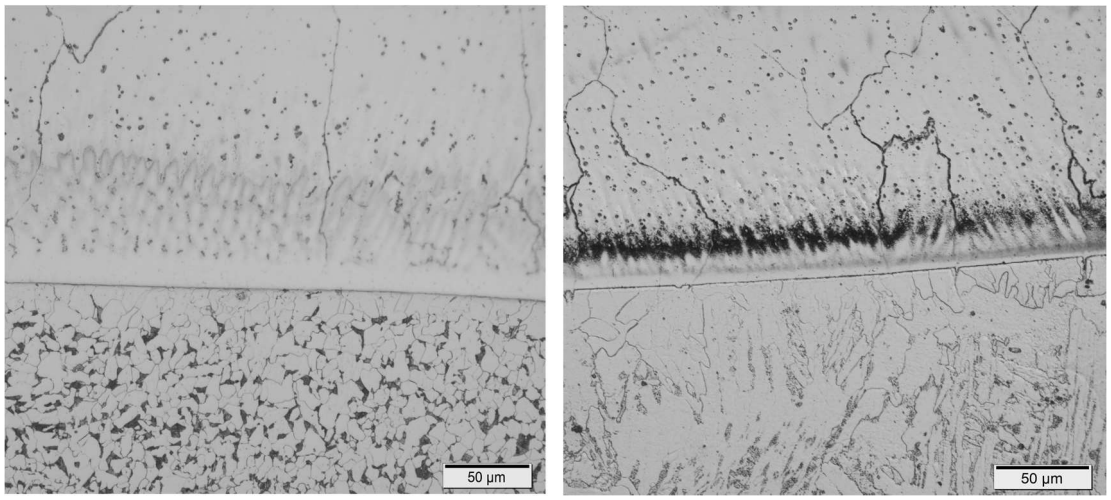
A interface entre o metal de base e o revestimento em soldas dissimilares constitui uma região de transição, resultante da mistura incompleta entre materiais com diferença de composição química. Esta região exibe uma significativa mudança microestrutural, um considerável gradiente térmico e pode apresentar zonas frágeis em termos de propriedades mecânicas, sendo muitas vezes relacionadas à problemas como fragilização por hidrogênio, descolamento, perda de tenacidade e corrosão sob tensão. Além disso, esta região é considerada crítica para nucleação e propagação de trincas [61].

Analisando a interface MB/revestimento das amostras em estudo foi possível observar com nitidez o limite entre os dois materiais (aço carbono e a liga de Ni). A Figura III. 9 à III. 11, apresenta o aspecto microestrutural da região de interface das amostras nas condições CS e após TTPS.



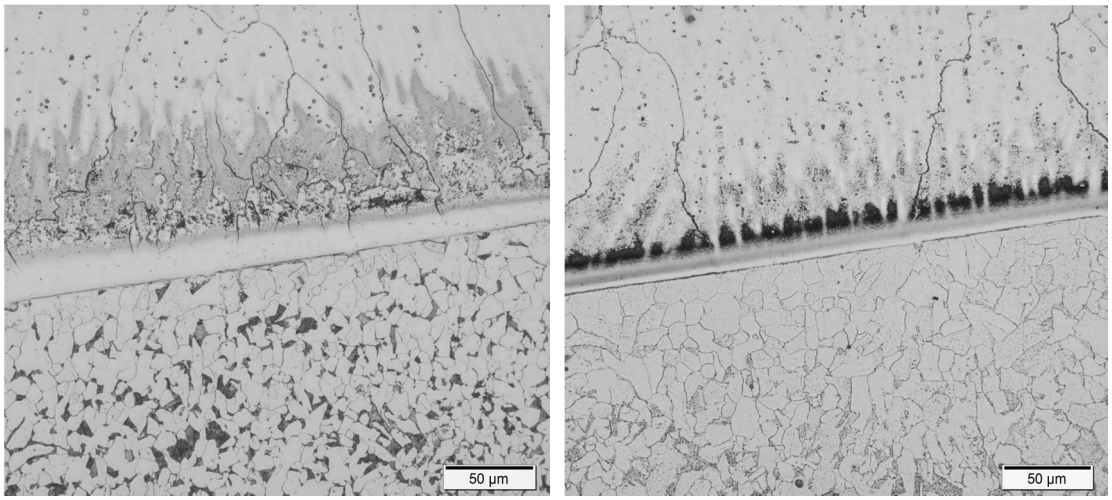
(a) (b)

Figura III. 9. Interface MB/revestimento da amostra S1. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 500x.



(a) (b)

Figura III. 10. Interface MB/revestimento da amostra S2. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 500x.



(a) (b)

Figura III. 11. Interface MB/revestimento da amostra S12T. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 500x.

A região adjacente a linha de fusão, do lado do revestimento, apresentou uma zona de transição composta por uma faixa clara, a qual é livre de contornos de grãos e cuja morfologia sugere que a solidificação ocorreu de forma planar.

A zona de transição é uma região bastante estudada na soldagem quando se trata de materiais dissimilares, pelo fato de apresentar características do MB e do revestimento, resultante de uma mistura incompleta entre os dois metais durante o estado líquido [5]. Em alguns casos, essa região pode exibir a presença de zonas com elevada dureza devido à formação de martensita.

Na literatura, termos distintos são utilizados para denominar a zona de transição observada nas soldas dissimilares entre aços ao carbono e ligas à base de Ni, sendo que alguns destes termos são utilizados somente para classificar as zonas frágeis observadas ao longo da interface. No entanto, alguns autores [17, 61, 62] adotaram a nomenclatura “Zona Parcialmente Misturada” (ZPM) para classificar a zona de transição observada ao longo da linha de fusão, cuja composição química varia gradualmente deste a composição química do metal de base até alcançar a composição global do metal de solda. No presente trabalho, o termo Zona Parcialmente Misturada (ZPM) também será adotado para tal finalidade.

A variação da espessura da ZPM pode ser associada à energia de soldagem utilizada durante o processo. Segundo Kenjelin [49], o aumento da energia de soldagem tende a aumentar o volume da poça de fusão, o que proporciona um acréscimo no volume de metal líquido na poça de fusão, assim como, uma maior permanência do metal no estado líquido, possibilitando maior difusão entre os metais na interface sólido/líquido, o que leva à redução da espessura da ZPM. A elevada energia de soldagem, inerente ao processo eletroescória, utilizada neste trabalho (10,8 KJ/mm) não eliminou a formação da ZPM ao longo da interface MB/revestimento, porém menores valores de dureza foram obtidos quando comparados a outros processos de soldagem à arco, em que foram evidenciados valores de dureza na região da ZPM acima de 400 HV [18, 47, 48, 52].

Com base no aspecto microestrutural, a região da interface pode ser classificada em [62]:

- **Zona Δ** - faixa descarbonetada na região do metal de base adjacente a linha de fusão.
- **Zona M** – região rica em Fe e constituída por ripas de martensita, localizada no metal de solda.
- **Zona Φ** – região que exibe microestrutura monofásica e aparência homogênea, sob escala microscópica, que se encontra imediatamente após o contorno da linha de fusão do lado do metal de solda.
- **Zona Π** – região que contém inúmeras partículas precipitadas, exibindo uma distribuição interdendrítica.

A Figura III. 12 apresenta o exemplo da interface obtida por MEV indicando ausência da Zona M. Esta caracterítisca foi evidenciada em todas as amostras

independente do uso ou não de TTPS. A Zona M só pode ser observada na ZPM quando existe a ocorrência de regiões martensíticas no metal de solda.

Na soldagem dissimilar envolvendo a liga de Ni 625 e um aço baixo carbono, a formação de martensita na zona fundida pode ser prevista através do diagrama constitucional de Schaeffler. Os resultados obtidos por Kenjelin [49] evidenciaram um metal de solda austenítico inclusive para diluições altas (até 70%). Uma microestrutura composta por austenita e martensita para diluições entre 70 e 80% e uma microestrutura exclusivamente martensítica para diluições superiores a 80%. No entanto, mesmo nas condições em que o nível de diluição total foi abaixo do máximo permitido, houve a ocorrência de regiões martensíticas. Portanto, a diluição global não tem relação direta com a formação destas zonas, onde foram observados diversos tipos de morfologias destas zonas de elevada dureza ao longo da interface, independente do nível de diluição. Os resultados indicam a convecção da poça de fusão e agitação do metal líquido nas proximidades da interface como os principais fatores que podem ser responsáveis pela formação destas regiões de alta temperabilidade [48]. Este problema não foi evidenciado no presente trabalho. Sendo assim, não houve a formação da Zona M tanto nas amostras CS quanto após TTPS.

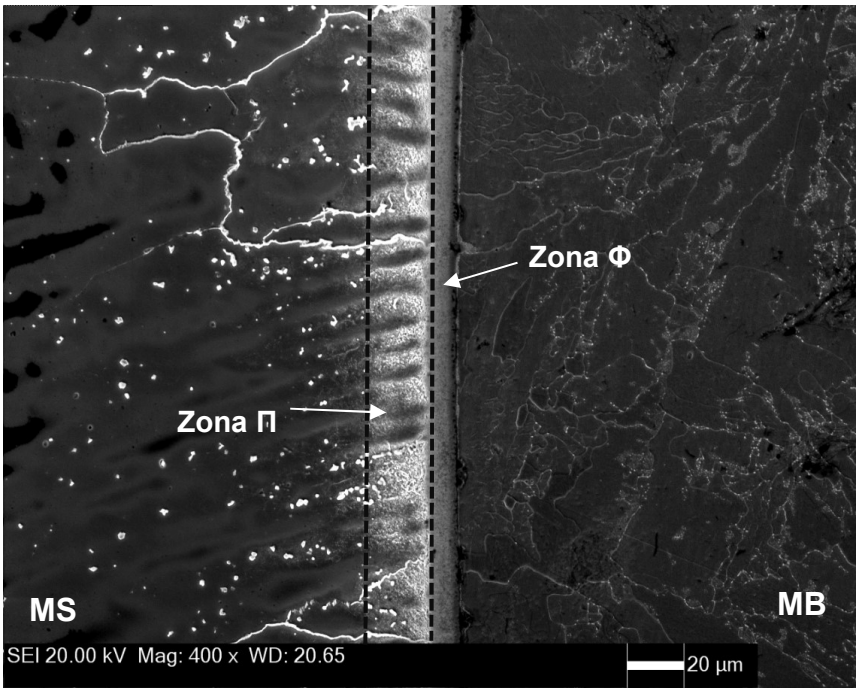


Figura III. 12. Interface entre o MB e a liga 625 (amostra S12). Presença da Zona Φ e Zona Π.

Através do método de análise por microscopia eletrônica de varredura MEV e espectrometria de energia dispersiva de raios X (EDS), foram determinados os perfis de composição química das ZPM das amostras em ambas as condições, conforme exposto através das Figuras III. 13 à III 18.

De um modo geral, os perfis levantados a partir do metal de base até alcançar o revestimento evidenciaram o mesmo comportamento em todas as amostras. As análises exibiram uma composição química constituída quase que unicamente de Fe para o metal de base, cujo teor cai rapidamente ao longo da interface, estabilizando-se logo após a ZPM. E em contrapartida, ocorreu o contínuo crescimento em maior taxa para o Ni, seguido do Cr, Mo e Nb, que também se estabilizaram à medida que alcançaram o revestimento. Os perfis obtidos resultaram numa espécie de degrau de composição química, nos quais a linha de fusão atuou como uma real fronteira entre o metal de solda austenítico e o metal de base ferrítico, resultado similar ao obtido por Kenjelin [49].

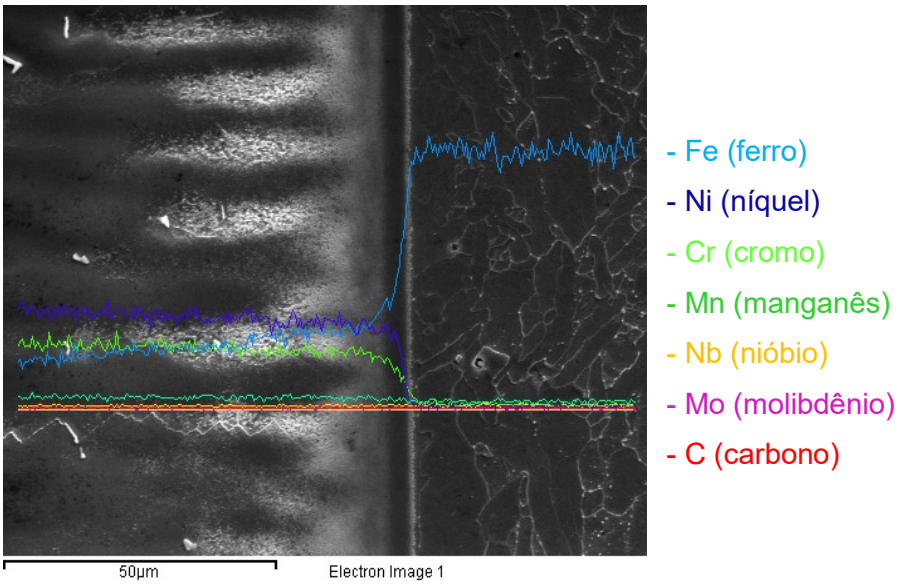


Figura III. 13. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S1, condição CS. Aumento 400x.

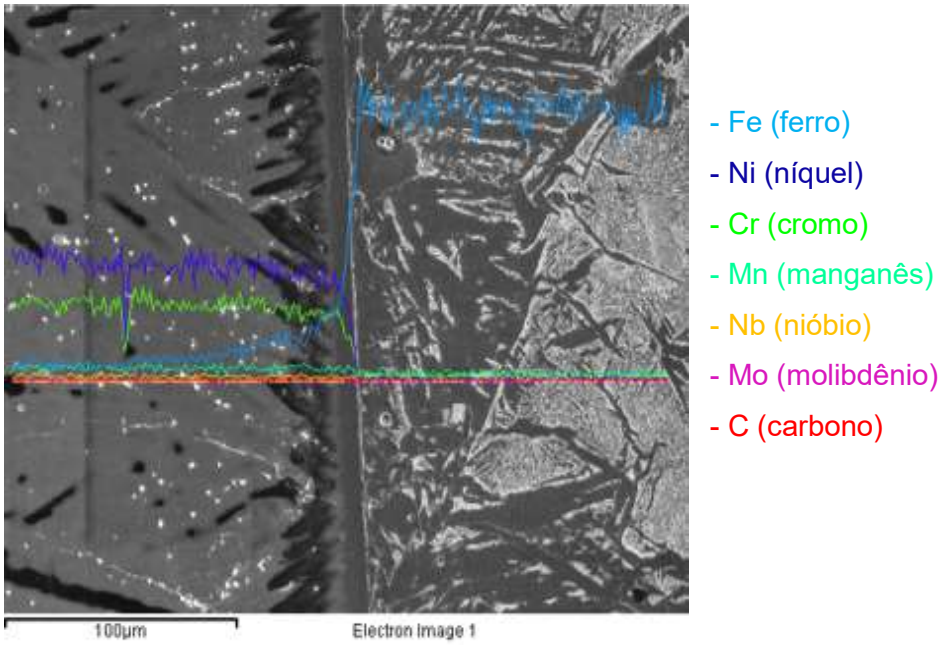


Figura III. 14. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S1T, condição TTPS. Aumento 400x.

