

BRUNO BRUM MOURA

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS POR
PROCESSO GMAW COM VARIAÇÕES NO NÚMERO DE CAMADAS E GÁS DE
PROTEÇÃO.**

RIO GRANDE, RS

2018

BRUNO BRUM MOURA

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS POR
PROCESSO GMAW COM VARIAÇÕES NO NÚMERO DE CAMADAS E GÁS DE
PROTEÇÃO.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande-FURG, como parte dos requisitos para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Materiais e Soldagem.

Orientadora Prof^a. Dr^a. Alice G. Osório

RIO GRANDE, RS

2018

BRUNO BRUM MOURA

Avaliação de revestimentos de Inconel 625 depositados por processo GMAW com variações no número de camadas e gás de proteção.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande-FURG, como parte dos requisitos para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica. Aprovada pela comissão de avaliação abaixo assinada

Prof^a. Dra. Alice Gonçalves Osório

Orientadora

Doutora em Ciência e Tecnologia de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Luciano Volcanoglo Biehl

Doutor em Ciência e Tecnologia de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Dr. José Henrique Alano

Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos.

Rio Grande, 11 de Abril de 2018.

Dedico este trabalho à minha família, em especial ao meu filho Pedro e minha esposa Daiane, que ao meu lado, se fazem presente em todos os momentos. À minha irmã Letícia e à minha mãe Izolete, que completam o alicerce da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me dado saúde e força para superar as dificuldades.

À minha família pelo incentivo e apoio incondicional oferecido nas horas de dificuldade e cansaço e que compreenderam minha ausência devido à dedicação nos estudos.

À professora orientadora Dra. Alice pela amizade, pela sua dedicação na colaboração neste estudo e pelos ensinamentos repassados ao longo deste período.

Aos professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande, em especial ao Prof. Dr. Luciano Biehl e ao Prof. Dr. Jorge Brás, pelos bons exemplos de esmero no ofício de lecionar.

Ao Dr. Henrique Álvaro pela atenção no auxílio dos ensaios de corrosão potenciodinâmica cíclica, repassando parte de sua experiência na confecção dos corpos de prova.

Aos amigos William Reyes e Matheus Baldez pelos momentos agradáveis de lazer e estudo.

Aos técnicos do laboratório do Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG), Tec. Rudmar Krumreick e MSc Caroline Ruas, pela paciência e dedicação em obter as melhores imagens das amostras apresentadas neste trabalho.

Aos técnicos dos laboratórios de Usinagem e Soldagem, Bruno Laner, Cristiano Celente, Daniel Sousa e Thais, agradeço pelo auxílio na confecção dos corpos de prova utilizados neste estudo e a todos que, direta ou indiretamente, fizeram parte desta formação, minha sincera gratidão.

RESUMO

As ligas de níquel são utilizadas em ambientes de severa corrosão e necessidades especiais de resistência mecânica e ao desgaste. Com aplicações em condições cada vez mais extremas como na extração de petróleo das reservas do pré-sal, este desafio tornou-se um atrativo para a investigação das propriedades desta classe de ligas metálicas. Desta forma, este trabalho apresenta a avaliação da influência do número de camadas e gás de proteção em revestimentos da liga AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) em um substrato de aço baixo carbono, realizados através do processo de soldagem GMAW. Foram avaliadas uma, duas e três camadas de revestimento, e dois gases distintos: o gás 75%He+Ar, caracterizando um processo de soldagem MIG; e o gás 25%CO₂+Ar, caracterizando um processo MAG. Para a avaliação dos revestimentos foram realizadas análises de composição química da superfície exposta ao ambiente corrosivo por meio de análises de espectroscopia por dispersão de raios-X (EDS), espectroscopia portátil, espectroscopia de emissão óptica (OES) e por difração de raios-X (DRX). As propriedades mecânicas dos revestimentos foram avaliadas através de ensaio de microdureza Vickers sendo realizada também a caracterização microestrutural na seção retangular dos revestimentos por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), acoplada a microssonda de EDS. Os revestimentos foram submetidos a ensaios de corrosão potenciostática cíclica (ASTM G 61) e após também investigados por MEV. Foi possível depositar as camadas de revestimento com ambos os gases, sem defeitos superficiais. A microestrutura obtida indica a presença de matriz γ , com precipitados ricos em Mo e Nb. Os valores de dureza encontrados tiveram como média, 268,73 HV_{0,1} para a região intermediária de revestimentos depositados por MIG e 234,23 HV_{0,1}, para o processo MAG. O ensaio de corrosão não indicou a formação de pite nas condições avaliadas, apesar das amostras soldadas com MAG apresentarem elevado percentual de Fe na superfície e apresentarem alguns pontos de início de corrosão, visualizados por MEV.

Palavras-chave: Revestimento; Inconel 625; MIG/MAG; Corrosão; Microestrutura.

ABSTRACT

Nickel alloys are used in environments of severe corrosion and special needs of mechanical strength and wear. With applications in increasingly extreme conditions such as the extraction of oil from the pre-salt reserves, this challenge has become an attractive for the investigation of the properties of this class of metal alloys. Thus, this work presents the influence of the number of layers and protection gas on AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) alloy coatings on a low carbon steel substrate, performed through the GMAW welding process. Were evaluated one, two and three layers of coating and two different gases: 75% He + Ar gas, characterizing a MIG welding process; and the gas 25% CO₂+Ar, characterizing a MAG process. For the evaluation of the coatings, analyzes of the chemical composition of the surface exposed to the corrosive environment were carried out by analysis of X-ray dispersion spectroscopy (ESD), portable spectroscopy, optical emission spectroscopy (OES) and X-ray diffraction (DRX). The mechanical properties of the coatings were evaluated using a Vickers microhardness test and the microstructural characterization was performed in the rectangular section of the coatings by scanning electron microscopy (SEM), coupled to EDS microprobe. The coatings were subjected to cyclic potentiodynamic corrosion tests (ASTM G 61) and also investigated by MEV. It was possible to deposit the coating layers with both gases without surface defects. The obtained microstructure indicates the presence of matrix γ , with precipitates rich in Mo and Nb. The hardness values found had, on average, 268.73 HV_{0.1} for the intermediate region of coatings deposited by MIG and 234.23 HV_{0.1}, for the MAG process. The corrosion test did not indicate the formation of pite in the evaluated conditions, although the samples welded with MAG present a high percentage of Fe in the surface and present some points of beginning of corrosion, visualized by MEV.

Keywords: Coating; Inconel 625; MIG / MAG; Corrosion; Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1 - Mapeamento EDS mostrando a concentração de Mo e Nb nos precipitados encontrados por ROZMUS et. al. 2015	9
Figura 2-2 – Imagem dos precipitados eutéticos encontrados por Silva et. al. 2012, obtida por MEV.....	9
Figura 2-3 Principais morfologias encontradas para liga ERNiCrMo-3 em revestimentos por MIG/MAG.....	10
Figura 2-4 - Principais morfologias encontradas para liga ERNiCrMo-14 em revestimentos por MIG/MAG.....	11
Figura 2-5 – Micrografia obtida por MEV nos estudos de Silva et. al. 2011, (a) presença de precipitados intercelulares; Mapeamento para os elementos: (b) Ni; (c) Fe; (d) Mo; (e) Cr; e (f)W.....	12
Figura 2-6 – Microestrutura encontrada por Poza et. al, 2014 em revestimentos IN625.....	12
Figura 2-7 – a) Curva de polarização eletroquímica; b) Microscopia do comportamento corrosivo IN625 (Aumento 500X)	19
Figura 2-8 - Curva de polarização cíclica indicando os pontos de interesse.....	20
Figura 2-9 – a) Curvas de polarização linear potenciodinâmica; análises microscópicas obtidas por MEV de b) IN625 e c) IN825.....	21
Figura 2-10 – Curvas de Polarização Potenciodinâmica Cíclica em 3,5%NaCl para dois diferentes revestimentos de IN625	22
Figura 3-1 – Equipamentos utilizados no ensaio de corrosão potenciodinâmica cíclica	25
Figura 3-2 - Fluxograma das etapas desenvolvidas no trabalho	26
Figura 3-3 - Desenho esquemático da sobreposição dos cordões de solda	27
Figura 3-4 - Cortes realizados para obtenção dos copos de prova: (a) metalografia (b) corrosão, (c) microdureza, (d) DRX	28
Figura 3-5 - Corpos de prova para análise metalográfica	28
Figura 3-6 Esquema de varredura para levantamento do perfil de microdureza.....	29
Figura 3-7 - Corpos de prova confeccionados para os ensaios de corrosão potenciodinâmica cíclica	30
Figura 3-8 - Célula de corrosão utilizada nos ensaios de corrosão potenciodinâmica cíclica	32

Figura 3-9 - Corpos de prova para análise da composição química dos revestimentos	33
Figura 4-1 – Interface substrato/revestimento com processo MIG: a) uma camada; b) duas camadas; c) três camadas de IN625.	38
Figura 4-2 - Evolução da solidificação na interface substrato/revestimento	38
Figura 4-3 - Microestrutura próxima a interface a) precipitados em formato vermicular; b) precipitado em formato cúbico.....	39
Figura 4-4 – EDS da região de interface em amostra com uma camada de IN625 e gás 75%He+Ar.	40
Figura 4-5 - Interface substrato/revestimento com processo MAG: a) uma camada; b) duas camadas; c) três camadas de IN625.	41
Figura 4-6 – MEV precipitado da região de interface substrato/revestimento com o gás 25%CO ₂ +Ar.....	42
Figura 4-7 - Trincas de solidificação nas regiões de maior incidência de precipitados	43
Figura 4-8 – Composição química da região intermediária entre duas camadas de IN625.....	44
Figura 4-9 – Região intermediária entre dois passes de IN625 depositado por MIG: a) x250 mostrando o crescimento colunar competitivo das dendritas. b) x1000 EDS c) x2000	45
Figura 4-10 – MEV região do topo três camadas de IN625 depositadas por MIG. a) x500; b) x1000; c) x4000.	47
Figura 4-11 – região intermediária entre duas camadas de IN625 depositadas pelo processo MAG a) x200; b) x1000 da região destacada em a; c) x2000 (EDS).	48
Figura 4-12 - MEV região do Topo do revestimento com duas camadas de IN625 (CP5) depositadas por MAG; a) x500; b)x4000; c) x1000 em modo BEC; d) x1000 em modo SEC.....	50
Figura 4-13 – MEV do topo do revestimento com duas camadas de IN625 depositadas por MAG;.....	52
Figura 4-14 – Perfil de microdureza Vickers obtido para amostras com uma camada de IN625 depositadas com gás 75%He+Ar.....	53
Figura 4-15 – Perfil de microdureza Vickers obtido para amostra de duas camadas de IN625 depositadas com gás 75%He+Ar.....	54

Figura 4-16 – Perfil de microdureza Vickers obtido para amostra de três camadas de IN625 depositadas com gás 75%He+Ar.....	55
Figura 4-17 - Resultados para ensaio com Uma camada de IN625 depositadas com gás 25%CO2+Ar	56
Figura 4-18 - Resultados para ensaio com Duas camadas de IN625 depositadas com gás 25%CO2+Ar.....	57
Figura 4-19 - Resultados para ensaio com Três camadas de IN625 depositadas com gás 25%CO2+Ar	57
Figura 4-20 - Resultados análises DRX	59
Figura 4-21 Comparação das curvas obtidas no ensaio de corrosão potenciodinâmica para amostras decom duas camadas e gás 25%CO2+Ar.....	60
Figura 4-22 Curvas de polarização cíclica de amostras com uma camada depositada por MIG.	62
Figura 4-23 - Curvas de polarização cíclica de amostras com duas camadas depositadas por MIG.	62
Figura 4-24 - Curvas de polarização cíclica de amostras com três camadas depositadas por MIG.	63
Figura 4-25 - Curvas de polarização cíclica de amostras com uma camada depositada por MAG.	64
Figura 4-26 - Curvas de polarização cíclica de amostras com duas camadas depositadas por MAG.....	64
Figura 4-27 - Curvas de polarização cíclica de amostras com três camadas depositadas por MAG.....	64
Figura 4-28 – Imagens obtidas em MEV dos CPC com duas camadas depositadas por processo MAG, após ensaio de corrosão potenciodinâmica cíclica.....	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 - Principais ligas de níquel desenvolvidas na primeira geração.	4
Tabela 4-1 - Valores percentuais médios da composição química do revestimento analisadas no topo das amostras.	34
Tabela 4-2 – Composição química da liga comercial ERNiCrMo-3 (IN625).....	35
Tabela 4-4 Valores Médios de E_{CORR} , E_{PROT} e I_{PROT} para amostras submetidas ao ensaio eletroquímico, com 1, 2 e 3 camadas de revestimento, para ambos os gases avaliados.	61

SÚMARIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	MOTIVAÇÃO	1
1.2	OBJETIVOS.....	2
1.3	DELINEAMENTO DO TEXTO.....	2
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1	LIGAS DE NÍQUEL	3
2.1.1	INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA.....	5
2.2	METALURGIA FÍSICA DE LIGAS DE INCONEL SOLDADAS	7
2.3	PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW	13
2.3.1	PRINCIPAIS PARÂMETROS DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM MIG/MAG.....	14
2.3.2	SOLDAGEM DE REVESTIMENTO.....	17
2.4	ESTUDOS SOBRE A CORROSÃO EM LIGAS DE NÍQUEL	18
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	24
3.1	EQUIPAMENTOS EMPREGADOS	24
3.1.1	PROCESSO DE SOLDAGEM	24
3.1.2	PREPARAÇÃO METALGRÁFICA E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	24
3.1.3	EQUIPAMENTO PARA OS ENSAIOS DE MICRODUREZA	24
3.1.4	EQUIPAMENTO PARA OS ENSAIOS DE CORROSÃO.....	24
3.2	MATERIAIS DE CONSUMO	25
3.3	METODOLOGIA	26
3.3.1	PROCESSO DE SOLDAGEM.....	26
3.3.2	PREPARAÇÃO METALGRÁFICA E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	28
3.3.3	ENSAIO DE MICRODUREZA	29
3.3.4	ENSAIO DE CORROSÃO POTÊNCIODINÂMICA CÍCLICA	29
3.3.5	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DA SUPERFÍCIE EXPOSTA AO AMBIENTE CORROSIVO	32
4	RESULTADOS	34
4.1	ANÁLISES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	34
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	36
4.2.1	AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA REGIÃO DE INTERFACE SUBSTRATO/REVESTIMENTO	37
4.2.2	AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA REGIÃO INTERMEDIÁRIA E TOPO DOS REVESTIMENTOS	44
4.3	AVALIAÇÃO MECÂNICA POR MICRODUREZA VICKERS	53
4.3.1	MICRODUREZA OBTIDA PARA OS REVESTIMENTOS REALIZADOS PELO PROCESSO MIG	53
4.3.2	MICRODUREZA OBTIDA PARA OS REVESTIMENTOS REALIZADOS COM PROCESSO MAG	56
4.4	AVALIAÇÃO DAS FASES OBTIDAS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	58
4.5	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE CORROSÃO POTÊNCIODINÂMICA CÍCLICA	60
4.5.1	AVALIAÇÃO DO ENSAIO DE CORROSÃO DE REVESTIMENTOS OBTIDOS POR MIG	62
4.5.2	AVALIAÇÃO DO ENSAIO DE CORROSÃO DE REVESTIMENTOS OBTIDOS POR MAG.....	64
5	CONCLUSÕES	68
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	69

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS70

1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO

Diante da descoberta das reservas de Petróleo e gás na camada do pré-sal, com um ambiente extremamente mais agressivo, sob camadas de até três mil metros de água e quatro mil metros de sal e sedimentos, faz-se necessário estudar e aprimorar os materiais utilizados em seus processos de extração. Um método que vem ganhando destaque neste sentido é o revestimento de materiais metálicos com metais mais nobres, através de processo de soldagem de revestimento- *overlay*, cujo principal objetivo é atribuir ao substrato, características que não lhe são intrínsecas, propiciando obter um material de elevadas propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão.

Neste sentido, as ligas à base de Níquel possuem uma notória importância, pois agregam como características, a combinação de boa resistência mecânica, à excelente resistência a corrosão e ao desgaste a temperaturas elevadas.

Com isso, este estudo busca complementar a literatura afim, apresentando as variações decorrentes do número de camadas, bem como a influência do gás de proteção no material depositado, suas interferências nas características metalúrgicas do revestimento, agregando conhecimentos sobre o processo de soldagem, sobre a diluição do substrato no revestimento, bem como a relevância destes, na resistência à corrosão da liga depositada.

Este trabalho também mostra sua relevância no que tange os aspectos dimensionais, quando investigado a necessidade de reforço mínimo de 3 mm e o número mínimo de três passes para revestimento de flanges exigido pela Norma N-1707 da Petrobrás, o que também é especificado na ISO 15614 que, em sua parte 7 determina um mínimo de três camadas de revestimento para a qualificação do procedimento de soldagem por sobreposição.

Sendo assim, este trabalho apresenta a avaliação da influência do número de camadas em revestimentos da liga AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625), realizados através do processo de soldagem GMAW, em chapas de aço de baixo teor de carbono com uma, duas e três camadas e com dois gases distintos, caracterizando

um processo de soldagem MIG, o gás 75%He+Ar, e para o processo MAG, o gás contendo 25%CO₂+Ar.

1.2 OBJETIVOS

O presente estudo tem como objetivos:

-Realizar estudos acerca da influência do gás de proteção 25%CO₂ +Ar na metalurgia física do revestimento, principalmente no surgimento de defeitos como porosidades e na formação de carbonetos, verificando assim, sua aplicabilidade no processo;

-Avaliar a aplicabilidade do gás de proteção na composição 75% He +Ar no processo de soldagem de revestimento;

-Analisar as características microestruturais dos revestimentos e sua relação com a variação do número de camadas e variação do gás de proteção, utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada à microsonda de espectrometria de energia dispersiva (EDS).

-Avaliar as propriedades mecânicas, por meio de ensaios de microdureza, dos revestimentos realizados com as duas composições de gases empregados neste estudo, assim como a influência do número de passes realizados.

-Realizar ensaios potenciostáticos para avaliar a resistência à corrosão de revestimentos realizados com eletrodo AWS ER NiCrMo-3 sobre chapas de aço baixo carbono com uma, duas e três camadas e também sua relação com a variação dos gases empregados.

1.3 DELINEAMENTO DO TEXTO

A disposição do texto é estruturada da seguinte forma:

Capítulo 2: Revisão Bibliográfica;

Capítulo 3: Materiais e Métodos;

Capítulo 4: Resultados e Discussões;

Capítulo 5: Conclusões.

No Capítulo 2 foram também adicionados a Fundamentação Teórica e o Estado da Arte.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE NÍQUEL

O Níquel, elemento predominante nesta classe de ligas, possui símbolo químico Ni, número atômico 28 e densidade de 8,9 g/cm³ na temperatura de 20°C, e é encontrado na natureza na forma de minério associado ao Cobre. Como característica predominante, as ligas a base de Níquel possuem uma matriz austenítica, que possibilitam dissolver elevadas concentrações de elementos de liga e ainda garantem excelentes propriedades a elevadas temperaturas. Quando associadas a elementos como Cromo e Alumínio, proporcionam uma excelente resistência à corrosão devido à formação da uma camada passivadora de óxidos. (AGUIAR, 2010, SANTOS, 2015, SMC, 2013)

As Ligas de Níquel tiveram como precursora, as ligas de Monel, nome dado em homenagem a Ambrose Monell que, em 1902 requisitou a patente de uma das primeiras ligas de níquel a tornar-se comercialmente significativa. Esta liga, constituída basicamente de 70%Ni e 30%Cu, possui boa resistência à tração e a corrosão. (PESSOA, 2014)

Durante o passar dos anos, diversas outras ligas de Níquel foram surgindo, com a adição de variados elementos de liga como cromo, molibdênio, cobalto, alumínio e titânio e outros, em menores proporções, como boro, zircônio, carbono, rênio, tungstênio, tântalo, rutênio e nióbio. A seguir, a tabela abaixo apresenta em ordem cronológica o desenvolvimento das principais ligas de Níquel na primeira geração.

Tabela 2-1 - Principais ligas de níquel desenvolvidas na primeira geração.

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

Fonte: Adaptado de PESSOA, 2014.

A liga INCONEL 625, destacada em negrito, encerra o primeiro ciclo de evoluções das ligas de Níquel, é uma marca registrada da *Special Metals Corporation* e comercialmente apresenta vários nomes, tais como Inconel 625, Alloy 625, Nickel 625, Chornin 625, Altemp 625, Nickelvac 625 e Haynes 625, sendo designada como UNS N06625, pelo *Unified Numbering System* (Sistema de Numeração Unificado), conforme norma W.Nr. 2.4856 e designada pela *American Welding Society* como AWS ERNiCrMo-3 (625). (SMC, 2000)

Neste trabalho, dentre as ligas possíveis de Níquel, optou-se utilizar a liga AWS ERNiCrMo-3, referenciada aqui como Inconel 625 e por vezes abreviada como IN 625, devido as suas qualidades já destacadas, como excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão – aspectos indispensáveis para emprego na

indústria química, de petróleo e gás. Tais características tem sido a motivação para o seu emprego em revestimentos de tubulações, flanges e conexões, em equipamentos submarinos como árvores de natal, *manifolds*, cabeças de poço, dentre outros. Segundo Ribeiro, 2014 um exemplo desta utilização está na plataforma P55, onde tubos de aço API 5L (grau X60 à X80) no flutuante da plataforma são revestidos com a liga Inconel 625.