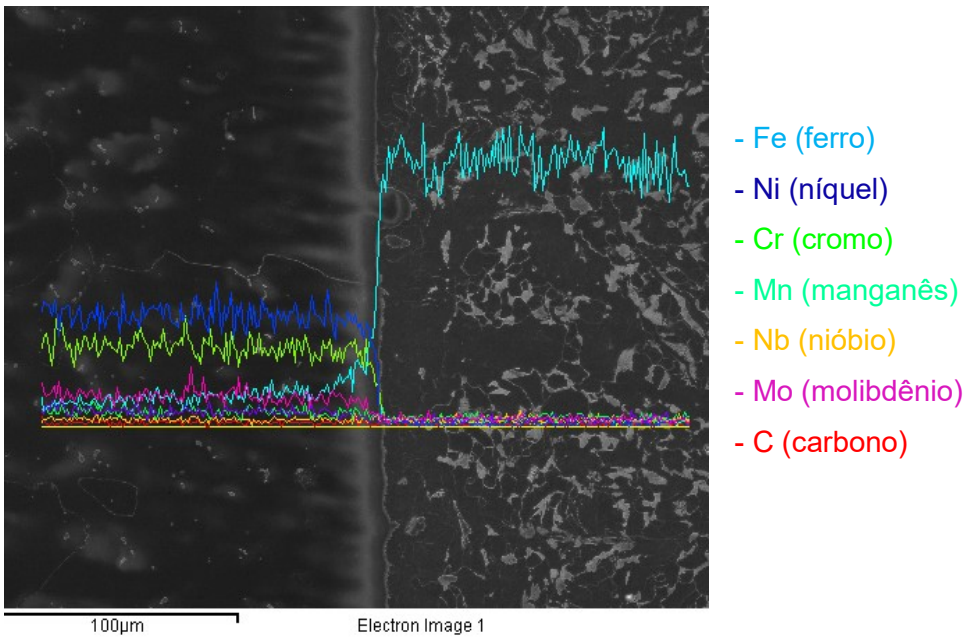


Figura III. 15. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S2, condição CS. Aumento 400x.

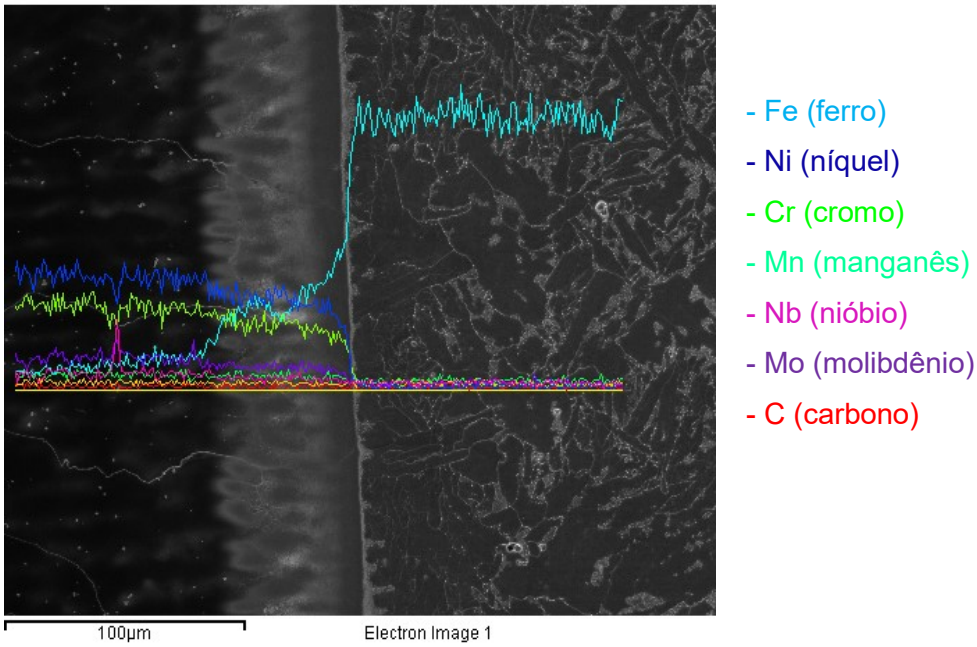


Figura III. 16. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S2, condição TTPS. Aumento 400x.

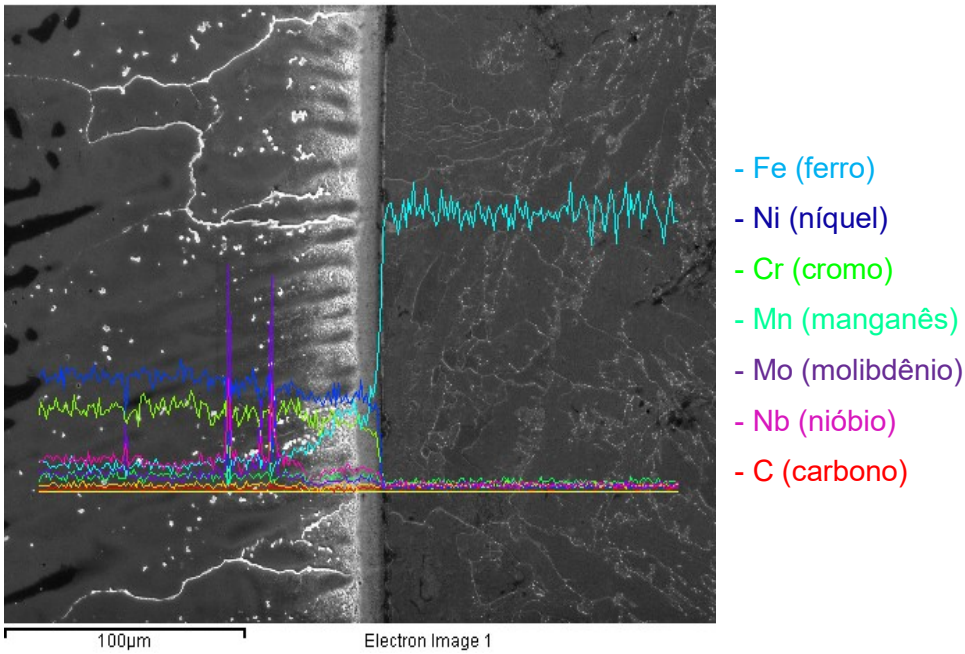


Figura III. 17. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S12 na condição CS. Aumento 400x.

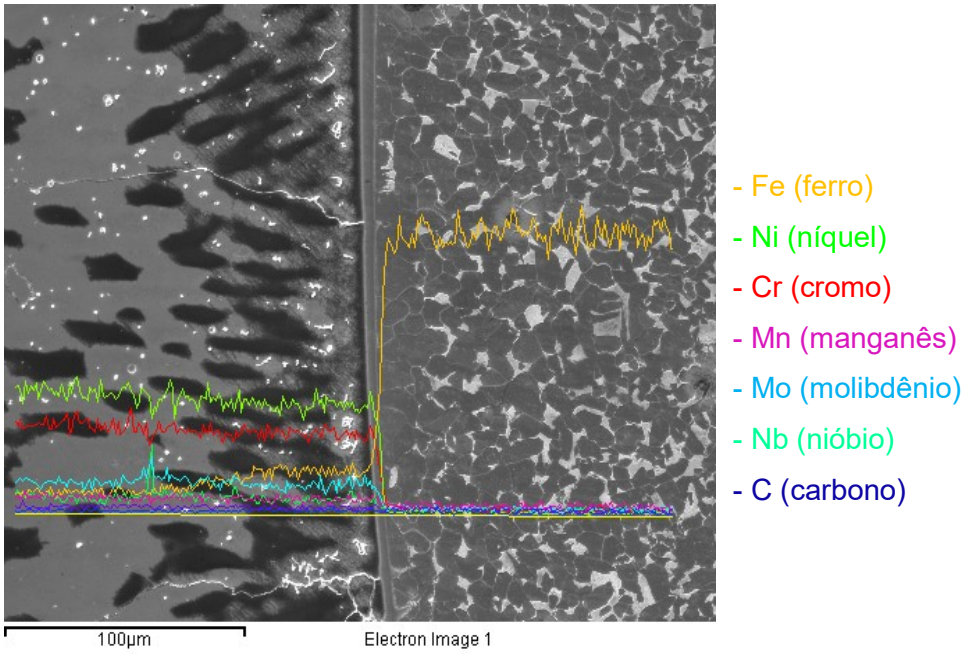


Figura III. 18. Análise da composição química por EDS da zona de interface. Amostra S12 na condição CS. Aumento 400x.

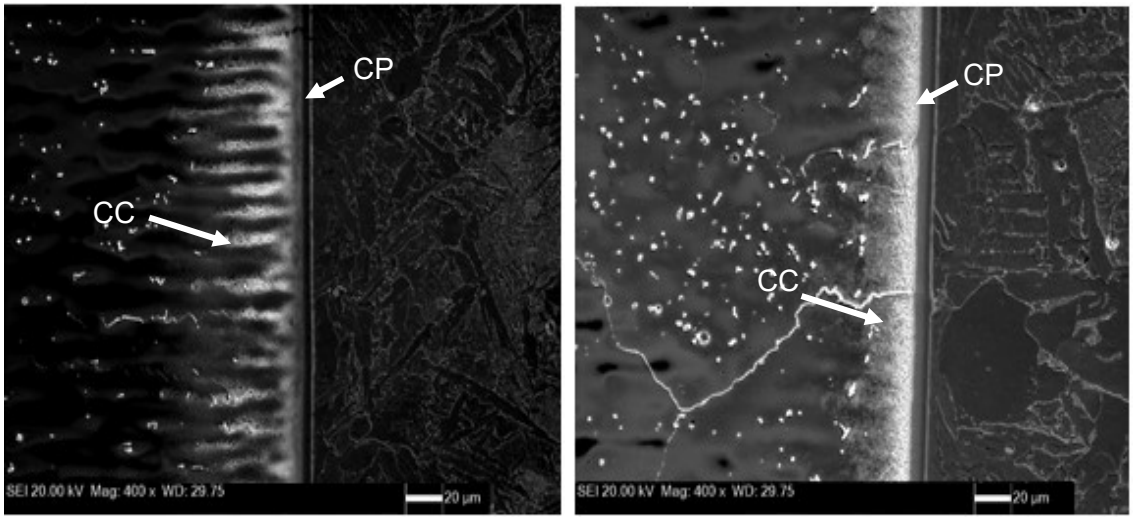
O gradiente de composição química observado na ZPM e a mistura incompleta entre o volume líquido do metal de solda e o metal de base fundido no contorno da poça de fusão podem ser atribuídos ao mecanismo de escoamento do metal líquido no interior da poça de fusão. No caso da soldagem, mesmo com a ação de diversas forças motrizes que ocasionam grande agitação poça de fusão, ainda assim, na linha de fusão onde a agitação é enfraquecida, o líquido pode encontrar-se estagnado ou sob escoamento laminar, e, portanto, impedindo sua completa mistura [5].

Embora a mistura incompleta entre os dois líquidos, metal de solda e metal de base, e a segregação de soluto durante a solidificação sejam apontadas como possíveis fatores para a formação do gradiente de composição química observado, outra explicação apontada pela literatura [49] seria a diferença da temperatura *líquidus* observada entre os dois metais líquidos durante o processo de solidificação. No presente trabalho, a temperatura *líquidus* do metal de base T_{LMB} (1530ºC) é superior que a do metal de solda T_{LMS} (1350ºC). De acordo com o Modelo 1 proposto por YANG e KOU [49], quando existe esta condição $T_{LMS} < T_{LMB}$, a zona de transição será rica em elementos do metal de base, cujo ponto de fusão é maior que o do metal de solda. Em conformidade com este Modelo, a interface entre o aço ASTM A 516 Gr 70 e a liga 625 resultou em uma ZPM rica em Fe.

Quanto ao modo de solidificação, a interface apresentou duas regiões com modos distintos de solidificação: a Zona Φ, cuja ausência de contornos de grãos e interface celular ou dendrítica evidencia uma solidificação planar, e logo após esta região, a Zona Π com solidificação celular. As Figuras III. 19 à III. 21 exibem o aspecto microestrutural dos tipos de solidificação na interface MB/ revestimento das amostras em estudo.

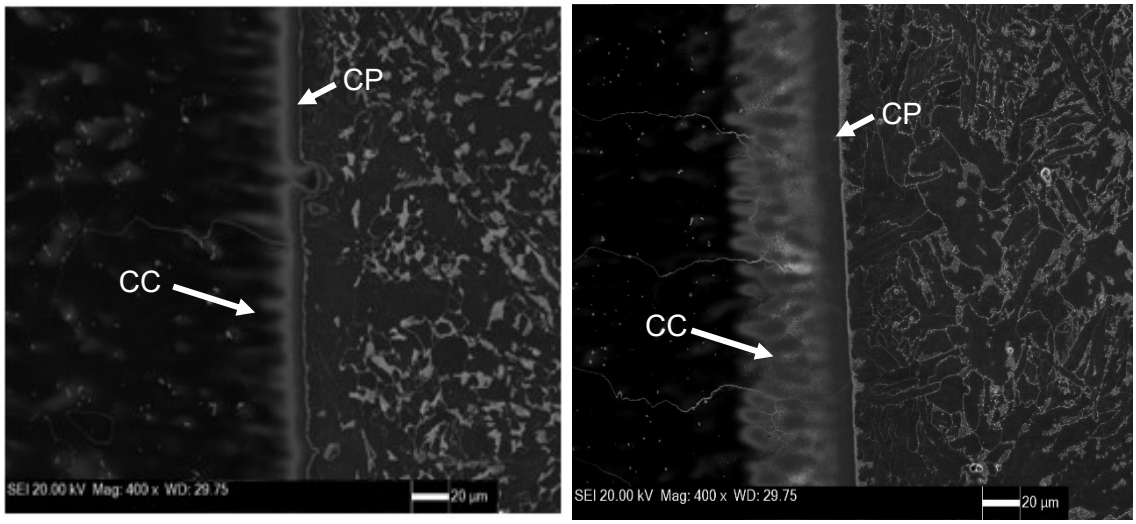
A Zona Φ encontrada nas amostras apresentaram o mesmo aspecto microestrutural, com aspecto uniforme e ausência de precipitados. Quando esta zona se apresenta homogênea, a dureza não apresenta grandes variações em relação ao MB e ao metal de solda e a presença de macrossegregação não é observada. Este comportamento está de acordo com a literatura [17, 30, 62], cujos valores de microdureza na Zona Φ não ultrapassou o valor de 350 HV, o que indica ausência de microestrutura martensítica.

A presença de regiões heterogêneas na Zona Φ foi evidenciada por alguns autores [5, 48, 52] após a realização de tratamentos térmicos, sendo observado valores de dureza superiores a 430 HV. Este comportamento foi associado à migração do carbono da ZTA para o metal de solda, o que acarreta no empobrecimento deste elemento na ZTA, adjacente a linha de fusão, e saturação na Zona Φ do metal de solda. Entretanto, no presente trabalho mesmo após a realização de TTPS não houve formação de constituintes de elevada dureza na Zona Φ.