Destaca-se também a utilização da liga IN625 devido aos aspectos econômicos, Pessoa (2014), destaca que, embora outras ligas, como por exemplo, a liga IN 686, tenha melhores resultados de resistência à corrosão, seu preço chega a ser aproximadamente o dobro da liga IN625, obtendo, portanto, vantagem na relação custo benefício.

A excelente resistência à corrosão da liga IN625, principalmente em ambientes marinhos e outros contendo concentrações de cloreto, é devido à adição de Molibdênio em sua composição química, que atua selando a camada passivadora de óxido de cromo (SMC, 2013). A seguir, é descrito as influências dos principais elementos presentes na liga IN625.

2.1.1 Influência dos elementos de liga

A estrutura cristalina do níquel (cúbica de face centrada-CFC) e sua boa solubilidade, possibilitam agregar diversos elementos de liga gerando diferentes ligas comerciais.

Estes elementos são os responsáveis por fornecer as principais características da liga, como por exemplo, a elevação da resistência por solução sólida, formação de fases secundárias, formação de carbonetos e a formação de camadas passivadoras. Contudo, à medida que são adicionados os elementos de liga, mais complexo se torna o comportamento desta nos processos de soldagem. (AGUIAR, 2010)

Como destaca Pessoa (2014), a fusão e solidificação impostas através do ciclo térmico de soldagem podem gerar uma segregação de elementos de liga durante a solidificação, resultando na variação local da composição química, e levar a formação de constituintes eutéticos e fases secundárias no fim da solidificação

ocasionando, inclusive, o surgimento de trincas, o que compromete a resistência mecânica e à corrosão.

De um modo geral, as ligas a base de Níquel contêm quantidades significativas de cromo, molibdênio, cobalto (Co), alumínio (Al) e titânio (Ti) e pequenas quantidades de boro (B), zircônio (Zr) e carbono são frequentemente incluídas. Outros elementos são adicionados, mas não em todas as ligas, como, rênio (Re), tungstênio (W), tântalo (Ta), rutênio (Ru) e nióbio (Nb).

Dentre os elementos utilizados em ligas de Níquel, destaca-se a seguir os principais constituintes da liga IN625 e suas influências metalúrgicas.

-Cromo (Cr): Elemento responsável por formar a camada passivadora (Cr_2O_3) que irá atuar na proteção da liga contra a corrosão no meio onde é empregada, protegendo contra a entrada de compostos nocivos contendo enxofre e oxigênio, e na saída de elementos de liga por difusão. O Cromo possui também notório papel no que tange aos aspectos da resistência mecânica da liga, elevando-a através de endurecimento por solução sólida. Para sua eficiência na proteção contra corrosão a elevadas temperaturas, é indicado que possua um teor acima de 20% para que a camada adquira espessura, aderência, densidade e consistência (SILVA, 2010).

Devido à sua forte tendência de associar-se com o carbono, o cromo tende a formar carbonetos de cromo gerando regiões de diferentes concentrações, com diferentes potenciais químicos, o que pode ocasionar a corrosão intergranular, um problema recorrente em soldagem de ligas contendo consideráveis concentrações de carbono e cromo. (ASM, 1993 a; SMC, 2000; Dupont et al., 2009).

-Alumínio (Al): Eleva a resistência mecânica por solução sólida e por precipitação, formando a fase γ' (Ni_3Al), mesmo em elevadas temperaturas. Favorece também a proteção contra a corrosão através da formação da Alumina (Al_2O_3). (SANTOS, 2015)

-Carbono (C): Elemento intersticial, geralmente mantido em baixas quantidades (0,01 – 0,2 %), tem como função principal a precipitação de carbonetos. Pode apresentar efeitos benéficos, dificultando o movimento das discordâncias nos contornos de grão, como também efeitos prejudiciais como a redução da resistência a altas temperaturas e na resistência a corrosão. (SMC, 2000; SANTOS, 2015)

-Ferro (Fe): Atua aumentando a resistência mecânica por solução sólida, na solubilidade do carbono no Níquel. Pode ter efeito prejudicial aumentando a

susceptibilidade da liga a trincas de solidificação e reduz a resistência à corrosão. (ASM, 1993 b; SMC, 2000; PESSOA, 2014; SANTOS, 2015)

-Molibdênio (Mo): atua aumentando a resistência a atmosferas redutoras. Melhora a resistência da liga a corrosão por pites e por frestas em meio contendo cloretos, selando a camada passivadora de óxido de cromo. Participa na formação de carbonetos, possui forte tendência de segregar para o líquido durante a solidificação, tendendo a se localizar nas regiões interdendríticas, e formar fases topologicamente compactas (TCP). (ASM, 1993 a; AGUIAR, 2010; SANTOS, 2015)

-Nióbio (Nb): Atua no aumento da resistência mecânica por solução sólida e por precipitação. Devido a sua afinidade com o carbono, promove a formação de carbonetos, diminuindo a possibilidade de formação de carbonetos de cromo. Atua como formador da fase γ'' e agente endurecedor da fase γ' . Pode ter caráter prejudicial devido à formação de eutéticos, aumentando a tendência de formação de trincas de solidificação. (ASM, 1993 a; SMC, 2000; PESSOA, 2014).

-Silício (Si): Presente nas ligas de níquel em pequenas quantidades, geralmente com teores abaixo de 0,4%, é um forte desoxidante, porém de uma forma geral é considerado prejudicial à soldabilidade do material, devido ao fato de aumentar a tendência do surgimento de trinca a quente e a formação de fases intermediárias. (ASM, 1993 a; SMC, 2000; SANTOS, 2015).

-Titânio (Ti): Possui efeito similar ao do alumínio na formação de precipitados. O aumento da quantidade de titânio contribui para o aumento da sensibilidade de trinca a quente. Possui forte tendência de segregação para regiões interdendríticas e está presente nos metais de adição para combinar com o nitrogênio, diminuindo defeitos como porosidades. (ASM, 1993 a, b; SMC, 2000, PESSOA, 2014; SANTOS, 2015).

-Tungstênio (W): Atua no aumento da resistência a corrosão localizada e por frestas em atmosferas redutoras, eleva a resistência solução sólida, atuando na matriz γ , e nos precipitados de γ' . Durante a solidificação tem forte tendência de se concentrar no centro da dendrita. (PESSOA, 2014; SANTOS, 2015)

2.2 METALURGIA FÍSICA DE LIGAS DE INCONEL SOLDADAS

Devido aos diversos elementos de liga e seus diferentes pontos de fusão e solidificação, o processo de soldagem das ligas de Inconel se torna especialmente

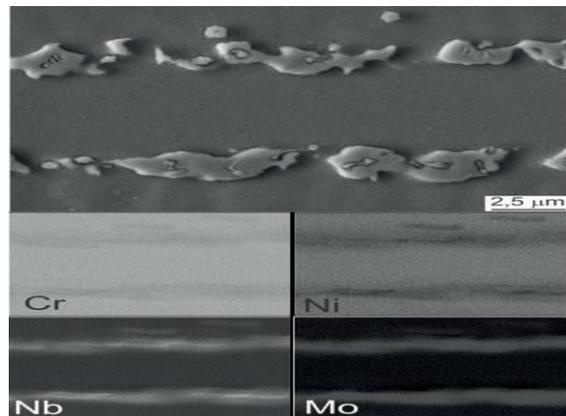
complexo. Além dos fatores geométricos necessários para um revestimento adequado da superfície a ser protegida, é fundamental observar a metalurgia física formada após a soldagem, visto que suas características microestruturais são fortemente alteradas, tanto pelos ciclos térmicos impostos no processo, quanto pelos movimentos de convecção da poça de fusão. Estas alterações na microestrutura resultante, impostas pelos processos de soldagens, são intimamente relacionadas às características terminais de resistência à corrosão e resistência mecânica do revestimento. Sendo, portanto, neste capítulo, abordado uma síntese do estado da arte que dista sobre as principais microestruturas encontradas em revestimentos realizados com ligas de Inconel.

As ligas de Níquel possuem como matriz microestrutural, a fase γ , sendo uma fase CFC, não magnética, permanecendo austenítica desde a solidificação até o zero absoluto e tendo como vantagem a capacidade de manter em solução sólida uma grande quantidade de elementos químicos. Na metalurgia da soldagem das ligas de Inconel, são normalmente identificadas a matriz austenítica e a precipitação de fases secundárias que variam de acordo com os tratamentos térmicos, os processos de soldagem e com a composição química da liga utilizada. (EISELSTEIN, 1991, PESSOA, 2010)

As fases secundárias formadas pela segregação de elementos químicos, durante a solidificação, podem apresentar efeitos benéficos tais como aumento da resistência mecânica por solução sólida, bem como efeitos indesejáveis como a redução da resistência à corrosão devido ao empobrecimento da matriz de elementos como Cr e Mo, além dos defeitos como trincas de solidificação e formação de constituintes eutéticos, prejudiciais ao processo de soldagem.

ROZMUS et. al. (2015) realizaram estudos acerca da microsegregação em revestimentos realizados por processo de soldagem a arco em tubos de caldeiras, com a liga IN625. Os autores observaram crescimento dendrítico, com uma grande quantidade de Mo e Nb nas regiões interdendríticas, conforme mostra a Figura 2-1, onde também é possível observar que a distribuição de Cr e Ni se mantiveram relativamente uniformes.

Figura 2-1 - Mapeamento EDS mostrando a concentração de Mo e Nb nos precipitados encontrados por ROZMUS et. al. 2015

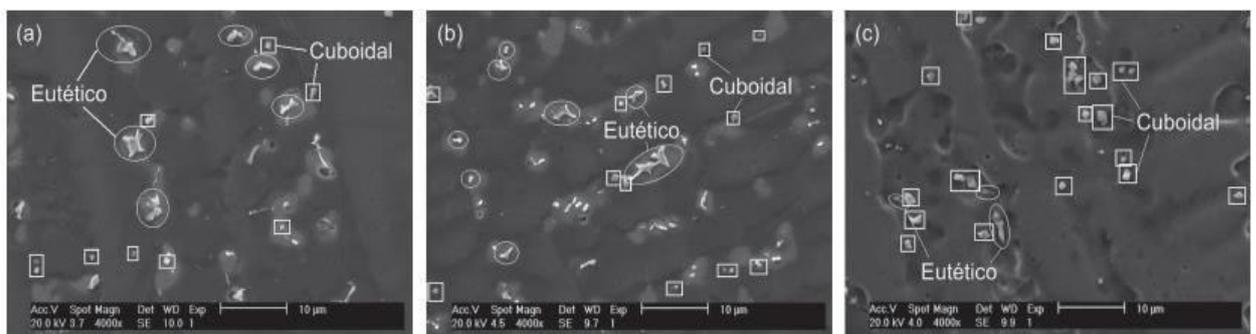


Fonte: ROZMUS et. al. 2015

Estes precipitados enriquecidos em Mo e Nb, deixam, por conseguinte, os núcleos das dendritas empobrecidos destes elementos, solidificando-se nas regiões interdendríticas como resultados de reações eutéticas, contendo baixas quantidades de Ni, Cr e Fe que não segregam nestas regiões. Ainda segundo Rozmus et. al. (2015), o teor de ferro existente na camada de solda influencia diretamente na forte segregação dos elementos Mo e Nb, sendo identificados, por meio de DRX constituintes de fases Laves e carbonitretos.

Silva et. al. (2012), também avaliaram os aspectos metalúrgicos de revestimentos realizados com a liga IN625, porém pelo processo de soldagem TIG. Os autores corroboram com os demais resultados encontrados na literatura sobre a precipitação de fases secundárias nas regiões interdendríticas, em formatos cuboidal e multiformes como é apresentado na Figura 2-2.

Figura 2-2 – Imagem dos precipitados eutéticos encontrados por Silva et. al. 2012, obtida por MEV

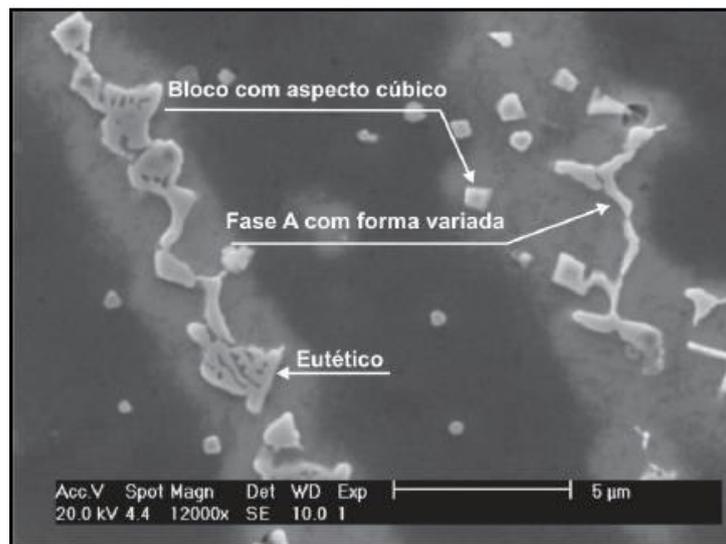


Fonte: Silva et. al 2012

Segundo os autores, em análise química realizada por EDS, constatou-se que os precipitados encontrados tanto na região interdendrítica quanto no centro das dendritas, são constituídos de Ni, Cr, Mo e principalmente por Nb. Por análise realizada em MET, constataram que as fases precipitadas de formato alongado, de morfologia semelhante à de bastonetes, correspondem a fases Laves de estrutura hexagonal rica em Nb, responsáveis pela formação das trincas de solidificação.

Aguiar (2010), apresenta como resultados para a metalurgia física da liga ERNiCrMo-3, também depositada por MIG/MAG, a formação de precipitados com os formatos cúbicos, eutéticos e disformes, ou de forma variada que o autor denominou de Fase A exibidos na Figura 2-3.

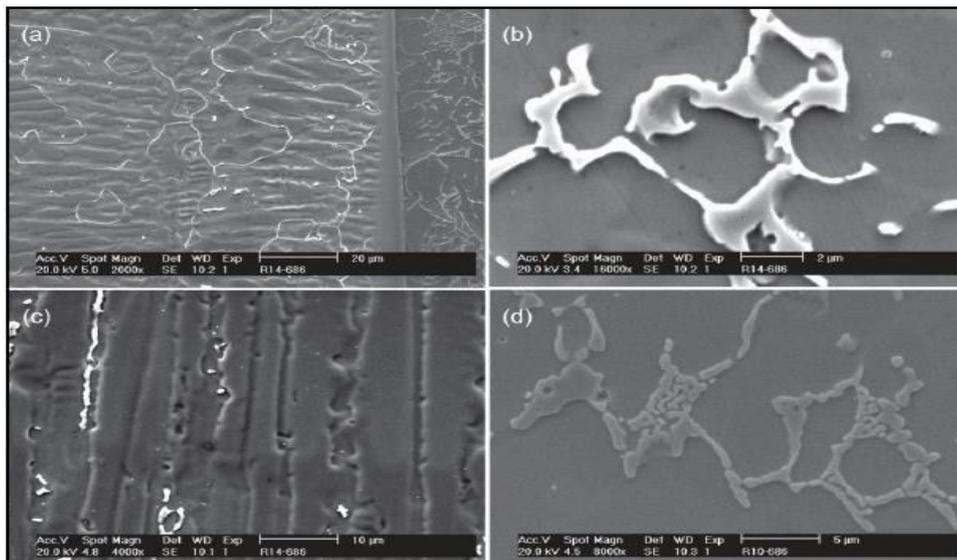
Figura 2-3 Principais morfologias encontradas para liga ERNiCrMo-3 em revestimentos por MIG/MAG



Fonte: Aguiar, 2010

Já para a liga ERNiCrMo-14, o autor destaca além dos formatos eutéticos (Figura 2-4 d) e disformes (Figura 2-4 b) também o formato em filme (Figura 2-4 a) e vermicular (Figura 2-4 c). Segundo o autor, o formato em filme ocorreu com maior frequência nos cordões que sofreram o reaquecimento dos ciclos térmicos da deposição de novos cordões. Já os precipitados disformes foram justificados devido ao fato de assumirem a posição do líquido interdendrítico remanescente ao final da solidificação.

Figura 2-4 - Principais morfologias encontradas para liga ERNiCrMo-14 em revestimentos por MIG/MAG.



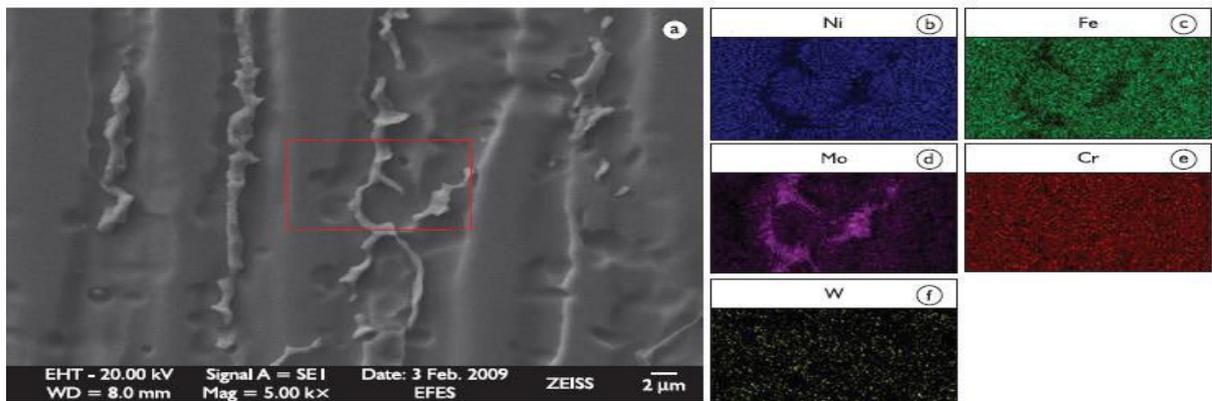
Fonte: Aguiar, 2010

Floreen et. al. (1994), estudando a metalurgia da liga IN625, também já destacava à época o enriquecimento do líquido remanescente, interdendrítico, com Nb, favorecendo a formação de fases e/ou carbonetos de nióbio nos estágios finais da solidificação. O teor de ferro, na composição química, foi também apontado pelos autores como um fator importante neste estágio, de modo que, reduzindo o percentual de ferro, reduzirá também a quantidade de fases Laves.

Silva et. al. (2011) estudaram a migração de Molibdênio da matriz, em revestimentos realizados com a liga Ni-Cr-Mo-W, em direção aos precipitados formados. Tais precipitados foram identificados por MET como sendo fases P. Os autores destacam que o reaquecimento imposto pelos passes subsequentes para a formação da camada de revestimento, é um fator contribuinte para a migração de Mo e W na interface matriz/precipitado, e como consequência, uma degradação para a resistência à corrosão.

A Figura 2-5 mostra a micrografia obtida por MEV destacando a presença de precipitados intercelulares e os mapas de composição química dos elementos b) Ni; c) Fe; d) Mo; e) Cr; e f) W.

Figura 2-5 – Micrografia obtida por MEV nos estudos de Silva et. al. 2011, (a) presença de precipitados intercelulares; Mapeamento para os elementos: (b) Ni; (c) Fe; (d) Mo; (e) Cr; e (f)W.

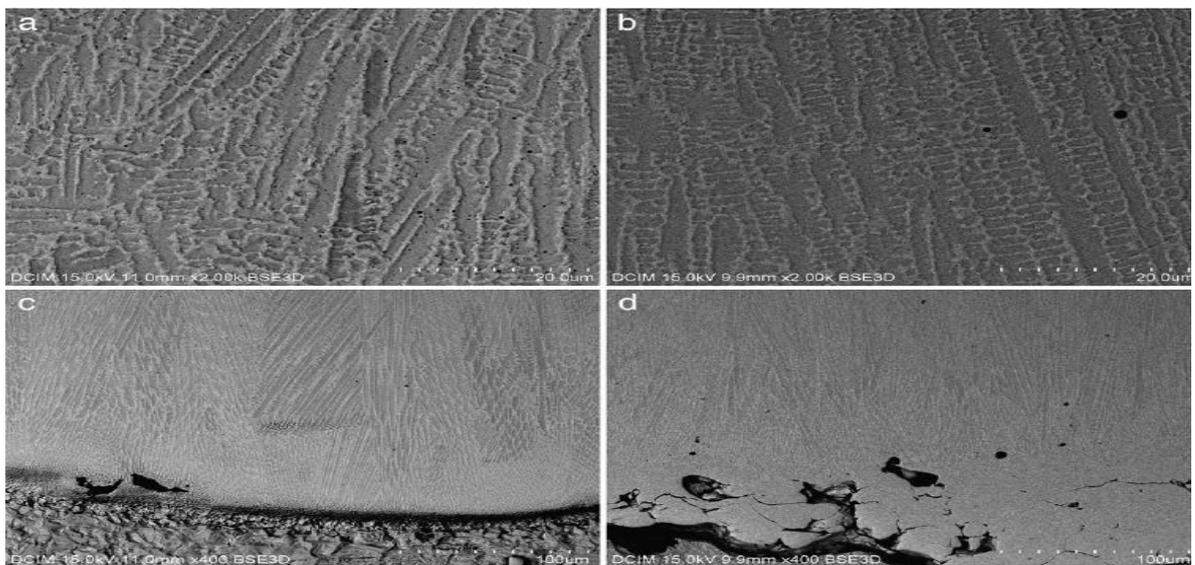


Fonte Silva et. al. 2011.