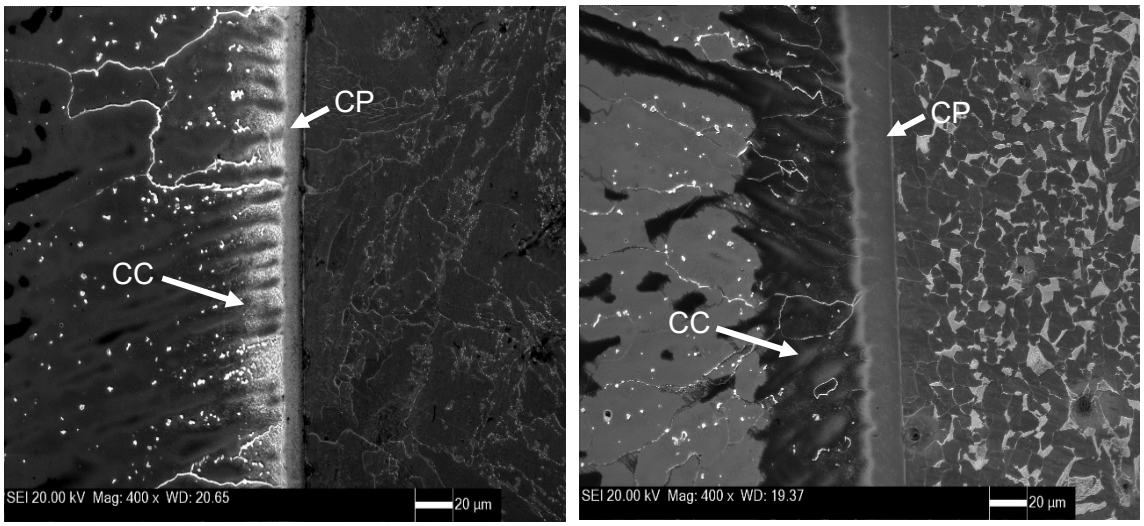
(a) (b)

Figura III. 19. Amostra S1. CP: Crescimento Planar; CC: Crescimento Celular. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 400x.



(a) (b)

Figura III. 20. Amostra S2. CP: Crescimento Planar; CC: Crescimento Celular. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 400x.



(a) (b)

Figura III. 21. Amostra S12. CP: Crescimento Planar; CC: Crescimento Celular. (a) CS e (b) TTPS. Aumento 400x.

A extensão da Zona Φ e a presença de regiões com elevado valor de dureza tendem a diminuir com o aumento da energia de soldagem. Estudos mostram que este comportamento está relacionado tanto ao aumento do volume de metal líquido na poça de fusão quanto a maior permanência do metal no estado líquido, o que possibilita uma maior difusão entre os metais na interface sólido/líquido, e, portanto, acelera a transição da frente de solidificação de planar para celular [63]. Esta teoria confirma a menor espessura observada para a Zona Φ e a ausência de regiões com elevada dureza ao

longo da interface das amostras, uma vez que a elevada energia de soldagem é inerente ao processo de soldagem eletroescória, empregado neste trabalho.

Adjacente à Zona Φ, encontra-se a Zona Π exibindo precipitados e descontinuidade ao longo da interface das amostras em estudo. A solidificação, antes planar, nesta Zona passa a ocorrer de forma celular. Com o avanço da solidificação e a mistura parcial entre os líquidos do metal de solda e metal de base, os elementos Mo e Nb, que segregam mais fortemente para o líquido, tornam a interface sólido/líquido instável, e alteram o modo de solidificação de planar para celular. Ao alcançarem o metal de solda, cujo solvente é o Ni, o modo de solidificação passa a ser dendrítico.

Ensaios de microdureza também realizados sobre a Zona Φ revelam que não houve nenhuma variação aparente em relação às propriedades mecânicas. Como pode ser observado na Figura III. 22, a diferença de dureza entre a ZPM e suas regiões adjacentes foi pequena e seu valor indicou ausência de zonas fragilizantes. Esse comportamento foi observado para todas as amostras, em ambas as condições.

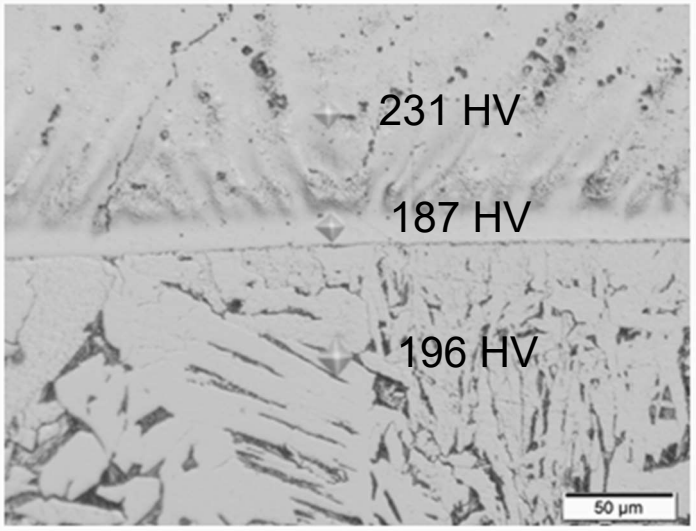
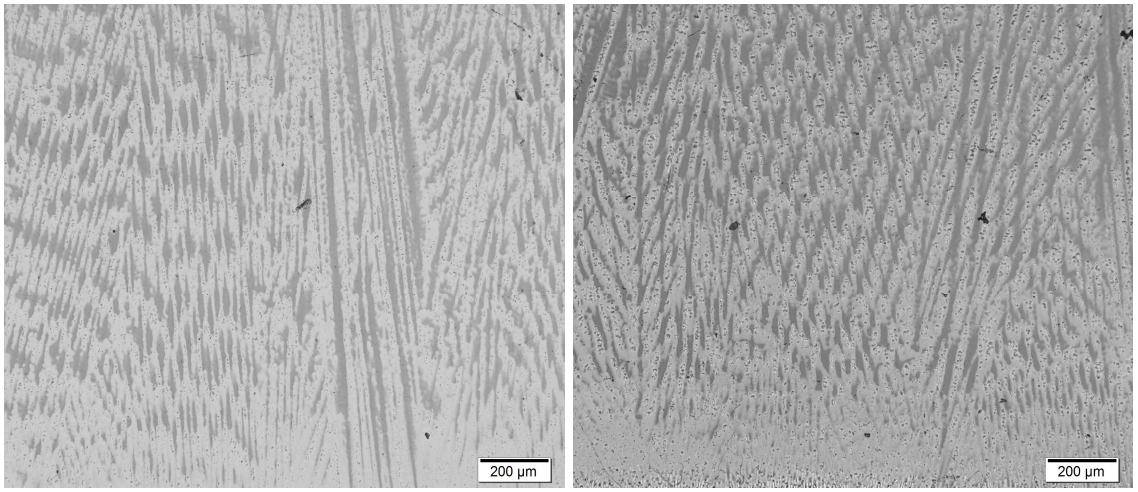


Figura III. 22. Microdureza na ZPM da amostra S1, condição CS. Aumeto 500X.

III. 2.1.1. Revestimento

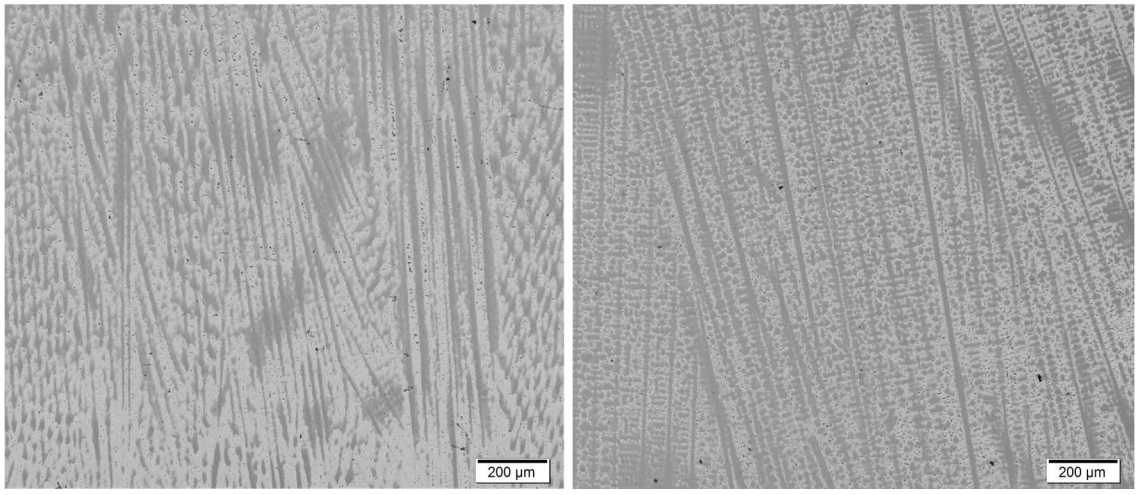
A microestrutura do revestimento, independente da condição, CS ou após TTPS, apresentou uma matriz austenítica γ, com solidificação do tipo celular-dendrítica e colunar-dendrítica, como pode ser observado nas Figuras III. 23 à III. 25. É possível observar a ocorrência de duas regiões distintas. Uma mais escura, que constitui a matriz

austenítica γ, e a outra mais clara, que corresponde às regiões interdendríticas da matriz γ.



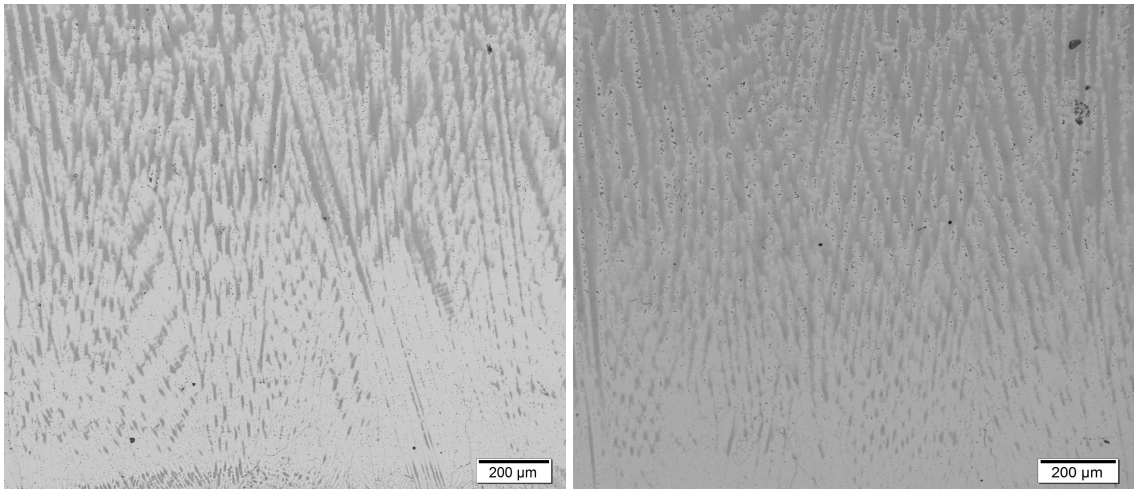
(a) (b)

Figura III. 23. Micrografias do revestimento, amostra S1. (a) CS e (B) TTPS. Aumento 200X.



(a) (b)

Figura III. 24. Micrografias do revestimento, amostra S2. (a) CS e (B) TTPS. Aumento 200X.



(a) (b)

Figura III. 25. Micrografias do revestimento, amostra S12. (a) CS e (B) TTPS. Aumento 200X.

Na soldagem de metais similares, o início da solidificação da zona fundida ocorre por meio do crescimento epitaxial, no qual os grãos zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da zona termicamente afetada [35].

Na soldagem entre materiais com composição química similar e mesma estrutura cristalina, o início de solidificação da zona fundida ocorre por meio do crescimento epitaxial, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA) [35].

A soldagem dissimilar também pode apresentar crescimento epitaxial, com o início da solidificação da zona fundida a partir do metal de base e avançando com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central do revestimento [35]. Com o início da solidificação no sentido do centro da ZF, o crescimento dos grãos prossegue na direção paralela ao máximo gradiente de temperatura, favorecendo um crescimento competitivo de grãos. Aqueles com orientação favorável à direção do máximo gradiente de temperatura apresentam maior facilidade de crescimento em relação aos grãos que coincidem com direções menos favoráveis [35].

A morfologia de crescimento é diretamente determinada pelos valores da taxa de solidificação local e o gradiente de temperatura entre o líquido e a interface de solidificação. Se a taxa de solidificação apresentar baixos valores ocorrerá o crescimento planar, pois o soluto terá tempo de difundir para o liquido a partir da interface. No entanto, quando a taxa de solidificação é alta não existe tempo suficiente

da difusão do soluto para o liquido e sua concentração na interface acarretará em um super-resfriamento constitucional [35].

Um elevado gradiente térmico, quando a diferença entre a temperatura na linha "*liquidus*" e a temperatura na interface for muito grande, ocasionará a predominância do super-resfriamento e, por conseguinte, o surgimento da solidificação de forma planar. Com a segregação do soluto e o aumento da diferença de temperatura entre a linha "*liquidus*" e a temperatura na interface, ocorre a redução do gradiente térmico e o efeito do super-resfriamento constitucional passa a ser significativo e a frente de solidificação passa a ter um crescimento celular ou dendrítico de acordo com o grau de super-resfriamento constitucional [35].

Durante a solidificação de ligas metálicas surgem diferenças de composição química entre as partes líquida e sólida, e enquanto o processo avança ocorre um acúmulo do soluto rejeitado pela parte recém-solidificada frente à interface de solidificação. O líquido neste ponto apresentará uma concentração de soluto maior do que a concentração inicial da liga, ocasionando o super-resfriamento constitucional, ou seja, a temperatura de solidificação diminuirá. O super-resfriamento constitucional desestabiliza o crescimento da interface macroscopicamente plana, tornando-a instável e fazendo com que o crescimento passe a ser colunar/dendrítico [35].

Na soldagem dissimilar entre a liga em estudo e o MB de aço carbono, o processo de solidificação do revestimento teve início através do crescimento planar, formado imediatamente após a linha fusão, alterando em seguida para o crescimento celular, ainda dentro da ZPM. Posteriormente, o crescimento se apresentou celular-dendrítico e com o avanço da solidifcação passou a ser colunar dendrítico.

A análise semiquantitativa dos elementos presentes no revestimento foi realizada perpendicularmente ao longo de algumas dendritas através de EDS, o que permitiu avaliar o grau de segregação dos elementos resultante do processo de solidificação. A análise indicou segregação dos elementos Mo e Nb para as regiões interdendríticas, enquanto que os núcleos dendríticos apresentaram um aumento no teor de Ni, Cr e Fe, conforme mostrado na Figura III. 26 para a amostra S2.