Em conclusão, os autores destacam este empobrecimento de molibdênio e tungstênio na matriz, devido à migração, acarreta na maior susceptibilidade de corrosão preferencial desta região.

POZA et. al. (2014), realizaram estudos sobre a deposição da liga de IN625 utilizando a técnica de aspersão térmica à frio e tratamento a laser analisando a eficácia do processo de deposição, bem como os efeitos do tratamento na microestrutura da liga. A Figura 2-6 mostra a microestrutura resultante do processo.

Figura 2-6 – Microestrutura encontrada por Poza et. al, 2014 em revestimentos IN625



Fonte: Poza et.al. 2014

Como resultados, os autores apontam uma redução significativa da porosidade nos revestimentos após o processo de tratamento a Laser (Figura 2-6 a),

e o crescimento colunar dendrítico de coluna fina, propiciado pelo processo de deposição por aspersão térmica (Figura 2-6 b). Já nas Figuras 2-6 c e 2-6 d, é destacada a zona de interface substrato/revestimento. Convém salutar que, embora sendo processos de deposição diferentes ao realizado no presente estudo, será possível identificar no Capítulo 4, que para a mesma liga (IN625), os resultados no que tange aos aspectos microestruturais, são extremamente coerentes, inclusive quando comparando as micrografias que apresentam o mesmo aspecto de crescimento colunar das dendritas, fino e com pouca porosidade observados nos revestimentos depositados com o gás 75%He+Ar. Para os resultados de composição química, os autores destacam também a microsegregação de Nb e Mo para as regiões interdendríticas.

2.3 PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

Já consolidado na indústria, o processo de Soldagem GMAW, consiste na fusão dos materiais empregados, tendo como fonte geradora de calor um arco elétrico protegido por uma atmosfera gasosa e a adição de materiais de deposição através de arames dispostos em bobinas contínuas. Comumente o processo de soldagem GMAW - abreviatura de *Gas Metal Arc Welding* - é conhecido como soldagem MIG/MAG, devido às expressões utilizadas na classificação do processo quanto ao gás de proteção empregado. Quando utilizando um gás Inerte, como por exemplo, Argônio, Hélio, caracteriza-se o processo de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*), já quando empregando gases Ativos, ou seja, que irão interagir com as características metalúrgicas do processo, como o dióxido de carbono e algumas misturas, utiliza-se a expressão MAG (*Metal Active Gas*). Neste trabalho, será empregada a designação do processo GMAW, como processo de soldagem MIG/MAG, visto que aqui foram estudados os efeitos nas características metalúrgicas da utilização de misturas binárias dos gases: Ar+25%CO₂ e Ar+75%He.

O processo de soldagem MIG/MAG é um dos mais utilizados em soldagens de revestimento na indústria devido a suas características como elevada taxa de deposição, não produção de escória, permitir o emprego de elevada velocidade de soldagem, além é claro, pelo fato de permitir a automatização da soldagem,

possibilitando a parametrização dos processos, resultando na padronização dos resultados (NIDI, 1994).

2.3.1 Principais parâmetros dos processos de soldagem MIG/MAG

Devido as variáveis envolvidas neste processo de soldagem, a obtenção de cordões coesos, de aspectos dimensionais desejáveis, sem defeitos como respingos, falta de fusão/penetração, mordeduras e outros, estão intimamente relacionados aos parâmetros escolhidos, dentre estes, destacam-se:

a) Corrente de soldagem

Influencia diretamente no modo de transferência de metal de adição, assim como na penetração do metal de adição no substrato. Quando utilizando uma fonte à tensão constante, a corrente de soldagem possui relação direta com a velocidade de alimentação do arame.

Martins (2012) analisou a influência dos principais parâmetros de soldagem nos aspectos metalúrgicos de juntas soldadas através do processo MIG e concluiu que os parâmetros geométricos do cordão de solda (largura, altura e área depositada) são fortemente influenciados pela intensidade da corrente de soldagem.

b) Tensão de soldagem

Diretamente relacionada com o comprimento do arco elétrico. Juntamente com a corrente de soldagem, podem alterar o modo de transferência do metal de adição. O aumento da tensão tende a gerar cordões mais planos e com maior largura na zona de fusão, no entanto elevadas tensões podem gerar respingos excessivos, porosidades e contornos irregulares no cordão. Já quando utilizando baixas tensões, os cordões tendem a apresentar baixa penetração, além de ficarem muito estreitos para o processo de revestimento. Uma tensão adequada dependerá do tipo do arame, do tipo de junta a ser soldada, da corrente, do gás de proteção e da geometria desejada para o cordão. (AGUIAR, 2010; MARTINS, 2012)

c) Velocidade de soldagem

Refere-se ao deslocamento do eletrodo sobre substrato, na unidade de tempo. Parâmetro extremamente importante para os efeitos térmicos da soldagem, como por exemplo, uma baixa velocidade de soldagem poderá ocasionar uma maior

penetração e maior depósito de material por unidade de comprimento, devido ao maior tempo de aquecimento do substrato.

Pessoa (2014), realizou estudos sobre revestimento da liga IN625 e Hastelloy C-276 depositadas simultaneamente pelo processo MIG/MAG duplo arame sobre chapas de aço ASTM 516 Gr 60, o autor afirma que o processo MIG/MAG duplo arame permite utilização de maiores velocidades de soldagem e maior quantidade de material depositado, e que é possível garantir a eficiência do processo com o dobro da velocidade utilizada no processo simplificado. Entretanto, cabe ressaltar que dois eletrodos sendo depositados simultaneamente, requerem uma maior parametrização do processo, necessitando de equipamentos específicos como alimentadores duplos e de pessoal treinado.

d) Tipo de gás utilizado para proteção do arco elétrico

Com a função de garantir a proteção da poça de fusão dos elementos nocivos presentes no meio ambiente, propiciar condições favoráveis para a formação e estabilidade do arco elétrico e melhorar as propriedades do metal de solda, a escolha do gás de proteção é extremamente importante para garantir um cordão de boa homogeneidade, boa transferência metálica, especificar a velocidade máxima de soldagem e os custos de produção.

Dentre os gases mais utilizados nos processos de soldagem GMAW, destacam-se o Argônio e o Hélio como gases inertes e o dióxido de carbono como gás ativo. Misturas destes e pequenas adições de oxigênio (O_2), nitrogênio (N_2) e hidrogênio (H_2), também podem ser utilizadas em aplicações específicas para melhorar suas propriedades.

A energia térmica e a tensão desenvolvida no arco elétrico são fortemente influenciadas pela escolha do gás, de maneira que, utilizando-se um gás com uma maior condutividade térmica, como por exemplo, o Hélio, uma maior tensão de soldagem se faz necessária para sustentar o arco e, devido a isso, a utilização do gás Hélio no processo de soldagem, transfere mais calor à solda, conduzindo a um perfil de penetração mais largo e mais raso.

O Argônio pode ser utilizado no processo de soldagem, puro ou em misturas, está presente na maioria dos processos de soldagem a gás, é economicamente mais vantajoso quando comparado ao Hélio, e proporciona boa estabilidade ao arco

elétrico, além de proporcionar melhor ação de limpeza, para processos de soldagem de corrente invertida.

O gás contendo dióxido de carbono proporciona à junta soldada, boas propriedades mecânicas, possui boa popularidade devido à disponibilidade e à boa qualidade de solda, além do seu baixo custo. Possui boa profundidade de penetração e propicia maiores velocidades de soldagem. É normalmente associado ao Argônio para balancear suas características. Devido ao seu caráter reativo com a poça de fusão, é limitado o seu uso em aços inoxidáveis, não sendo recomendado pelo Instituto de Desenvolvimento de Níquel para processos de soldagens com teores acima de 2,5% devido a sua provável relação com a degradação da resistência à corrosão, muito embora seja comum observar trabalhos que apontem melhores resultados com teores maiores de CO_2 como, por exemplo, os apresentados a seguir (NIDI, 1994).

Zilio et al. (2014), realizaram estudos sobre a influência do gás de proteção e condições de soldagem na diluição e molhabilidade de cordões de solda de aço inoxidável e liga de níquel depositados pelo processo MIG/MAG. Os autores apontaram como melhores resultados, a utilização do gás $25\%\text{CO}_2+\text{Ar}$, com tecimento triangular, para revestimentos realizados com a liga de IN625. Eles destacam em sua conclusão que o aumento do teor de CO_2 no gás de proteção, aumentou a molhabilidade e diluição dos cordões de solda. Contudo, suas análises foram realizadas somente nos aspectos dimensionais do revestimento, fazendo-se necessário investigar as consequências da utilização deste gás, na degradação da resistência a corrosão do revestimento e sua interferência na metalurgia física do material depositado.

Avaliando o efeito do gás de proteção e modo de transferência na deposição de IN625 através do processo de soldagem MIG/MAG, Baixo et. al. (2009) também observaram que para deposição em juntas em V, na soldagem do passe de raiz, o gás que ofereceu melhores resultados foi composto de $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$, em corrente pulsada, no entanto, quanto à deposição sobre chapa, ou seja, em soldagens de revestimentos, dentre as misturas analisadas, os melhores resultados foram obtidos utilizando-se como gás de proteção $20\%\text{He}$ e baixo percentual de gás ativo ($79\%\text{Ar}+20\%\text{He}+1\%\text{O}_2$).

Estes são apenas alguns exemplos das variáveis que interferem nos aspectos metalúrgicos de juntas soldadas pelo processo MIG/MAG, cabe ressaltar que,

embora em menores proporções, existem outros importantes parâmetros que produzem variações na metalurgia físicas de uniões realizadas por este processo, tais como:

- Distância de contato entre bico e peça (DCBP);
- A vazão de gás utilizada para proteção;
- Velocidade de alimentação do arame;
- A inclinação da tocha;
- Efeitos da polaridade do eletrodo;
- Taxa de deposição e eficiência de deposição;
- Diâmetros dos eletrodos;
- Trajetória da tocha (com ou sem tecimento, tipo, amplitude e frequência);
- Extensão do eletrodo, entre outros.

2.3.2 Soldagem de Revestimento

O processo de soldagem por revestimento tem como característica, realizar a deposição de um metal mais nobre, de melhores propriedades mecânicas, sobre um substrato, atribuindo características que não lhe são intrínsecas. Esta deposição se dá através de sucessivos cordões de solda de modo a deixar exposto somente o metal de adição após o processo de soldagem.

As ligas de níquel têm obtido destaque na soldagem de revestimento, principalmente na indústria de petróleo e gás para evitar a corrosão em dutos e equipamentos que operam nas severas condições do processo de extração.