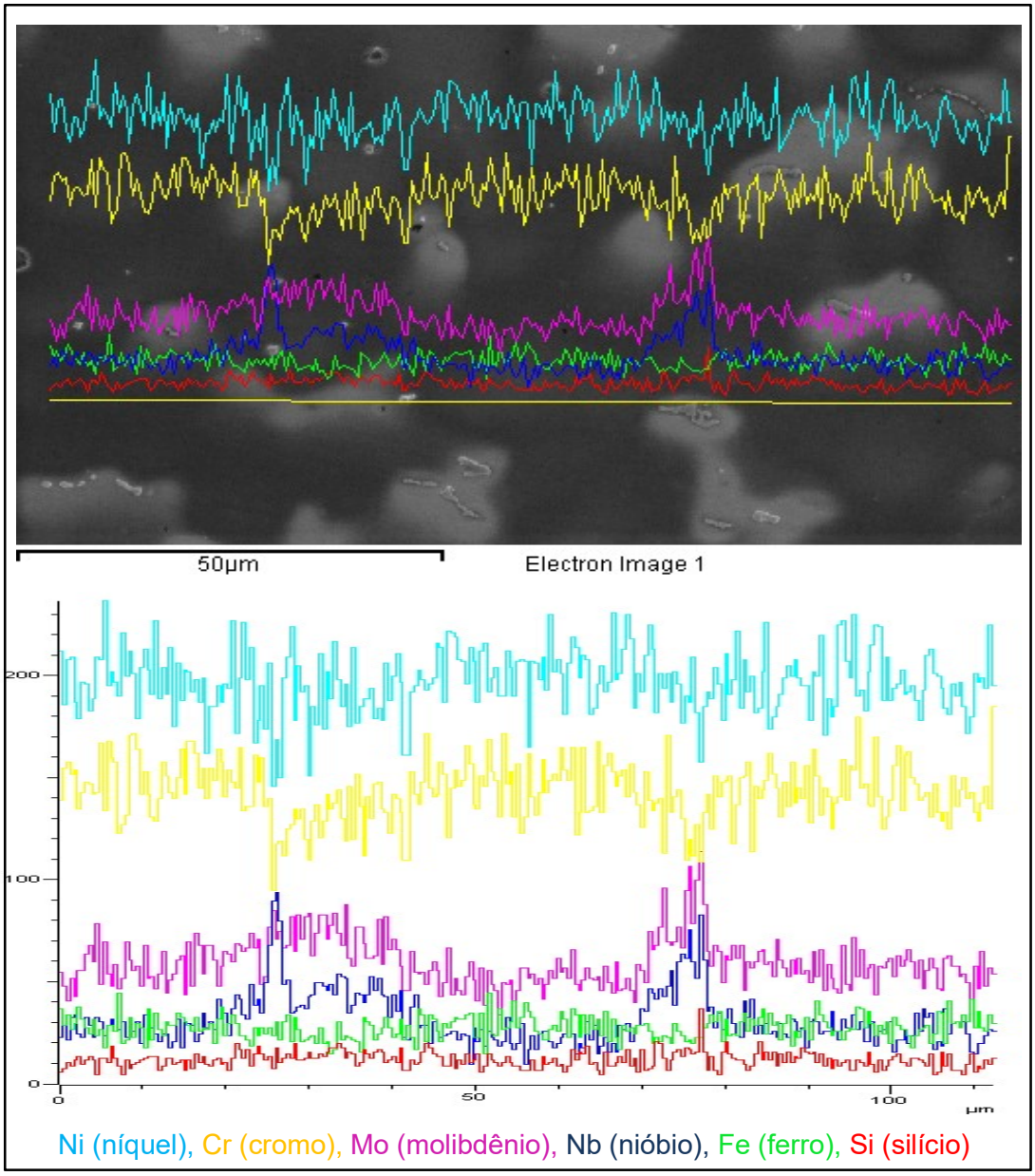


Figura III. 26. Perfil de composição química, amostra S2.

Ao iniciar o processo de solidificação, os primeiros sólidos a se formarem podem não acomodar tanto soluto, rejeitando este excedente para o interior do líquido durante a solidificação, ou o contrário, o sólido pode acomodar mais soluto do que o líquido, absorvendo soluto a partir do líquido [64]. Quem governa este comportamento durante a solidificação é o fator de partição ou coeficiente de redistribuição de soluto (k). Se o valor de k para um elemento é menor do que 1, o teor deste elemento na fase sólida é menor do que no líquido. Se o valor de k é maior do que 1, a concentração do elemento em fase sólida é maior do que na fase líquida [65].

Para encontrar os valores de k, tanto a composição química no centro da dendrita (C_S) quanto a composição na região interdendrítica (C_L) foram determinadas por EDS. Os valores de k foram calculados através da equação dada por:

$$k = \frac{C_S}{C_L}$$ Equação III. 1 [65]

Os resultados da composição química dos revestimentos em estudo, assim como os valores de k estão dispostos na Tabela III. 1. Os coeficientes de partição calculados para o Mo e o Nb exibiram valores menores do que 1, variando entre 0,64 a 0,79 e 0,22 a 0,42, respectivamente. Enquanto os elementos Ni, Cr e Fe apresentaram valores de k superiores a 1. Os valores de k para o Ni variaram entre 1,07 a 1,15, para o Cr entre 1,09 a 1,18 e os valores obtidos para o Fe entre 1,12 a 1,37. Os resultados alcançados neste trabalho, quanto a tendência do comportamento de segregação dos elementos analisados, estão de acordo com os resultados encontrados por Dupont [46], o qual obteve k_{Nb} = 0,46; k_{Mo} = 0,86; k_{Ni} = 1,04; k_{Fe} = 1,02; k_{Cr} = 1,05.

Tabela III. 1. Valores do coeficiente de partição (k) para os principais elementos químicos do revestimento da liga 625.

	Amostra								
	S1			S2			S12		
Elemento	C_s	C_L	k	C_s	C_L	k	C_s	C_L	k
Ni	60,77	55,90	1,08	59,84	55,50	1,07	61,74	53,49	1,15
Cr	22,53	20,59	1,09	22,09	19,97	1,10	22,70	19,22	1,18
Mo	9,23	12,09	0,71	9,93	12,51	0,79	8,47	13, 18	0,64
Nb	2,45	6,92	0,35	3,18	7,54	0,42	2,19	9,77	0,22
Fe	4,55	4,04	1,12	4,62	3,79	1,21	4,58	3,33	1,37

Analisando a Tabela III. 1, os valores superiores a 1 dos coeficientes de participação k dos elementos Ni, Cr e Fe, indicam que estes elementos segregam para o centro da dendrita. Com relação ao Cr, a segregação deste elemento para o sólido evita que precipitados ricos em Cr sejam formados ao final da solidificação. Os elementos Mo e o Nb apresentaram coeficiente de partição k menor que 1, o que implica no enriquecimento da região interdendrítica destes elementos ao final da solidificação.

Porém, o Nb segrega mais intensamente por apresentar valor de k inferior em relação ao Mo.

O teor de Fe tem forte influência sobre o valor do coeficiente de partição k do Mo e Nb. Quanto maior o teor de Fe no revestimento, menor será o valor do coeficiente de partição k do Nb e Mo, o que implica na segregação mais forte destes elementos [4]. Tal acontecimento se deve à diferença de número atômico entre o Fe (26) e o Ni (28). O átomo de Fe por ser menor, quando em maior quantidade na solução sólida tende a restringir a participação de elementos maiores como o Mb e o Nb na solução sólida, fazendo com que estes elementos sejam rejeitados pelo sólido [64].

A solubilidade do Mo no Ni é de cerca de 35%, enquanto no Fe- γ esta cai para 2,9%. O mesmo acontece para o Nb, que apresenta solubilidade de cerca de 18% no Ni, contrastando com apenas 1,5% que pode ser dissolvido no Fe-γ. Ao reduzir a solubilidade do Mo e Nb no Ni, o Fe diminui simultaneamente o valor do coeficiente de partição k para estes elementos. O aumento do teor de Fe no revestimento ocorre principalmente pela fusão e dissolução do metal de base [4]. Portanto, a fim de reduzir a segregação dos elementos Mo e Nb, ou seja, aumentar o valor do coeficiente de partição k para estes elementos, a diluição dever ser tão baixa quanto possível.

A amostra S12 apresentou os menores valores de k para o Mo e o Nb, indicando maior segregação destes elementos. Assim, pode-se esperar que uma maior quantidade de precipitados estejam presentes nesta região do revestimento.

De forma a estebelecer uma possível correlação entre os resultados apresentados para os coeficientes de partição (k) e a formação de fases secundárias, foi realizada uma análise quantitiva dos precipitados presentes no revestimento. É válido destacar que na liga em estudo foram evidenciadas duas fases (carbonetos e fase Laves), porém na análise foi considerado somente a distinção entre precipitado e matriz. Os resultados da quantificação realizados conforme o item II. 6 estão dispostos na Tabela III. 2.

Tabela III.2. Resultados da análise de quantificação dos precipitados.

Amostra	Quantificação dos precipitados (% vol.)
S1	1,2
S2	0,9
S12	1,4

Em conformidade com os resultados obtidos para os coeficientes de partição dos elementos Mo e Nb da região de interpasse, a análise quantitativa evidenciou um maior volume de precipitados para esta região. Tal resultado pode estar relacionado à sobreposição de ciclos térmicos, os quais podem ter elevado a temperatura do revestimento dentro de faixas que ocasionaram a precipitação de novas fases ou o crescimento das fases já existenes, levando a uma maior fração volumetrica de fases secundárias [63]. Um segundo fator que pode ser apontado para esta variação de precipados é o aumento da participação do Fe. Este elemento ocasiona a redução da solibulidade de elementos refratários na liga de Ni, modificando o coeficiente de partição k, tornando mais forte a segregação de elementos como o Mo e o Nb para o líquido, os quais são os principais formadores de fases secundárias [65].

III. 2.1.2. Caracterização das segundas fases

Os precipitados observados nas amostras revestidas com a liga 625 apresentaram três tipos de morfologia: esférica, em bloco (aspecto cúbico), eutética e variada, não sendo observado a formação de longas cadeias de eutéticos, conforme exibido na Figura III. 27. Silva [63] verificou que a presença de longas cadeias de estruturas eutéticas próximo a interface MB/revestimento levou à formação de trincas de solidificação ao longo dos contornos de grãos. Diversos trabalhos na literatura consideram como fator decisivo para a desenvolvimento de trincas à quente, a formação de eutéticos com baixo ponto de fusão decorrentes do processo de segregação durante a solidificação [63, 66,67].

Quanto à localização das fases secundárias, o formato esférico e em blocos foram observado tanto próximo ao centro das dendritas quanto nas regiões interdendríticas em todo o revestimento. Os eutéticos e com forma variada, se concentraram nos volumes interdendríticos, sendo estes os principais locais de formação destes precipitados. Esta ocorrência pode ser atribuida ao enriquecimento destas regiões em elementos formadores de segundas fases, neste caso Mo e Nb, que segregam do sólido para o líquido durante o processo de solidificação, sendo a região interdendrítica a última a se solidificar.

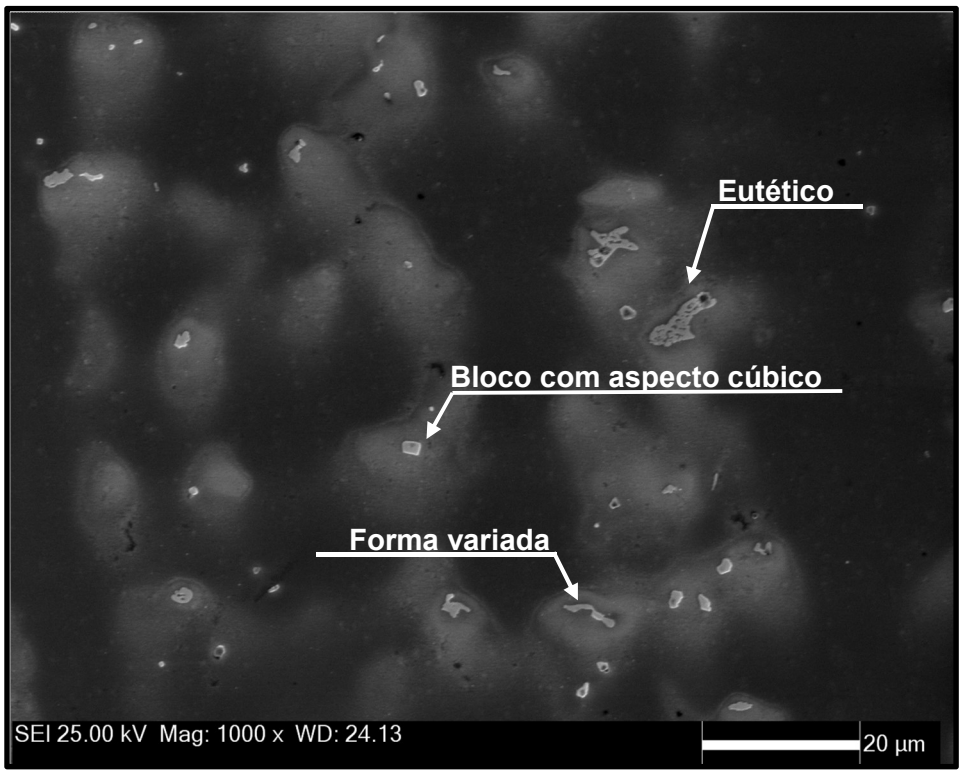
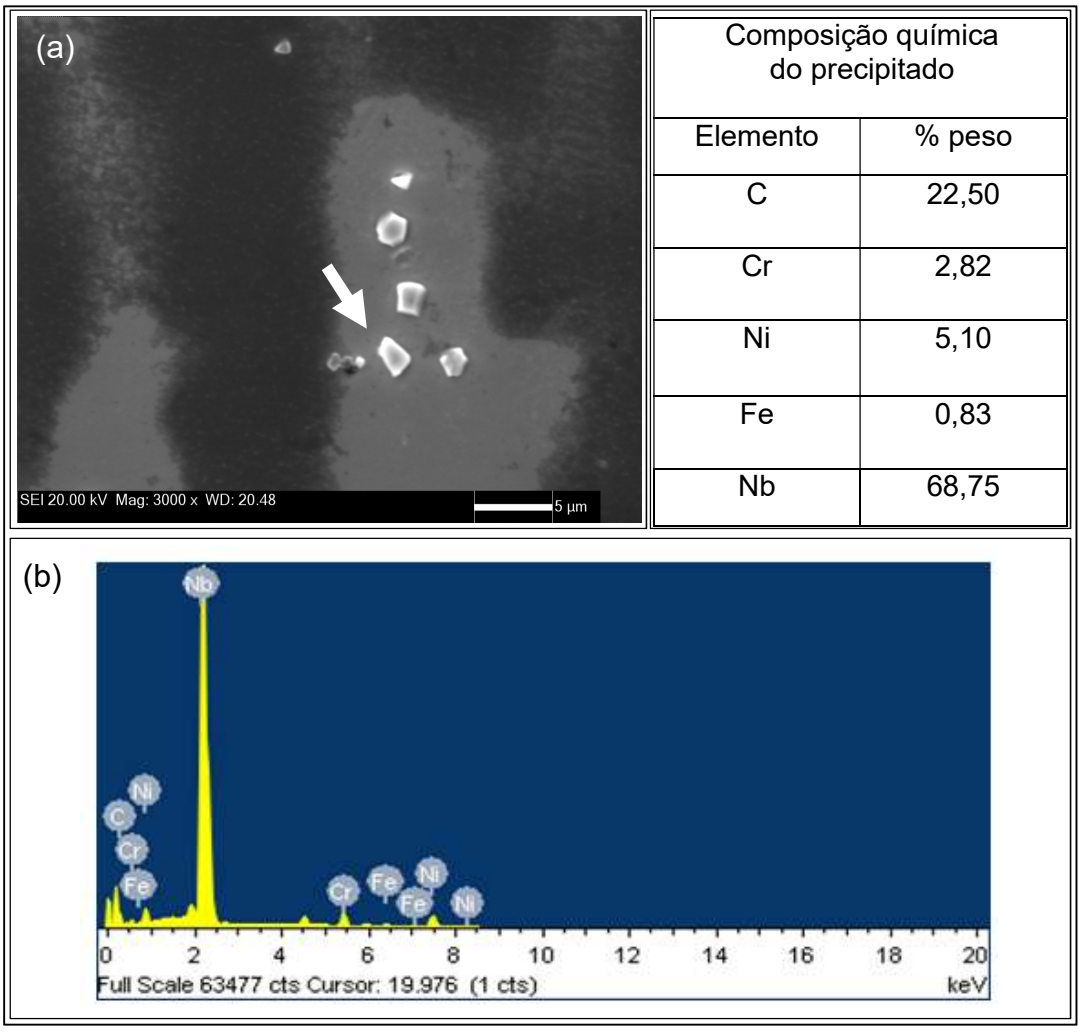


Figura III. 27. Morfologias das fases secundárias observadas nos revestimentos depositados com a liga 625.

O primeiro indício de precipitação observado próximo à linha de fusão dos revestimentos, tanto na condição CS quanto após TTPS, foram precipitados com aspecto cúbico. A análise química por EDS, exibida na Figura III. 28, indicou que estes precipitados são ricos em Nb.

A liga 625 apresenta um percentual de 3,5 a 4,0% de Nb, no entanto, o resultado da análise por EDS indicou precipitados ricos em Nb, com 68,75% deste elemento em sua composição. Outro fator observado foi o elevado teor de C no precipitado, que apresentou 22,50% deste elemento. Embora a quantificação do C por EDS não seja precisa, o fato do espectro apresentar um pico deste elemento pode ser um indicativo que este precipitado seja um carboneto de Nb.

O carbono presente nas ligas de Ni tem por função básica contribuir para o endurecimento das mesmas. Este elemento reage com os elementos de liga que apresentam grande afinidade para formar carbonetos, como o Nb, Cr, o Ti entre outros. Esses carbonetos restringem o movimento dos contornos de grãos em altas temperaturas, evitando ou minimizando o amolecimento causado pelo crescimento de grão e pelo mesmo motivo aumentam a resistência à fluência [5].



Composição química do precipitado	
Elemento	% peso
C	22,50
Cr	2,82
Ni	5,10
Fe	0,83
Nb	68,75

Figura III. 28. (a) Precipitados em blocos na amostra S12, condição CS. (b) Análise química por EDS do respectivo precipitado.

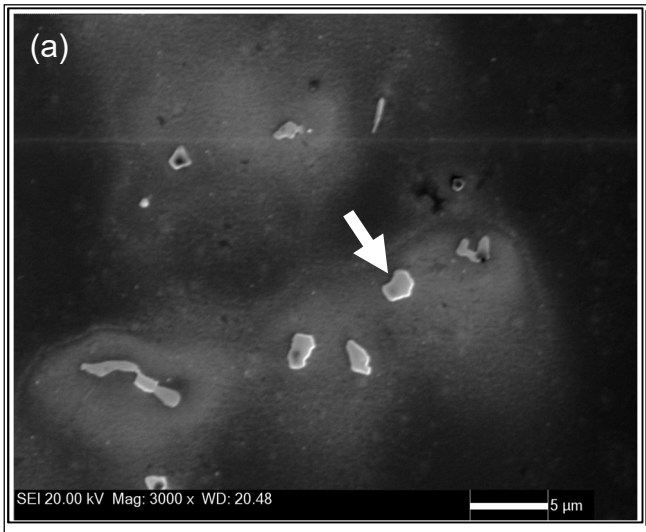
Embora o teor de C da liga em estudo seja controlado durante o processo de produção para mantê-los em níveis expressivamente baixos, o percentual deste elemento na liga diluída pode ser elevado em consequência da mistura com o metal de base [63].

A presença de carbonetos do tipo MC na liga 625 é bastante reportada pela literatura [3, 43, 54, 67]. No entanto, foram observadas morfologias diferentes para este tipo de precipitado. Cieslak *et. al.* [43] no estudo do processo de solidificação da liga 625 indentificaram a presença de carbonetos do tipo MC com dois tipos de morfologia: eutética e outra denominada escrita chinesa. DuPont [68] em uma abordagem para estimar a temperatura das reações de solidificação das fases secundárias em superligas de Ni contendo Nb e C verificou a formação de carbonetos MC do tipo NbC, sendo a morfologia apenas eutética. Górnikowska e Blicharski [3] também identificaram a

formação de carboneto MC ao estudarem o processo de microsegregação e precipitação em revestimentos depositados com a liga 625 sobre aço carbono, contudo, a morfologia evidenciada destes carbonetos foi somente em blocos.

No presente trabalho, os carbonetos observados apresentaram morfologia em forma de blocos com aspecto cúbico, não sendo observado a formação de carbonetos eutéticos ou com morfologia de escrita chinesa.

A análise por EDS apresentada na Figura III. 29 exibe os resultados encontrados para os precipitados com morfologia em blocos observados à uma altura de 3,0mm em relação à linha de fusão.



Composição química do precipitado	
Elemento	Concentração (% peso)
C	15,09
Ti	1,57
Ni	17,08
Fe	1,27
Cr	7,91
Nb	47,00
Mo	10,08

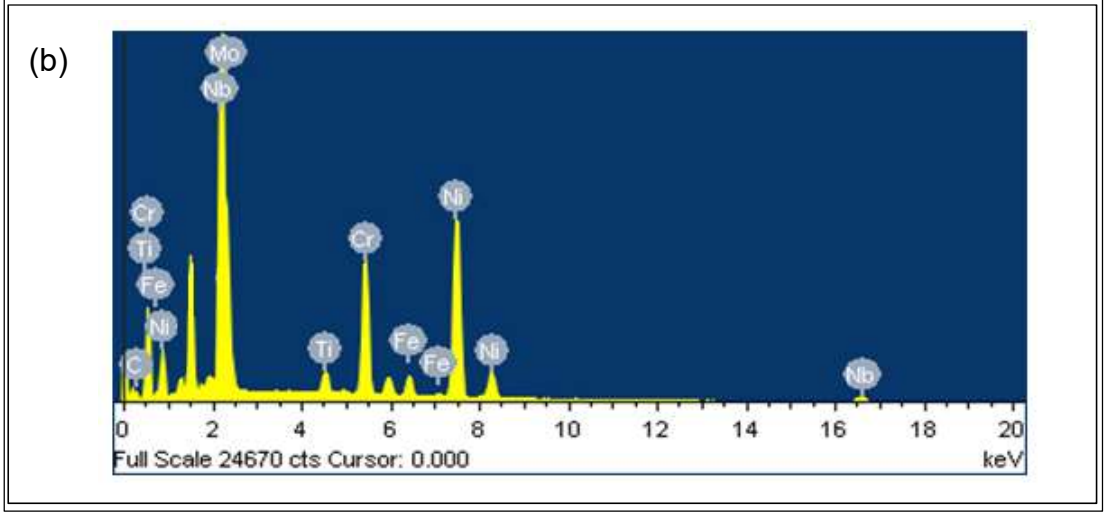


Figura III. 29. (a) Precipitados presentes na amostra S1, condição CS. (b) Espectro por EDS do precipitado.

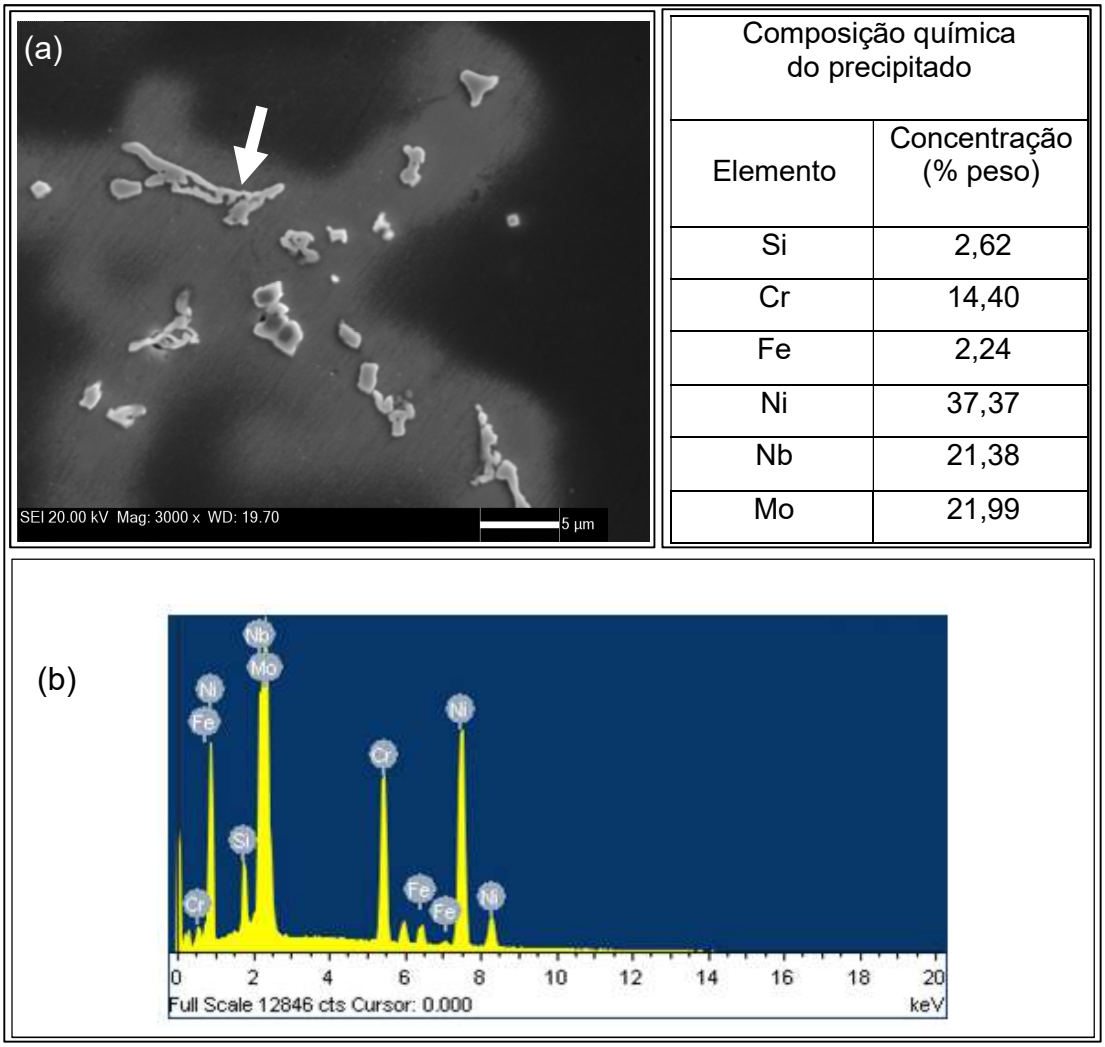
Em contraste com os observados anteriormente, tais precipitados, além do elevado teor de Nb, também apresentaram níveis consideráveis de Ni, Cr, Mo. A

presença destes elementos, principais constituintes da liga em estudo, com teores relativamente altos pode está relacionada à interação de elétrons do feixe com a matriz γ, mesmo quando o ponto de análise estiver sobre o constituinte [61]. Outro aspecto importante observado foi a presença de Ti (1,57%), sendo este elemento considerado um formador de carbonetos e nitretos.

Segundo Silva [61], os (TiNb)N presentes no metal de adição permanecem no estado sólido durante a solidificação e atuam como agentes nucleantes para que parte do Nb presente no metal líquido solidifique na forma de carboneto (NbTi)C. A explicação para esse evento propõe que os nitretos são parcialmente expelidos pelo sólido para o líquido interdendrítico juntamente com a segregação de elementos como Nb e Mo durante a solidificação. Com o enriquecimento da região interdendrítica por Nb, o qual apresenta um teor significativamente maior na composição da liga em comparação ao Ti e uma alta capacidade para segregar para o líquido, a região do líquido ao redor do (TiNb)N se torna extremamente favorável para a incorporação de átomos de Nb sobre a superfície do (TiNb)N, fazendo com que a partícula cresça substituindo gradualmente Ti por Nb. A presença de C forma inicialmente uma casca de carbonitreto (NbTi)CN e com a substituição gradual do Ti por Nb, o crescimento prossegue até a formação somente de carboneto (NbTi)C ou até forma carbonetos NbC. A formação de carbonetos (NbTi)C sobre a superfície dos nitretos (TiNb)N é o que explica a presença dos precipitados em forma de bloco ou com morfologia cúbica [63].

A formação de carbonetos ricos em Nb tem efeito benéfico sobre as características microestruturais do revestimento. A formação destes carbonetos consome o Nb em excesso segregado para o líquido interdendrítico, minimizando a formação de fases com baixo ponto de fusão como a fase Laves, a qual está diretamente associada à formação de trincas à quente [63].

Um segundo tipo de morfologia observada nas amostras revestidas com a liga 625 foi a morfologia eutética indicada na Figura III. 30. A análise por EDS do precipitado indicou um teor de Nb (21,38%) cerca de 6 vezes maior que a matriz γ, que apresenta de 3,5 a 4,0% de Nb. Também foi evidenciado teores mais significativos para o Cr (14,40%), Ni (37,37%) e Mo (21,99%). Além da presença de Fe (2,24%) e Si (2,62%). Diferentemente dos precipitados observados anteriormente, não foram detectados picos de C e Ti.



Composição química do precipitado	
Elemento	Concentração (% peso)
Si	2,62
Cr	14,40
Fe	2,24
Ni	37,37
Nb	21,38
Mo	21,99

Figura III. 30. Precipitados com morfologia eutética. Amostra S12, condição TTPS. (b) Espectro por EDS do precipitado.

A Tabela III. 3 exibe a composição química do precipitado análisado neste trabalho via EDS em conjunto com os reportados pela literatura [43, 46, 54, 69]. Os resultados experimentais em conjunto com os dados reportados pela literatura indicam que estes precipitados com morfologia eutética são fases Laves rica em Nb. A fase Laves exibe uma estrutura hexagonal, sendo caracterizada pela composição estequiométrica A_2B, em que A representa Ni, Fe e Cr, enquanto B significa Nb, Mo, Si e Ti [3].

Durante o processo de solidificação o Si segrega fortemente e participa tanto da formação de fase Laves quanto de carbonetos do tipo M_6C, não sendo observados em carbonetos do tipo MC [43]. Em concordância com a literatura, não foram observados picos de Si nos precipitados em blocos, que indicaram ser carbonetos de Nb.

Tabela III. 3. Análise da composição da fase Laves.

Composição (% peso)						
Fase	Si	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
Laves	2,62	14,40	2,24	37,37	21,38	21,99
Cieslak (Laves)	0,1-2,2	13,6-15,6	0,9-1,4	45,6-48,2	16,8-19,2	17,06-9,8
Dupont (Laves)	1,1	11,6	18	30,2	22,1	16,7
Floren (Laves)	4,0	22,0	3,0	48,0	11,0	12,0
Cortial (Laves)	1,3	18,2	2,3	42,6	16.2	19,4

O terceiro tipo de precipitado apresentando mofologia variada presente nas amostras pode ser observado na Figura III. 3. Através da ánalise por EDS foram identificados os principais elementos constituintes neste tipo de precipitado, que indicou semelhança ao precipitado apresentado anteriormente.