Devido às significativas diferenças entre o substrato e o metal de adição, este processo se torna extremamente complexo, dada a necessidade de se obter parâmetros corretos de soldagem para produzir cordões com penetração suficiente para resistir aos esforços de cisalhamento, bem como ser mínima possível para evitar gastos.

Quanto aos aspectos dimensionais, a Petrobrás, através da Norma N-1707, que regulamenta o projeto e a construção de equipamentos com revestimentos metálicos de aço inoxidáveis, níquel e suas ligas, estipula um reforço mínimo de 3 mm para revestimentos depositados por soldagem e um número mínimo de três

camadas em flanges revestidos. Já a norma ISO 15614 que trata sobre a especificação e qualificação para o procedimento de soldagem de sobreposição, em sua parte 7, afirma que são necessários no mínimo três passes para a qualificação do procedimento de soldagem por sobreposição.

Em um estudo sobre ligas de alta performance para a resistência à corrosão, a SMC (2000) aponta que, sucessivas camadas de ligas de Inconel diminuem a contaminação pelo metal de base aumentando, desta forma, a resistência a corrosão do revestimento para duas camadas de revestimento, onde o teor de Fe caiu de 8,3% para 4,3%, não sendo percebido significativas alterações na deposição do terceiro passe, onde o teor de Fe na superfície do material depositado ficou em 3,7%.

Ainda, em outra normativa, a ISO 10423, estipula os percentuais de diluição do Ferro presentes nas ligas de níquel depositadas através dos processos de soldagem por revestimento e especifica que, para a liga IN625, a 3 mm medidos da superfície original do metal de base, os percentuais de diluição do Ferro não podem ultrapassar 5%.

Fatores estes, motivados pela busca na economia de material de adição, contribuem significativamente para a investigação do estudo aqui proposto. Visando compreender as relações de percentuais de diluição de Ferro nas microestruturas originadas pelos processos de soldagem e sua relação com os parâmetros mecânicos e de proteção contra a corrosão do revestimento.

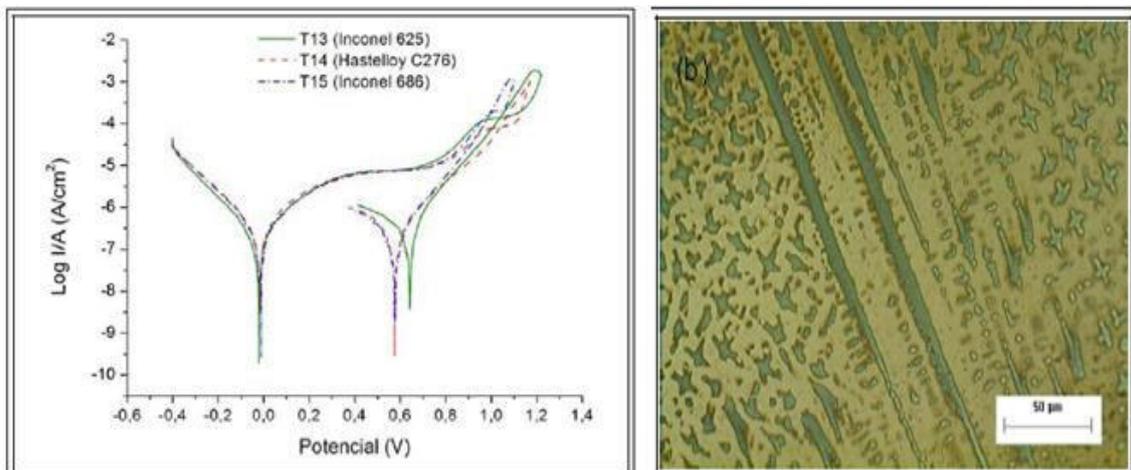
2.4 ESTUDOS SOBRE A CORROSÃO EM LIGAS DE NÍQUEL

A excelente resistência à corrosão, atribuída às ligas de Níquel, dá-se, primariamente, ao fato de possuírem elementos em sua composição como o Cromo, Alumínio e Titânio, que tem a capacidade de formar uma película de óxido altamente aderente que atua, como uma barreira para a corrosão generalizada do metal sob sua proteção. Assim como nos aços inoxidáveis e em ligas de alumínio, as ligas de níquel tornam-se inertes a diversos meios, gerando o fenômeno conhecido como passivação. Contudo, a quebra localizada deste filme passivo, pode ocasionar um tipo de corrosão concentrada, denominado de corrosão por pite ou puntiforme, geralmente investigada através das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica

(PPC), onde é possível identificar os potenciais de quebra deste filme passivo (E_{PITE}) e sua reconstrução (E_{CORR}). (EISELSTEIN, 1991; ALANO, 2013)

Silva (2010), utilizou a técnica de polarização eletroquímica para avaliar a resistência à corrosão de revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame a frio. O autor comparou a liga IN625 com a Hastelloy C276 e IN686 e, mesmo concluindo que não foi possível avaliar a resistência por pite destas ligas através do ensaio de polarização eletroquímica, por meio de MEV, o autor pôde constatar diferentes mecanismos de degradação da resistência à corrosão. Corroborando com outros trabalhos realizados com a liga IN625, destaca que a corrosão neste caso ocorreu ao longo da região central das dendritas, devido à microsegregação de molibdênio na solidificação para a região interdendrítica conforme o autor apresenta na Figura 2-7 mostrada a seguir.

Figura 2-7 – a) Curva de polarização eletroquímica; b) Microscopia do comportamento corrosivo IN625 (Aumento 500X)



Fonte: Adaptado de Silva, 2010

Já para as ligas Hastelloy C276 e IN 686, Silva (2010) mostra que, devido ao maior teor de Mo e W, estas ligas tiveram como região predominante de corrosão, as periferias de fases secundárias interdendríticas, do tipo TCP, especialmente da fase P. Com a técnica utilizada no ensaio de corrosão não foi possível apontar, em seus estudos, a relação entre a diluição dos teores de Fe, nos revestimentos, com a degradação na resistência à corrosão, bem como a relação entre o PREN (Pitting resistance equivalency number) e os resultados obtidos das diferentes ligas estudadas.

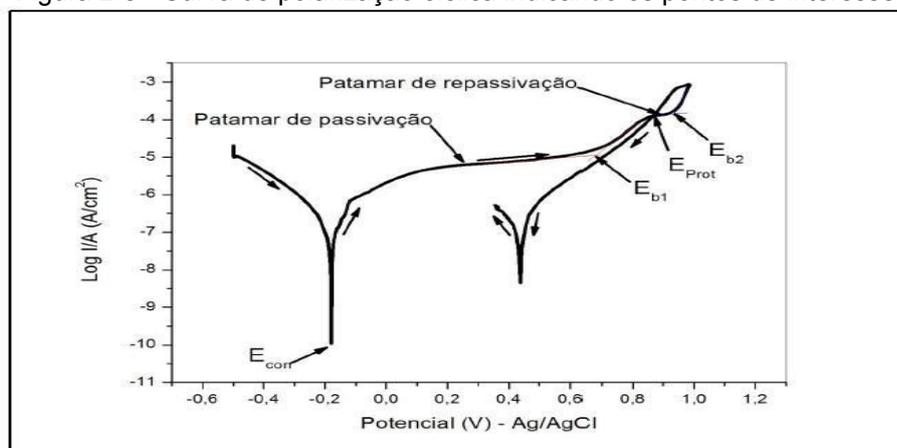
O PREN é utilizado para quantificar a resistência ao pitting, em relação aos principais elementos de liga que participam da formação da camada passivadora. Para ligas de Ni-Cr-Mo, utiliza-se a equação 2-1 onde, segundo SMC (2000), o valor para a liga IN625 é 40,8 no estado natural:

$$\text{PREN} = \%Cr + 1,5(\%Mo + \%W + \%Nb) \quad \text{Equação 2-1}$$

O PREN é normalmente relacionado com os dados obtidos das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica, sendo comparado com o valor do potencial de repassivação (E_r) encontrado, que aponta o momento no ensaio em que o material recompõe a camada passivadora, responsável pela proteção contra a corrosão. Em alguns trabalhos é comum observar a nomenclatura de Potencial de Proteção (E_{PROT}) para o E_r (SILVA, 2010; SANTOS, 2015).

Aguiar (2010), ao realizar o ensaio de corrosão eletroquímico de polarização cíclica, analisou o potencial de corrosão e o potencial de quebra da película passivadora (indicados na Figura 2-8 a seguir como E_{corr} e E_{b1} , respectivamente) para verificar a influência de modificações dos parâmetros de soldagem de deposição pelo processo MIG/MAG na utilização das ligas de Inconel: IN625, IN686 e Hatelloy C 276. Para os resultados da liga IN 625, o autor destaca que, o fato das curvas não apresentarem histerese positiva, indica que as amostras não sofreram corrosão por pites.

Figura 2-8 - Curva de polarização cíclica indicando os pontos de interesse.



Fonte: Aguiar, 2010.

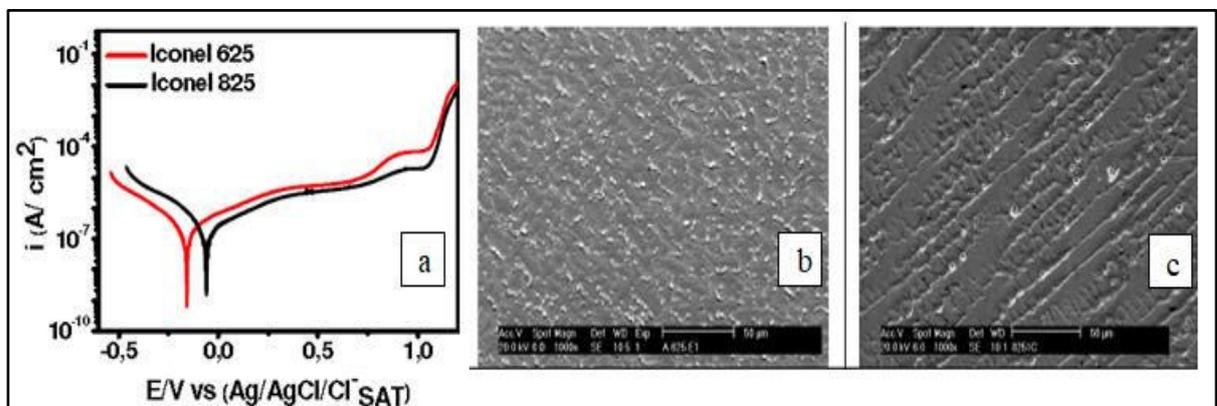
Assim como em Silva (2010), Aguiar através de microscopia, também apontou que, para a liga IN625, a corrosão preferencialmente ocorreu no centro das

dendritas devido à microsegregação de Mo e Cr para regiões interdendríticas. Para os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica o autor encontrou valores entre -0,12v a -0,29v como potencial de corrosão (E_{corr}) para a liga IN625 nas diferentes amostras ensaiadas.