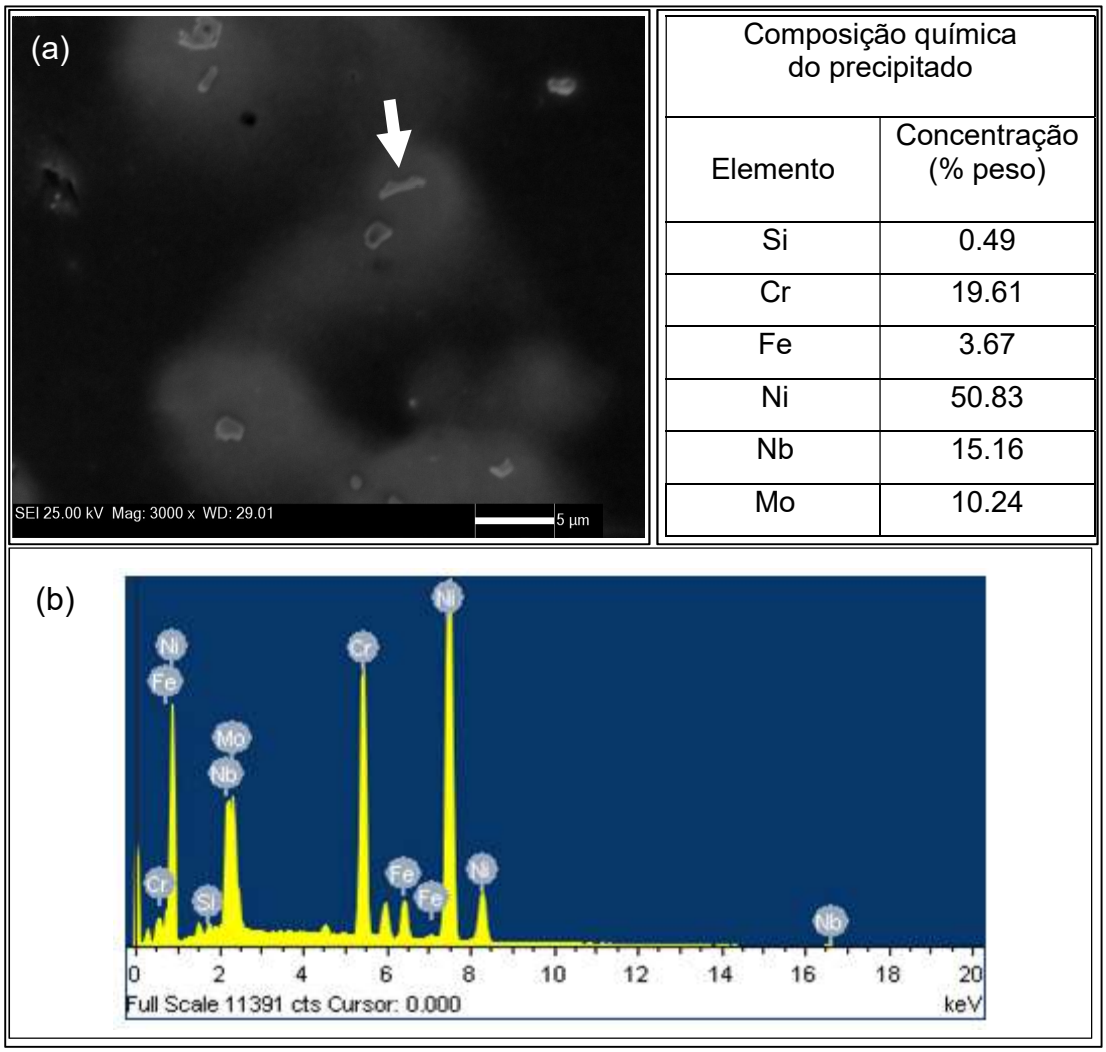
Com base no resultado da composição química do precipitado e nos dados da literatura apresentados previamente na Tabela III. 3, o constituinte pode ser indicado como uma fase Laves, tendo em vista que o mesmo possui uma composição consistente com esta fase, ou seja, estão presentes os elementos Nb, Mo, Si, Ni, Cr e Fe. Com exceção da ausência do elemento Ti, este resultado está de acordo com a fórmula da fase Laves: $(Nb, Mo, Si, Ti)(Ni, Cr, Fe)_2$.

DuPont [46] em seu trabalho sobre a solidificação da liga 625 observou apenas a formação de fases Laves, seguindo a seguinte seuqência de solidificação:

$$L \longrightarrow L + \gamma \longrightarrow L + \gamma + \textit{Laves} \longrightarrow \gamma + \textit{Laves} \qquad \text{Equação III. 2 [46]}$$

No presente trabalho além da formação de fases Laves foi observado também a formação de precipitados cúbicos que, por comparação com a literatura, podem ser identificados como carbonetos ricos em Nb. Tal acontecimento pode estar associado ao teor de Fe presente nos revestimentos devido à diluição. DuPont [46] verificou um teor

de Fe de 28%, sendo bastante superior aos encontrados no dado trabalho, cujos teores foram de 4 e 7%.



Composição química do precipitado	
Elemento	Concentração (% peso)
Si	0.49
Cr	19.61
Fe	3.67
Ni	50.83
Nb	15.16
Mo	10.24

Figura III. 31. Análise do precipitado com morfologia variada. Amostra S2, condição TTPS. (b) Espectro por EDS do precipitado.

Considerando os estudos realizados na determinação da temperatura final de solidificação da liga 625 [43, 70] quanto maior for esta temperatura menor será a faixa de solidificação e menor será a susceptibilidade de formação de trinca à quente. Dupont *et. al.* [70] verificou que quando a solidificação favoreu a formação de carbonetos NbC, a temperatura final variou entre 1360ºC e 1305ºC. No entanto, com a formação de fase Laves a temperatura variou entre 1256ºC e 1243ºC. Cieslak *et al.* [43] variaram os teores dos elementos Nb, C e Si para avaliar a temperatura final de solidificação da liga 625 e também obtiveram como resultado uma temperatura de solidificação maior quando

carbonetos estavam presentes na liga do que quando houve a formação de fases Laves. Observando estes estudos e considerando a susceptibilidade de formação de trincas à quente é preferível a maior ocorrência de carbonetos ao invés de fase Laves.

De modo geral, tanto a distribuição quanto a morfologia dos precipitados observados ao longo das camadas do revestimento se apresentaram de modo semelhante em relação às condições estudadas, CS e após TTPS. Os precipitados que evidenciaram ser carbonetos foram observados em maior quantidade em relação a fase Laves, principalmente próximo a linha de fusão. A maior quantidade de carbonetos pode estar associada ao elevado aporte térmico utilizado no presente trabalho. O aporte térmico mais elevado reduz a velocidade de resfriamento e solidificação, proporcionando tempo suficiente para a segregação, assim como também para o crescimento de carbonetos dos tipos (NbTi)C e NbC. Tal processo auxilia no consumo de Nb, ajudando a reduzir a formação da fase Laves [63].

Análises termodinâmicas foram realizadas para estimar a formação de fases secundárias na liga em estudo. Os resultados obtidos experimentalmente a partir da observação da microestrutura da liga 625 foram comparados com a composição desta liga simulada pelo método de Scheil-Gulliver através do software Thermo-Calc, que utilizou como banco de dados o TTNi8. A Figura III. 32 mostra o caminho de solidificação da liga e a formação de fases em função da temperatura.

De acordo com o diagrama, a liga encontra-se na fase líquida acima de 1350ºC. Conforme a temperatura reduz os primeiros sólidos formados são os da fase matriz γ, que constituem cerca de 90% até aproximadamente 1200ºC. A matriz γ cresce sob a forma de dendritas devido às condições de solidificação impostas durante o resfriamento. Essa estrutura solubiliza diversos elementos, segregando os que apresentam menor velocidade de difusão para o líquido, assim como os que possuem maior raio atômico devido à dificuldade de acomodação destes elementos na solução sólida γ [71].

A fase gama γ cresce durante um longo gradiente térmico apontado pela linha em vermelho no diagrama. A linha em verde indica o início da solidificação da região interdendrítica, com a formação de carbonetos do tipo MC (NbC) a partir da temperatura de 1200ºC. Abaixo de 1150ºC, o líquido saturado em elementos que não foram consumidos na formação dos carbonetos favorece a formação da fase Laves. A solidificação da liga termina com a formação das fases sigma e delta próximo de 1140ºC.

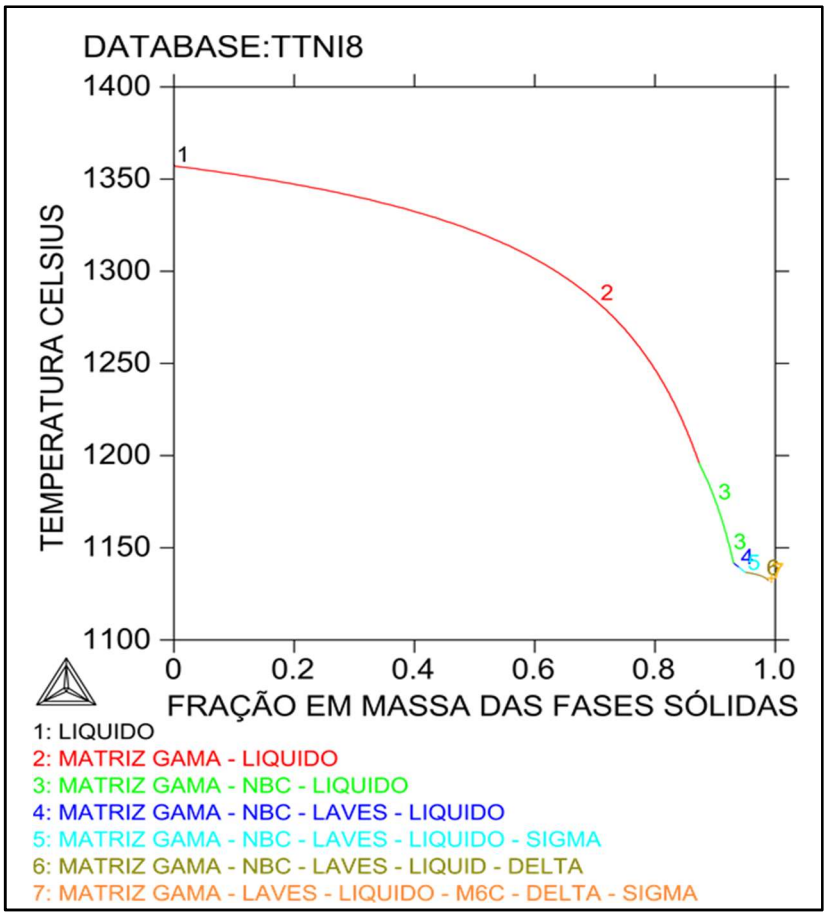
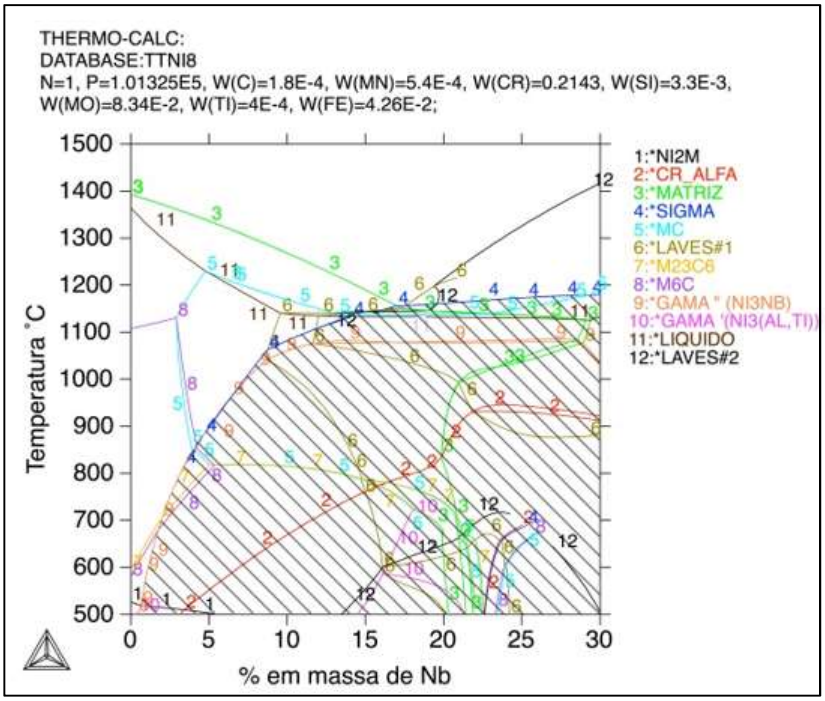
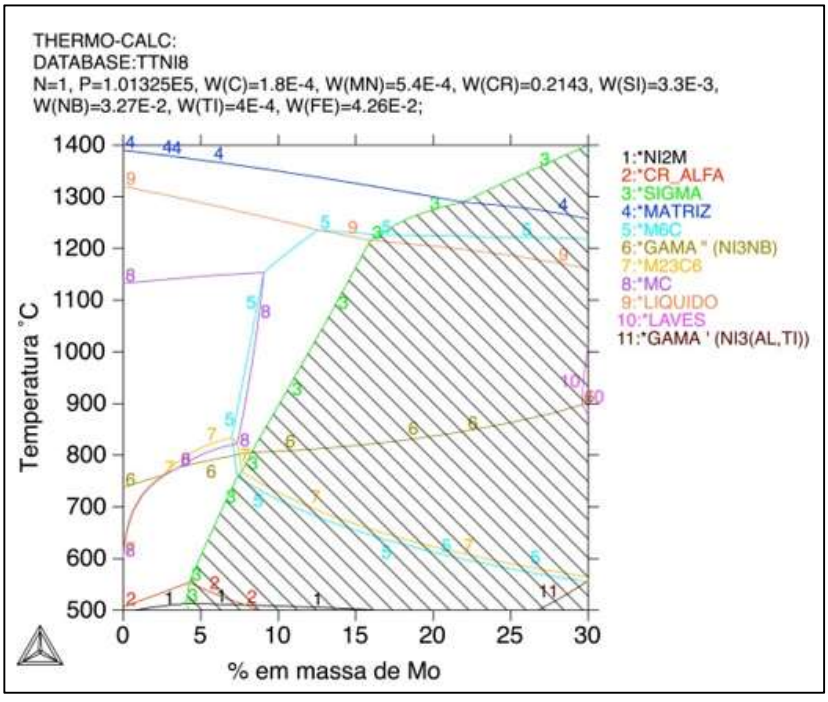


Figura III. 32. Diagrama de Scheil. Estimativa da formação de fases secundárias para os metais de solda.

Em virtude da realização de um tratamento térmico a 620ºC durante 10h, cálculos de equilíbrio de fases formadas nessa temperatura também foram realizados. A Figura III. 33 exibe dois diagramas pseudo-binários com diferentes elementos, mostrando a influência sobre a formação de fases secundárias. O primeiro diagrama foi realizado utilizando Nb, Figura III. 33 (a), o qual evidencia que a segregação deste elemento a 620ºC induz a precipitação da fase gama duas linhas (γ"*). Por esta fase ser endurecedora, a* sua ocorrência pode levar ao aumento de resistência. A metaestabilidade da fase γ" deve-se à transformação para a fase δ acima de 650ºC [18]. Para o segundo diagrama com variações de Mo, Figura III. 33 (b), foi prevista a formação da fase sigma. A formação desta fase tem como resultado o decréscimo da solubilidade dos elementos Fe e Cr na matriz γ [18].



(a)



(b)

Figura III. 33. Diagrama pseudo-binário com variações de: (a) Nb e (b) Mo.

A sequência de solidificação simulada é condizente com os resultados obtidos da liga em estudo, sendo observada a presença de carbonetos de Nb e fase Laves. Estes resultados estão em concordância com o relatado pela literatura [1, 7, 19, 21, 66].

A análise por MET evidenciou, após o TTPS, a precipitação da fase γ'' (Ni_3Nb) finamente dispersa distribuída na matriz austenítica, conforme exibido pela Figura III. 34. Alguns trabalhos encontrados na literatura [34,54,72] reportam a presença da fase γ'' após a realização de TTPS em diferentes temperaturas. Cortial *et al.* [54], estudaram o efeito de tratamentos térmicos realizados entre 600 e 1000ºC sobre as propriedades da liga 625. Foi observado que a presença da fase γ'' nos espaçamentos interdendríticos ocasionou um aumento nos valores de resistência mecânica e redução da ductilidade e resistência ao impacto. Contudo, a precipitação desta fase foi evidenciada para temperaturas a partir de 700ºC. Estudos posteriores [34,72] relataram a precipitação da fase γ'' em temperaturas inferiores. Suave *et al.* [72] evidenciaram a formação da fase γ'' a partir de 550ºC, enquanto Shankar *et al*. [34] observaram a precipitação a 650ºC. Ambos os autores relataram resultados similares, com um aumento nos valores de dureza, maior resistência à tração, diminuição da ductilidade e na tensão de ruptura.

Com base nos resultados da literatura [34, 54, 72], a observação da fase γ'' no presente estudo indica que o aumento nos valores de dureza observado após TTPS resulta da precipitação desta fase na matriz γ.

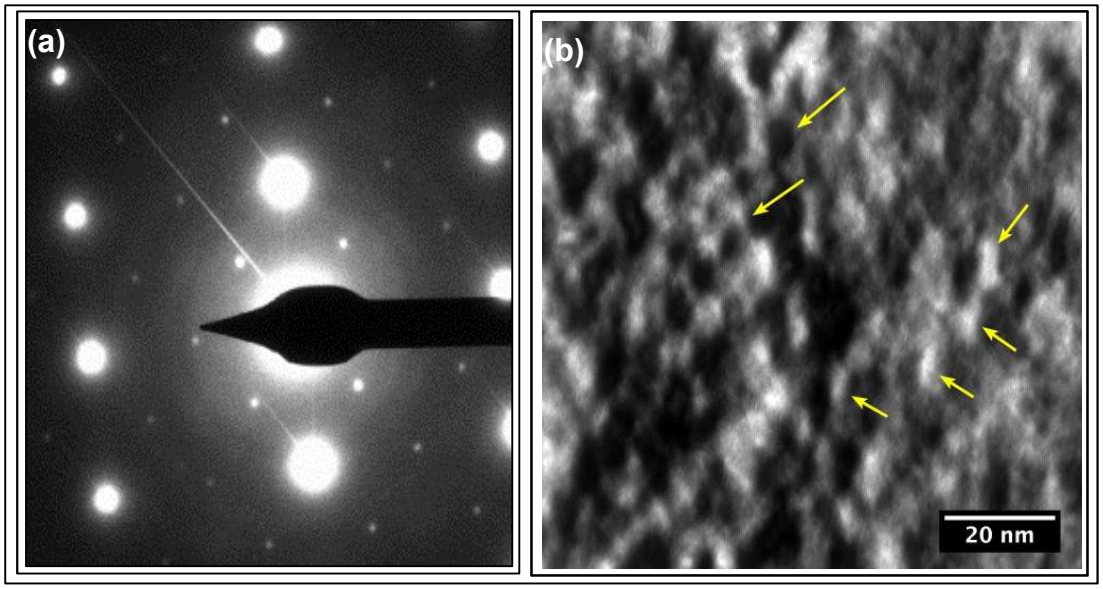


Figura III. 34. Precipitação de fase γ'' após TTPS na liga 625. (a) Padrão de difração de elétrons, onde os pontos claros maiores referem-se à matriz e os menores aos precipitados γ''. (b) As setas amarelas indicam os precipitados γ''.

III. 2. 1. 3. Análise Química

O resultado da análise química dos revestimentos realizados a partir da interface MB/revestimento encontram-se apresentados na Tabela III. 4. Nesta tabela são exibidos os principais elementos que compõem a liga em estudo, além de alguns elementos secundários.

Embora a análise química realizada contemple quatro alturas, foi adotado como base para os cálculos de diluição a posição correspondente à altura 3,0 mm, em concordância com a norma ISO 10423 [73].

Avaliando o teor de Fe, os resultados mostram que a amostra com uma camada de revestimento obteve um teor de 4,26% de Fe, enquanto a amostra com duas camadas de revestimento alcançou um teor de Fe de 7,08%. Segundo a norma ISO 10423 [8], destinada à construção de equipamentos para o setor de petróleo e gás, o teor de Fe em um revestimento metálico com uma liga resistente à corrosão deve ser inferior a 5,0% próximo à superfície, para garantir um bom desempenho em serviço. Segundo a mesma norma, para algumas aplicações teores entre 5 e 10% são aceitáveis. No entanto, não é especificada a origem para esta classificação.

Com base nos resultados do teor de Fe, foram determinados os níveis de diluição para as amostras contendo uma e duas camadas de revestimento com a liga 625. A diluição foi determinada através da Equação III. 3 dada por:

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

onde:

***C*ms:** concentração do elemento, neste caso o Fe, no metal de solda;

***C*ma:** concentração do elemento no metal de adição; e

***C*mb:** concentração do elemento no metal de base.

Através da Equação III. 3 e com base nos percentuais de Fe no metal de base (98,2%), no metal de solda (0,19%) e no metal depositado a 3,0 mm da interface, os valores encontrados da diluição local foram: 4,1% para a primeira camada e 7,0% para a segunda camada. Tais níveis de diluição podem ser atribuídos ao processo de soldagem eletroescória utilizado neste trabalho, que apresenta como uma de suas principais características a baixa taxa de diluição.

Uma diluição reduzida é sempre desejada, pois minimiza a formação de zonas frágeis e susceptíveis a ataque corrosivo, além de contribuir para se evitar a ocorrência trincas de solidificação no revestimento [5].

Os resultados de diluição indicam que é possível o depósito de revestimentos com a liga 625 tanto em uma única camada quanto em duas camadas e alcançar níveis de diluição e teores de Fe dentro das faixas estabelecidas por normas. Isso mostra que o processo de soldagem eletroescória é uma boa opção para aplicações de revestimentos.

A análise química também possibilita a realização do cálculo do Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites (PREN), o qual considera os teores dos principais elementos de liga que participam do mecanismo de formação da camada passivadora. Os valores do PREN foram calculados através da Equação III. 4 [74]:

$$PREN = \%Cr + 3{,}3\ (\%Mo) + 30\ (\%N) \qquad \text{Equação III. 4 [74]}$$

Adotando os teores dos elementos de liga Cr, Mo e N na altura de 3,0 mm acima da interface, os valores obtidos do PREN para a primeira e segunda camada foram 48 e 46, respectivamente. Os valores obtidos do PREN se encontram acima de 40, sendo associados às ligas superduplex [5]. Com isso, percebe-se que a deposição de uma segunda camada de revestimento da liga de níquel 625 utilizada no presente trabalho possui excelente resistência à corrosão por pites.

A resistência à corrosão de metais de alta liga, como aços inoxidáveis e ligas de níquel, pode ser afetada pela segregação de elementos como o Cr e o Mo, durante a solidificação, aliado ao efeito da diluição que deve ser limitado a níveis baixos para evitar a ocorrência de altos teores de Fe no revestimento [75].

Gittos e Gooch [8] avaliaram o efeito do teor de Fe e, consequentemente, o efeito da diluição na resistência à corrosão de revestimentos depositados com a liga 625 sobre um aço C-Mn. As análises foram realizadas segundo a norma ASTM G-48 através de ensaios de imersão em solução aquosa de $FeCl_3$. A temperatura foi modificada durante as análises para determinar a temperatura crítica de pite. Segundo os autores, existe uma correlação entre a diluição e a resistência à corrosão por pites, sendo indicado o limite de no máximo 5% do teor de Fe.

Tabela III. 4. Composição química das camadas de revestimento com a liga 625 determinadas por espectroscopia de emissão ótica.

Liga 625	Composição química (% peso)														
	H (mm)	**C**	**Cr**	**Ni**	**Mn**	**Si**	**Mo**	**N**	**Cu**	**Nb**	**Ti**	**Fe**	**W**	**Al**	**Co**
1ª camada	7,0	0,019	21,65	61,52	0,05	0,17	8,5	NE	0,009	3,55	0,024	4,44	0,02	NE	0,031
	5,0	0,018	21,38	62,05	0,06	0,34	8,37	NE	0,009	3,30	0,044	4,35	0,02	0,016	0,032
	3,0	0,018	21,43	62,18	0,05	0,33	8,34	NE	0,009	3,27	0,04	4,26	0,02	0,002	0,029
	0,5	0,18	21,29	61,76	0,05	0,34	8,38	NE	0,009	3,28	0,04	4,46	0,016	0,013	0,003
2ª camada	7,0	0,016	21,85	62,76	0,03	0,35	8,7	NE	0,009	3,36	0,048	2,84	0,01	0,012	0,031
	5,0	0,016	21,53	58,79	0,03	0,33	8,6	NE	0,009	3,22	0,042	7,40	0,009	0,023	0,027
	3,0	0,023	20,41	61,12	0,09	0,35	8,0	NE	0,007	2,89	0,046	7,08	0,016	0,017	0,027
	0,5	0,022	20,88	60,72	0,08	0,31	7,9	NE	0,007	2,89	0,046	7,08	0,016	0,017	0,027

(H) – Altura em relação à linha de fusão.

As Figuras III. 35 à III. 38 mostram a diluição dos principais elementos que constituem as camadas de revestimento da liga em estudo, com base nos dados das análises químicas, segundo a Tabela III. 3.

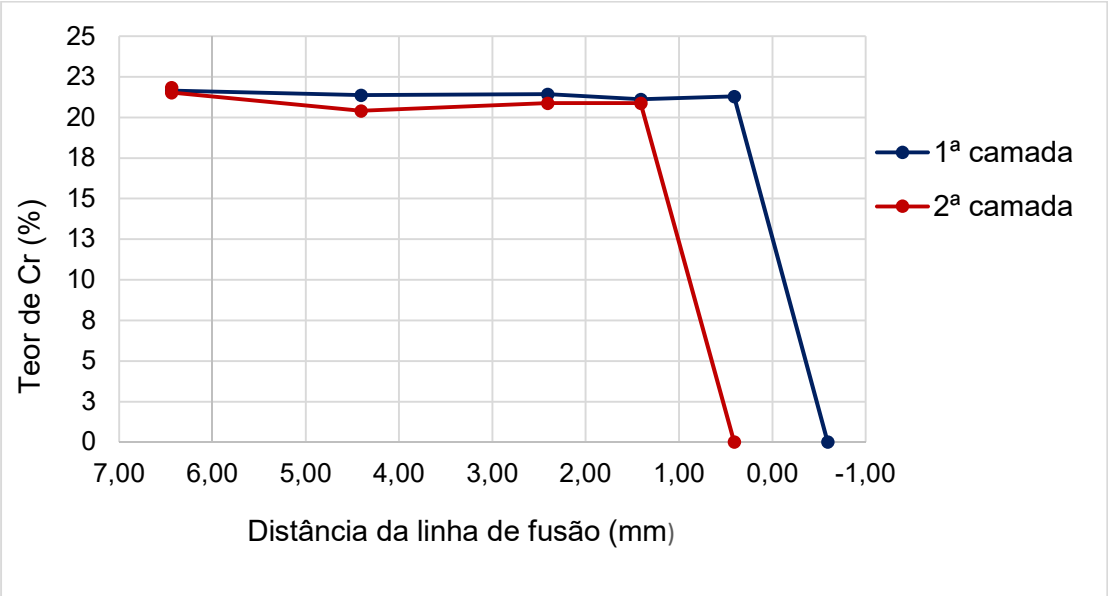


Figura III. 35. Diluição do Cr ao longo das camadas do revestimento.

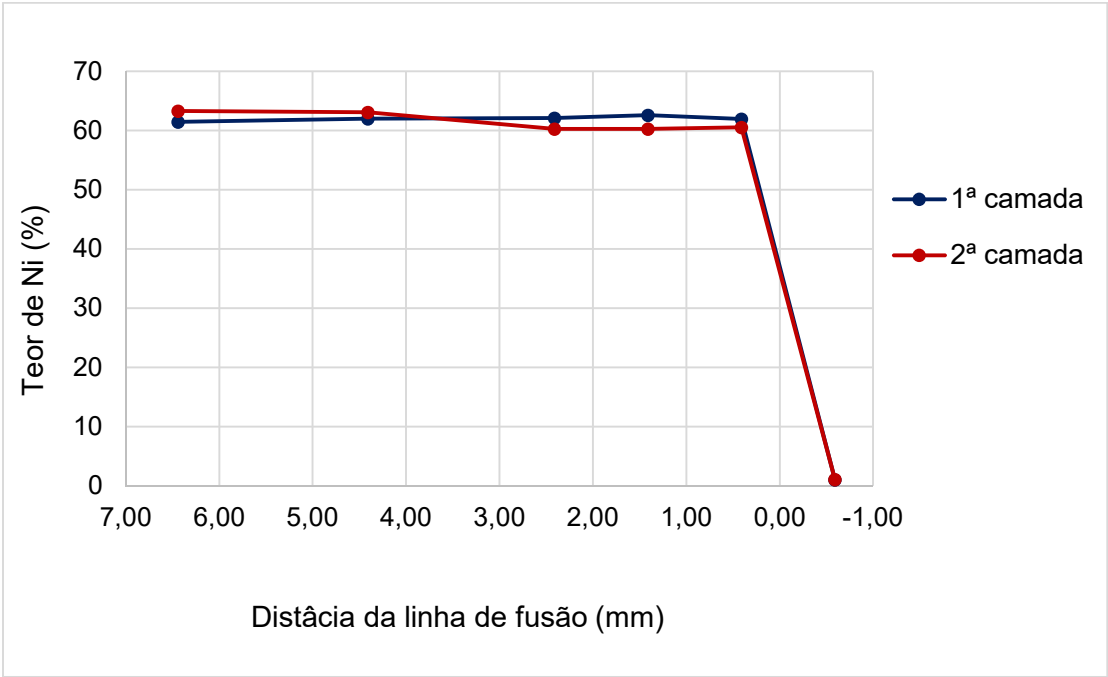


Figura III. 36. Diluição do Ni ao longo das camadas do revestimento.

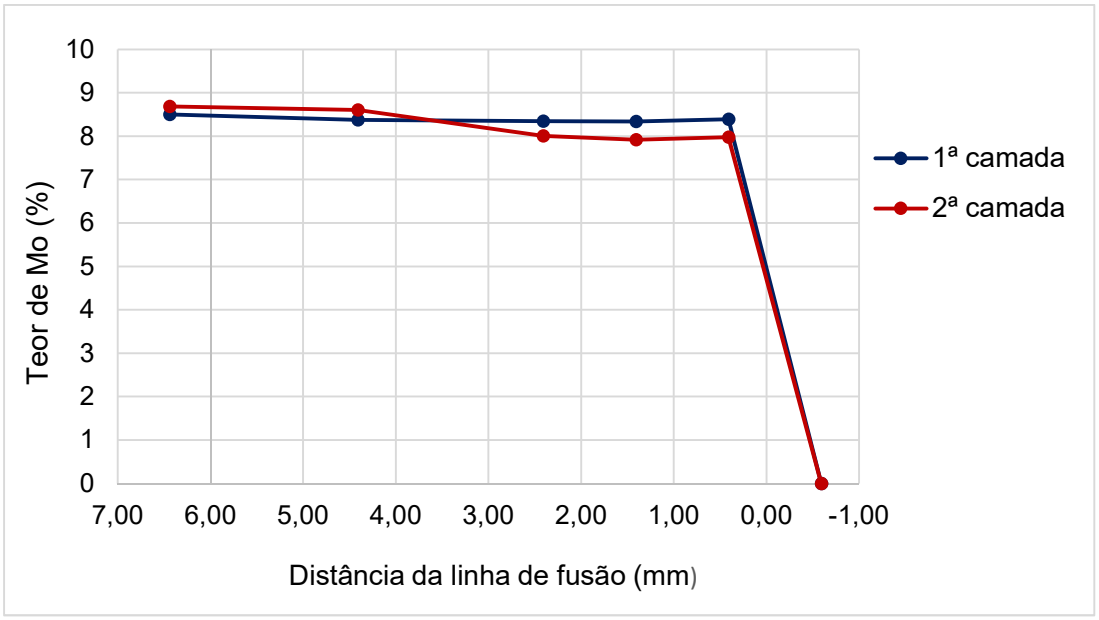


Figura III. 37. Diluição do Mo ao longo das camadas do revestimento.