A SMC (2000) por meio de análises da temperatura crítica de pite, relata que a diluição de ferro do substrato em processos de revestimentos reduz de maneira significativa a temperatura de formação de pite em revestimentos de ligas de Níquel. Segundo os estudos, para a liga IN622 através do processo de soldagem GMAW, a temperatura crítica de pite para revestimentos com apenas uma camada é de 70°C enquanto que, ao depositar uma segunda camada de revestimento essa temperatura passa para 100°C. Para uma terceira camada de revestimento, a temperatura manteve-se constante em 100°C devido ao fato do teor de ferro da segunda camada ser praticamente proporcional ao teor da liga depositada, não sendo necessária a deposição da terceira camada para aumentar a resistência à corrosão do revestimento.

Ferreira e colaboradores (2014) realizaram estudos de corrosão comparando as ligas de IN625 e IN825, depositadas pelo processo MIG/MAG, utilizando como solução eletrolítica, NaCl 3,5% saturada com CO₂. Os autores apontam a liga IN625 sendo a mais resistente à corrosão por pite, devido ao fato de apresentar maior teor de Mo comparando com a liga IN825.

Figura 2-9 – a) Curvas de polarização linear potenciodinâmica; análises microscópicas obtidas por MEV de b) IN625 e c) IN825.



Fonte: Adaptado de Ferreira et. al., 2014

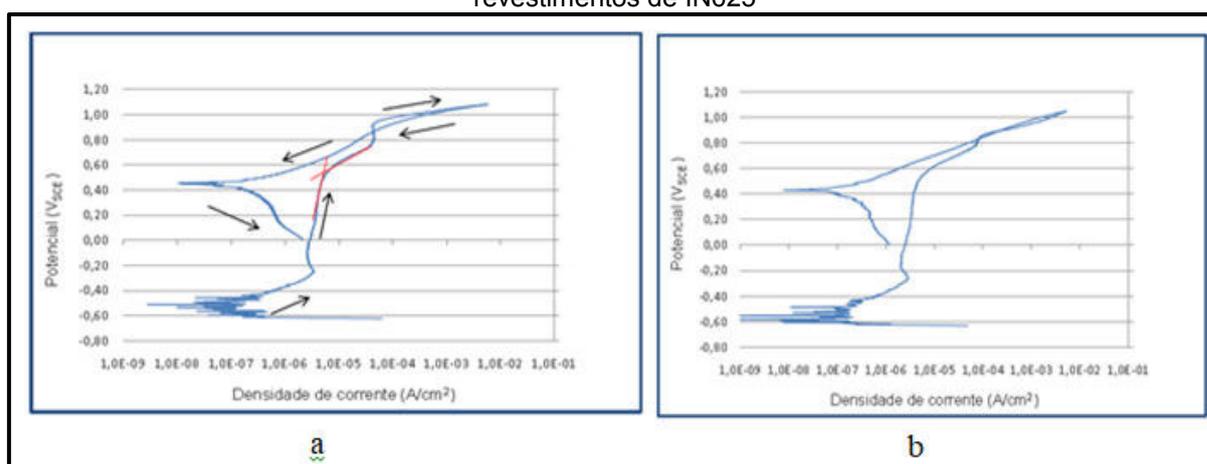
Na Figura 2-9-a, é possível observar que a liga IN625 obteve menor valor para o potencial de corrosão (E_{corr}). Este fato é justificado, pelos autores, como

sendo resultado da formação de fases detérias, em formatos de precipitados, encontrados em maior quantidade na IN625 como é exibido na Figura 2-9 b) e c).

Alano (2013) destaca que, a segregação de elementos de liga, nas regiões adjacentes aos precipitados formados, após tratamentos térmicos em ligas de Níquel (o que se aplica também aos processos de soldagem), possui relação direta com a degradação da resistência à corrosão por pite. Devido a forte tendência de segregação dos elementos Nb e Mo, nos estágios finais da solidificação, a liga IN625 pode ter, desta forma, sua resistência à corrosão reduzida com a formação de regiões preferenciais para o surgimento da corrosão puntiforme.

Santos (2015) utilizou a técnica de polarização potenciodinâmica cíclica para avaliar a resistência à corrosão da liga IN625 depositada pelo processo de soldagem a Plasma com arco Transferido Alimentado com Pó (PTA-P), avaliando os efeitos de diferentes concentrações de tiosulfato de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) diluídos em 3,5%NaCl no potencial de corrosão por pite da liga de Inconel. Cabe ressaltar que apesar das diferenças nos aspectos que tangem aos equipamentos utilizados nos processos de soldagem e de realização dos ensaios de corrosão, as curvas encontradas neste estudo aqui proposto, apresentam um comportamento muito semelhante aos encontrados pela referida autora. A Figura 2-10 mostra duas curvas de polarização de dois diferentes revestimentos estudados com eletrólito 3,5%NaCl.

Figura 2-10 – Curvas de Polarização Potenciodinâmica Cíclica em 3,5%NaCl para dois diferentes revestimentos de IN625



Fonte: Adaptado de SANTOS, 2015.

Para análise dos dados, Santos (2015) considerou que dentre as curvas encontradas, a mostrada na Figura 2-10 b, possui maior resistência ao filme passivo ou maior capacidade de repassivação pelo fato de não apresentar nenhuma

histerese. Cabe destacar que, ao comparar estas curvas com as encontradas no capítulo 5, deve fazer a correção dos potenciais encontrados, estes apresentados nas curvas acima foram obtidos com eletrodos de Calomelano Saturado (SCE), e os apresentados nas figuras do capítulo de resultados e discussões, foram obtidos com eletrodo de referência de Ag/AgCl não saturado, em concentração de KCl 3M. Neste sentido, deve-se somar 34mV para obter o equivalente em prata/cloreto de prata.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão abordados os equipamentos, os materiais e a metodologia utilizada para o desenvolvimento dos estudos sobre a avaliação da deposição da liga de IN625, empregando os processos de soldagem MIG/MAG.

3.1 EQUIPAMENTOS EMPREGADOS

3.1.1 Processo de Soldagem

A soldagem foi realizada através do emprego de um robô industrial, de seis graus de liberdade, com um sistema comercial de aquisição de dados para a medição dos valores médios dos parâmetros de soldagem: corrente, tensão e velocidade de alimentação, com taxa de aquisição dos sinais de 5 kHz por canal.

3.1.2 Preparação metalográfica e caracterização microestrutural

Realizada a soldagem, as chapas revestidas foram cortadas em uma serra de fita e posteriormente, em serra metalográfica, e preparadas para as análises microestruturais. Nesta etapa foram utilizados os seguintes materiais:

- Serra fita;
- Serra metalográfica;
- Politriz automática;
- Paquímetro;
- Câmera digital;
- Microscópio ótico;
- Microscópio Eletrônico de Varredura; e
- Difractômetro de Raio-X.

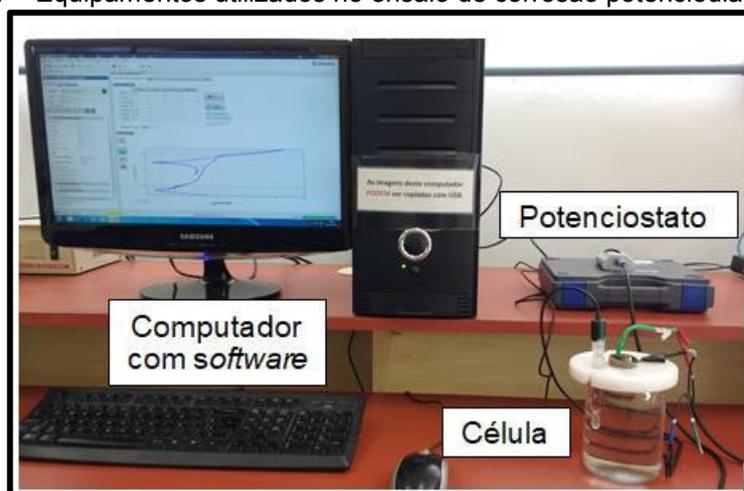
3.1.3 Equipamento para os ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em um microdurômetro Shimadzu, sendo coletados os dados em computador portátil.

3.1.4 Equipamento para os ensaios de corrosão

Para os ensaios de corrosão se fez necessário, na confecção das amostras cilíndricas a utilização de processo de torneamento, além de um ferro de solda por resistência elétrica, para fixação do corpo de prova ao fio condutor. Para o ensaio propriamente dito, utilizou-se uma célula eletroquímica, contendo um eletrodo de referência de Prata/Cloreto de Prata (Ag/AgCl), um contra eletrodo de fio de Platina e os eletrodos de trabalho confeccionados para a investigação da resistência à corrosão. Para a aquisição dos dados foi utilizado um potenciostato da marca PalmSens modelo EmStat2 e um computador com o *software* PsTrace 4.8. A Figura 3-1 mostra os equipamentos utilizados no ensaio de corrosão potenciodinâmica cíclica.

Figura 3-1 – Equipamentos utilizados no ensaio de corrosão potenciodinâmica cíclica



Fonte: Próprio autor

3.2 MATERIAIS DE CONSUMO

Os materiais considerados consumíveis neste trabalho, para o processo de soldagem foram:

Gás de Proteção:

Processo MIG: 75%He + 25% Ar;

Processo MAG: 25%CO₂ + 75% Ar;