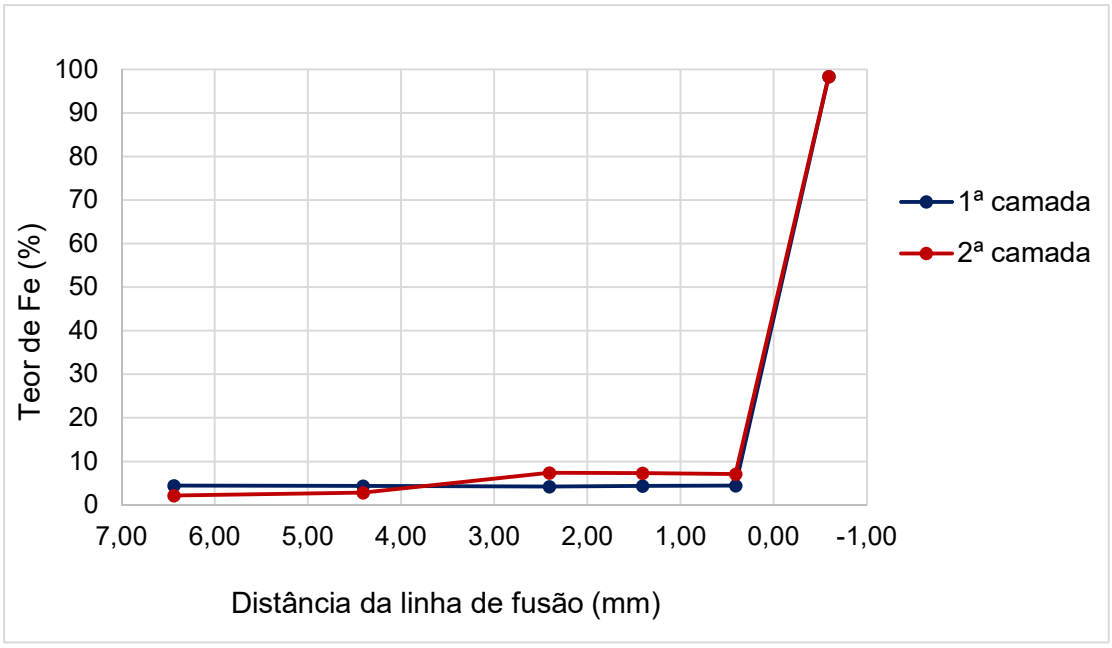


Figura III. 38. Diluição do Mo ao longo das camadas do revestimento

Conclusões

Com base nos resultados experimentais apresentados neste trabalho sobre as características mecânicas e microestruturais observada nas camadas do revestimento obtido pelo processo ESW entre a liga 625 e o metal de base ASTM A516 Gr. 70 na condição CS e após TTPS, foi possível concluir que:

a) Os parâmetros de soldagem utilizados na aplicação das camadas de revestimento permitiram obter depósitos de boa qualidade, com ausência de descontinuidades ou defeitos superficiais.
b) O nível de energia de soldagem utilizado para a aplicação dos revestimentos pelo processo de soldagem ESW, influenciou na redução da espessura da ZPM, em relação aos processos de soldagem a arco, e na ausência de regiões com elevada dureza ao longo da linha de fusão, mesmo após a realização de TTPS.
c) A microestrutura dos revestimentos, com 1 e 2 camadas, apresentaram uma matriz γ com baixa fração volumétrica de fases secundárias ricas em Nb evidenciado se tratar de fase Laves e carbonetos NbC e TiC.
d) O TTPS à 620ºC por 10 horas promoveu a precipitação da γ'', porém não houve alterações significativas nas propriedades dos revestimentos.
e) É possível alcançar níveis de diluição inferiores a 5% com o depósito de apenas uma camada de revestimento.

Sugestões para Trabalhos Futuros

Como continuação deste trabalho, sugere-se:

a) Realizar um estudo mais detalhado através de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), para confirmação das fases presentes.
b) Realizar ensaios de corrosão nas condições similares aos encontrados na produção de petróleo, visando verificar a resistência à corrosão de revestimentos com teores de diluição superiores a 5%.

Referências Bibliográficas

[1] KEJELIN, N. Z.; **Soldagem de revestimentos de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel INCONEL 625**. Tese de DSc. UFSC/DCEM, Florianópolis, SC, Brasil, 2012.

[2] SMITH, L. **Engineering with Clad Steel**. Nickel Institute, p.24. 2012.

[3] GOULD, E. K.; **Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low-Alloy Steels**. Thesis. The Ohio State University. Columbus, Ohaio, Estados Unidos, 2010.

[4] GÓRNIKOWSKA, M.R.; BLICHARSKI, M.; "Microsegregation and precipitates In Inconel 625 arc weld overlay coatings on boiler pipes", **Archives of Metallurgy and Materials**, vol. 60, 2015.

[5] 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, 2013.

[6] SOYSAL, T.; KOU, S.; TAT, D.; PASANG, T. "Macrosegregation in dissimilar-metal fusion Welding", **Acta Materialia**, p149-160, 2016.

[7] 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 & Inspeção**,** São Paulo, Vol.17, Nº. 3, p.251-263, Jul/Set 2012.

[8] GITTOS, M. F; GOOCH, T.G (1996). Effetc of Iron Dilution on Corrosion Resistence of Ni-Cr_mo alloy Cladding. **British Corrosion Journal**, 31, 309-314.

[9] PASCHOLD, R. **Electroslag strip cladding for corrosion resistance**, Svetsaren. 2001;56 (2-3):62-67.

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

[11] MACHADO, I. V.; **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre, RS, Brasil, Ed. UFRGS, 1996.

[12] HANNAHS, J.R.; Amos, D. R; CHRISTOFFEL, R. J.; "Electroslag Welding", **Welding Handbook**, p272-297, 2009.

[13] RICCI, W. S.; EAGAR, T. W.; "A Parametric Study of the Electroslag Welding Process", **Welding research supplement**, 1982.

[14] KAHAR, S. D.; **Studies on corrosion behaviour of electro-slag strip cladded weld overlays for chemical process industries.** Thesis. The Maharaja Sayajirao University of Baroda, Vadodara, 2014.

[15] PETRO, J.S.; **Effect of Interpass Temperatura on the Structure and Properties of Multipass Weldments in High Performance Nickel Alloys. Dissertation. Colorado State University**. Thesis, Fort Collins, Colorado, 2011.

[16] REED R.: "*The Superalloys Fundamentals and Applications"*, **Cambridge University Press**, 1ª edição, 2006, pp.1 – 31.

[17] DUPONT, J. N.; Lippold, J. C.; Kiser, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. John Wiley & Sons. 440p. Nova Jersey. 2009.

[18] REBAK, D. Environmentally Assisted Cracking of Nickel Alloys - A Review. **Environment Induced Cracking of Metals – 2**. Banff, Canada, 2004.

[19] ASM. **Corrosion of Weldments**. ASM International. Ohio, 2006

[20] PESSOA, F. P; **Soldagem de Revestimento com Ligas de Níquel empregando o Processo Mig/Mag com Duplo Arame para Aplicações em Componentes**

do Setor de Petróleo e Gás Natural. Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2014.

[21] ANTOSZCZYSZYN, T.J.; **Revestimentos de Liga de Níquel INCONEL 625 por Plasma com Arco Transferido (PTA) sobre aços API 5L x70 e AISI 316L**. Dissertação, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, Brasil, 2014.

[22] EZUGWU, E.O.; WANG, Z. M; MACHADO, A. R.; "The machinability of nickel-based alloys: a review", Journal of Materials Processing Technology, vol. 86, p 1–16, 1999.

[23] OLIVEIRA, W. E. **Estudo do reparo do revestimento de INCONEL 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem.** Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET), Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2014.

[24] COSTA, E. C.; **Caracterização do Aço SAE 8630 Modificado e Amanteigado com INCONEL 625 pelo Processo de Soldagem MIG**. Dissertação, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, Brasil, 2013.

[25] CANTARIN, T.N.; NEVES, M.D.M. "Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 pelo Processo TIG". In: Consolda 2011; Natal – RN - Brasil. 2011.

[26] CAVALCANTE, N. E.; **Influência do Envelhecimento na Resistência à Corrosão da superliga de Níquel INCONEL 625.** Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2013.

[27] MATHEW, M. D.; BHANU SANKARA RAO, K.; MANNAN, S. L. Creep properties of service-exposed Alloy 625 after re-solution annealing treatment. **Materials Science and Engineering A.** v.372, n.1-2, p.327-333, 2004. Millennium. Corrosion 2000: NACE International 2000.

[28] KOU, S.; **Welding Metallurgy. John Wiley & Sons**. 466p. Nova Jersey, 2003.

[29] WEBER, J. H.; Nickel-based Superalloys: Alloying. Encyclopedia of Materials: Science and Technology, p. 6146–6149, 2001.

[30] PLATI, A. **Modelling of gama-linha precipitation in superalloys.** Dissertation (Master of Philosophy), St. John's College, University of Cambridge, Cambridge, 2003.

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

[32] VIEIRA, B.M.G.; **Alteração das propriedades mecânicas de uma liga UNS N08826 por tratamento térmico de envelhecimento**. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2010.

[33] WANG, L.; WANG, S.; SONG, X.; LIU, Y.; XU, G.; "Effects of precipitated phases on the crack propagation behaviour of a Ni-based superalloy". **International Journal of Fatigue**, vol. 62, p 210–216, 2014.

[34] SANTOS, I. A. **Caracterização de uma superliga de níquel sob temperaturas elevadas**. 1993. Dissertação, Instituto de Pesquisa Energética e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993.

[35] SHANKAR, V.; Rao, K. B. S.; Mannan, S. L. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. **Journal of Nuclear Materials**. Vol. 288, pp. 222-232. 2001.

[36] 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, Universidade Federal do Pará Instituto de Tecnologia Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, PA, Brasil, 2012.

[37] SILVA, Y. C.; **Envelhecimento Térmico de Metais de Solda Dissimilares da Liga AWS ER NiCrMo-14 (INCONEL 686).** Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2014.

[38] TAKEYAMA, R.R.; **Caracterização de Revestimentos de Ligas à Base de Co Modificadas pela Adição de Carbonetos de Tungstênio**. Dissertação, Universidade Federal do Paraná, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – Área da Construção. Curitiba, PR, Brasil, 2005.

[39] RIBEIRO, R. A.; **Caracterização de Juntas de Aço Carbono Revestidas com Inconel 625 pelo Processo TIG Automatizado e pela Soldagem por Explosão**. Dissertação, Universidade Estadual do Norte Fluminense Centro de Ciência e Tecnologia. Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil, 2014.

[40] SPECIAL METALS. PRODUCT HANDBOOK OF HIGH-PERFORMANCE ALLOYS. Huntington, wv, usa: special metals corporation 2008.

[41] XU, F.; LV, Y.; LIU, Y.; SHU, F.; He, P.; XU, B.; "Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy during Pulsed Plasma Arc Deposition Process", **Journal of Materials Science & Technology.** Available online at SciVerse ScienceDirect, vol. 29(5), p 480 – 488, 2013.

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

[43] HU, H. X.; ZHENG, Y. G.; QIN, C. P.; "Comparison of Inconel 625 and Inconel 600 in resistance to cavitation erosion and jet impingement erosion", **Nuclear Engineering and Design**, vol. 240, p 2721–2730, 2010.

[44] CIESLAK, M. J. A; HEADLEY, T.J.; KOLLIE, T.; ROMIG, A. D.; "Melting and Solidification Study of Alloy 625". **Metallurgical Transactions**, vol. 19A, p. 2319-2331, 1988.

[45] SHOEMAKER, L. E.; Alloys 625 and 725: "Trends in Properties and Applications". **The Minerals, Metals & Materials Society**, 25705-1771, USA, 2005.

[46] HÄNNINEM, H.; AALTONEN, P.; BREDERHOLM, A.; EHRNSTÉN, U.; GRIPENBERG, H.; TOIVONEM, A.; PITKNEN, J; VIRKKUNEN, L.; “Dissimilar metal weld joints and their performance in nuclear power plant and oil refinery conditions”. Espoo 2006. VTT Tiedotteita Research Notes 2347. 208 p.

[47] DUPONT, J. N.; Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgic and Materials Transactions**, 9p, 1996.

[48] SIMAS, T. B. S. I.; **Efeito do Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem na Microestrutura de uma Junta Dissimilar entre Aço baixo carbono e a liga INCONEL 625**. Dissertação, Universidade Estadual do Norte Fluminense Centro de Ciência e Tecnologia. Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil, 2015.

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

[50] YANG, Y. K.; KOU, S.; “Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Metal Al-Cu Welds”. **Welding Journal**, November p 331s-339s, 2007.

[51] DUPONT, J. N.; KUSKO, C. S. “Martensite Formation in Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Weld”. **Welding Research**, 4p, 2007.

[52] MOUGO, A. L. **Aspectos metalúrgicos da soldagem mig e mig derivativa com arame frio em revestimento de chapas planas de aço carbono utilizando uma superliga de níquel.** Dissertação, Universidade Federal do Pará Instituto de Tecnologia Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, PA, Brasil, 2012.

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

[54] XING, X.; DI, X.; WANG, B.;"The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal". **Journal of Alloys and Compounds**, vol. 593, p 110–116, 2014.

[55] CORTIAL, F.; CORRIEU, J. M.; LOIER, C. V.; "Heat Treatments of Weld Alloy 625: Influence on the Microestructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistence", Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivaties. **The Minerals, Metals and Materials Society**, 12p.

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

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

[58] ASTM E 562-05. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.

[59] LUNDIN, C.D (1982). Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review. **Welding Research Supplement**, 6p.

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

[61] 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.

[62] BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. **Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation.** In: NACE Corrosion 2009. Atlanta - Georgia - USA. NACE. Paper Nº 09305.

[63] SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio** - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos.

2010. 322 f. (Doutorado). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

[64] KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2 th. New York: Wiley, 2003.

[65] GÓRNIKOWSKA, M.R.; BLICHARSKI, M.; "Microstructure and Microsegregation of an Inconel 625 Weld Overlay Produced on Steel Pipes by the Cold Metal Transfer Technique", **Archives of Metallurgy and Materials,** vol. 59, 2014.

[66] CIESLAK, M. J. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. **Welding Journal**, vol. 70, n.2, p. 49-56, 1991.

[67] DUPONT, J.N, BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability os Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless and Nickel-Based Alloys. **Welding Journal**, vol. 82, n.6, p. 125-56, 2003.

[68] DUPONT, J.N. A Combined Solubility Product/ New PHACOMP Approach for Estimating Temperatures of Secondary Solidification Reactions in Superalloy Weld Metals Containing Nb and C. **Metallurgical and Material Transactions A,** vol. 29A, p. 1449-1456, 1998c.

[69] FLOREEN, S.; FUSCHS, G.E.; YANG, W.J. The metallurgy of alloy 625. Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, The Minerals, **Metals and Materials Society**, Pennsylvania 1991.

[70] DUPONT, J.N., ROBINO, C. V., MICHEL, J. R., NOTIS, M. R., MARDER, A. R. Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part I. Reaction Sequences. **Metallurgical and Materials Transactions A,** vol. 29A, p. 2785-2796, 1998a.

[71] SANTOS, A. G. **Simulação termodinâmica e caracterização da superliga a base de níquel Inconel 713L**. Dissertação, Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, Lorena, SP, 2012.

[72] SUAVE, L.M., Cornier, J., Villechaise, P., Soula, A., Hervier, Z., Bertheaud, D., and Laigo, J., 2014b. "Impact of microstructural evolutions during thermal aging of

alloy 625 on its monotonic mechanical properties", MATEC Web of Conference 14, 21001.

[73] ISO 10423 Petroleum and Natural Gas Industries – Drilling and Production Equipmente – Wellhead and Christmas Tree Equipment – EFFECTIVE DATE: APRIL 1, 2011.

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

[75] GARCIA, D. N.; **Soldagem MIG com Arame Frio Aplicado ao Revestimento de Chapas Planas com Superliga de Níquel tipo HASTELLOY C-276**. Dissertação, Universidade Federal do Pará Instituto de Tecnologia Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, PA, Brasil, 2011.