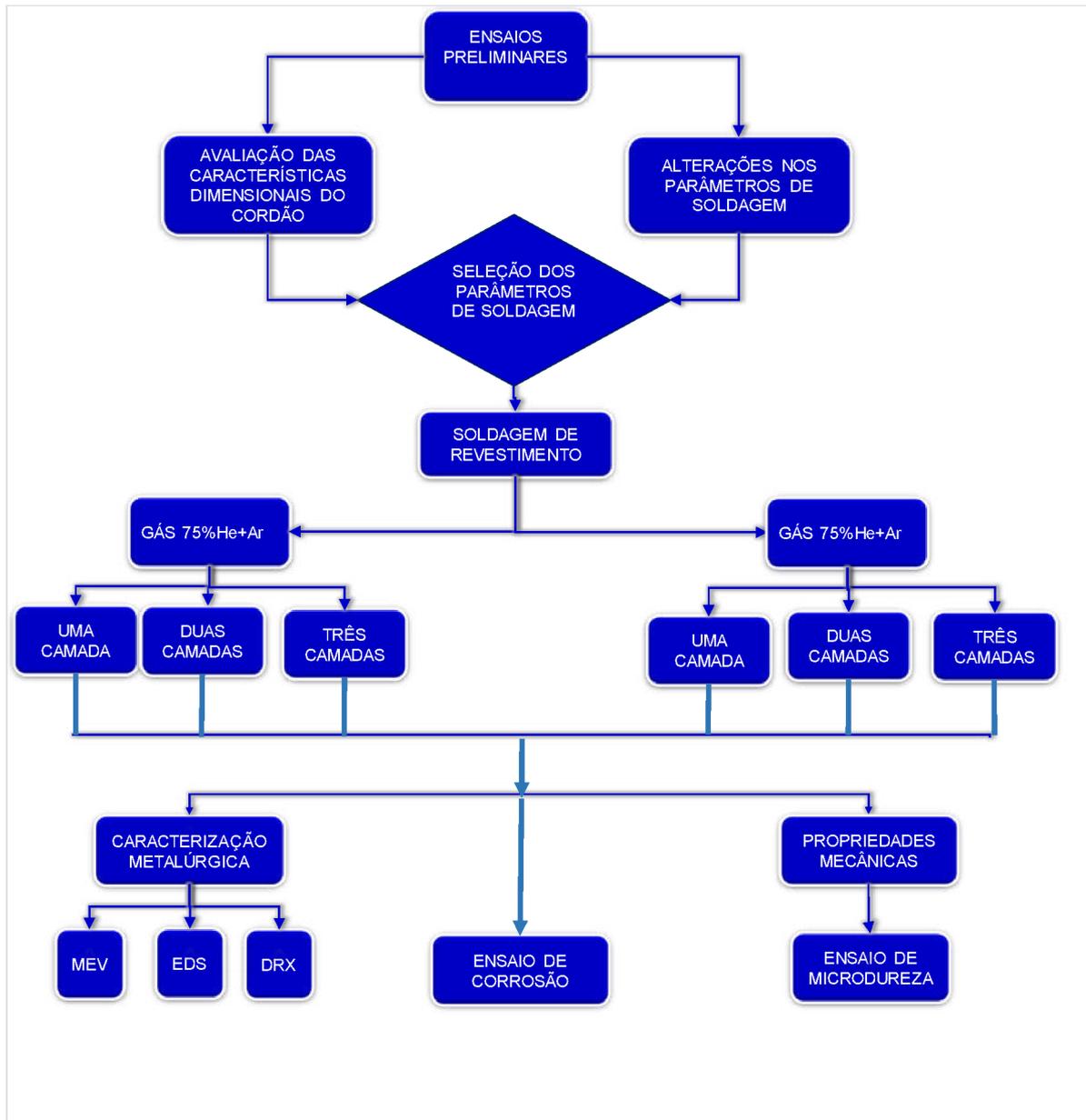
Metal de adição: Arame-eletrodo AWS ERNiCrMo-3, com 1,2mm de diâmetro; e

Substrato: Chapa de aço baixo carbono (SAE 1006), com 9,52mm de espessura e dimensões de 200x150 mm.

3.3 METODOLOGIA

Para simplificação, é apresentado a seguir, um fluxograma das etapas desenvolvidas neste estudo.

Figura 3-2 - Fluxograma das etapas desenvolvidas no trabalho



Fonte: Próprio autor

3.3.1 Processo de soldagem

O revestimento foi realizado através da deposição de arame de IN625 de 1,2mm de diâmetro, sobre uma chapa de aço de baixo carbono (SAE 1006), por meio de um braço mecânico, sendo revestidas três chapas correspondentes a um,

dois e três camadas de IN625, com o gás 75%He/25%Ar e outras três chapas, com a mesma metodologia, porém com o gás de proteção 25%CO₂/75%Ar.

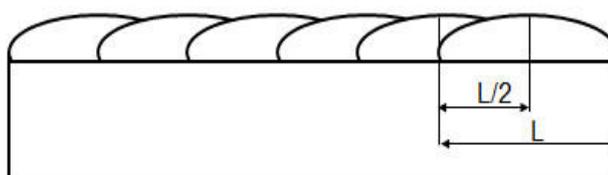
Seguindo as orientações de trabalhos anteriores, realizados no Laboratório de Pesquisa em Engenharia da Soldagem da Universidade Federal do Rio Grande-LAPES/FURG, para os melhores resultados dimensionais, foram utilizados como condições iniciais os seguintes parâmetros: tecimento triangular de frequência 3Hz e amplitude de 6mm, uma distância de contato entre bico e peça (DBCP) de 17 mm e vazão dos gases de proteção regulada em 18 l/min.

Como parâmetro de comparação entre os revestimentos realizados, buscou-se manter a corrente em torno de 150 A, uma vez que este valor foi apontado, nos testes preliminares, como a corrente que apresentou melhores resultados para uma boa transferência metálica para melhor deposição.

Na finalidade de manter os parâmetros de soldagem supracitados, a tensão foi regulada em 25 V, a velocidade de alimentação do arame em 5 m/min e a velocidade de soldagem em 20 cm/min.

Os passes foram realizados de modo que a sobreposição entre os cordões fosse 50% conforme é ilustrado na Figura 3-3, visando melhor acabamento superficial, reduzindo assim as distâncias entre os vales e cristas de sobremetal que serão removidos por posterior processo de usinagem.

Figura 3-3 - Desenho esquemático da sobreposição dos cordões de solda



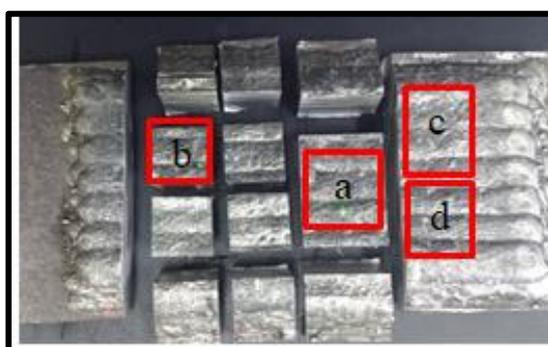
Fonte: Próprio autor

Após a deposição da primeira camada e sua inspeção para avaliar aspectos dimensionais de largura e reforço e também para identificar possíveis falhas como falta de fusão, foram removidos eventuais óxidos e impurezas por processo de lixamento manual com escova de aço para recomençar o processo de deposição da segunda camada sobre a primeira, seguindo esta metodologia para a deposição da terceira camada e para os dois diferentes gases utilizados.

3.3.2 Preparação metalográfica e caracterização microestrutural

Após, realizada a soldagem de revestimento, as placas revestidas foram cortadas em serra fita e serra metalográfica na disposição exibida na Figura 3-4, onde é possível observar uma placa revestida com três camadas de IN625, já cortada.

Figura 3-4 - Cortes realizados para obtenção dos copos de prova: (a) metalografia (b) corrosão, (c) microdureza, (d) DRX



Fonte: Próprio autor

Pode-se observar na figura acima que, para desprezar as áreas de instabilidades do arco elétrico, foram utilizadas amostras da região central do revestimento.

Para a análise microestrutural, foram confeccionados seis corpos de prova (três amostras de revestimento com gás Ar+75%He cada com uma, duas e três camadas e outras três com o gás Ar+25%CO₂) todos com 40 mm de largura e 20 mm de comprimento e altura variável conforme o número de camadas depositadas, exemplificado na Figura 3-5. Estas dimensões foram escolhidas de modo a propiciar maior área de investigação e também devido ao fato de possibilitar o processo de lixamento manual sem a realização de embutimento destes corpos de prova.

Figura 3-5 - Corpos de prova para análise metalográfica



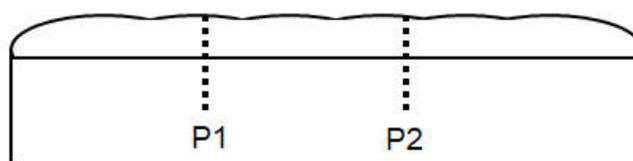
Fonte: Próprio autor

Após o corte, as amostras sofreram o processo de preparação metalográfica com lixamento até a granulometria #1200 e o posterior polimento mecânico com pasta de alumina 0,3 μ m. Para observação da microestrutura, foi utilizado ataque eletrolítico com 10% de ácido crômico diluído em água destilada, com tensão de 2,5 v por 30 segundos. Para verificação da qualidade do ataque, foi utilizado microscópio óptico, já para a identificação das fases presentes e caracterização microestrutural foi utilizado microscópio eletrônico de varredura (MEV) associado a microsonda de EDS da marca Jeol, JSM-6610LV do Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL).

3.3.3 Ensaio de microdureza

As propriedades mecânicas dos revestimentos foram avaliadas através de ensaio de microdureza Vickers. Por meio de microdurômetro Shimadzu, foram feitas duas varreduras verticais na seção transversal do revestimento conforme é exemplificado na Figura 3-6.

Figura 3-6 Esquema de varredura para levantamento do perfil de microdureza



Fonte: Próprio autor

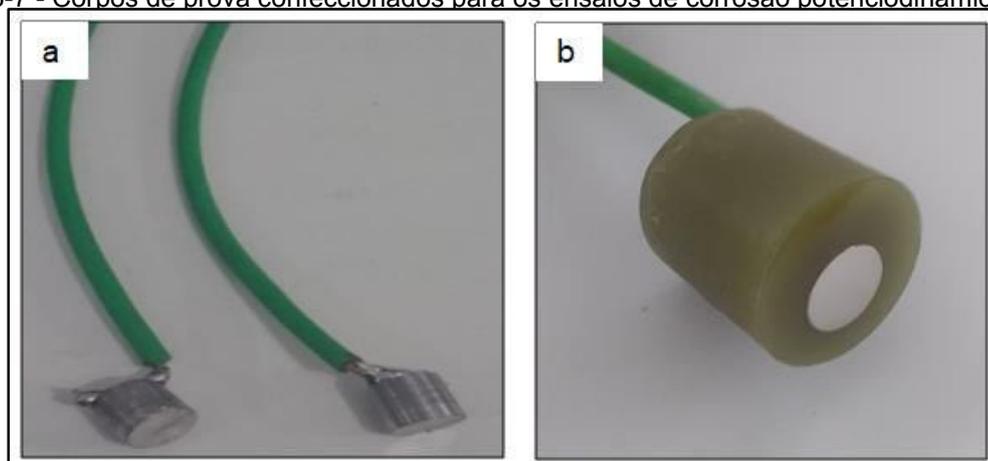
Seguindo as orientações da norma ASTM E 384-99 (ASTM, 2002), as indentações foram realizadas aplicando uma carga de 0,981 N (100gf) por 15 segundos. As medições ocorreram em distâncias de 0,1 mm nas áreas de maior interesse como regiões do topo e interface substrato/revestimento e 0,4 mm nas demais áreas que apresentaram menor variação, a distância entre os perfis de microdureza foi 13,34 mm, ambas distantes 6,67 mm da região central do revestimento. As linhas tracejadas da Figura 3-6 representam os perfis de microdureza levantados denominados de P1 e P2.

3.3.4 Ensaio de corrosão potênciodinâmica cíclica

Para a realização do ensaio de corrosão, seguindo as orientações da norma ASTM G 61, os corpos de prova foram preparados de modo a expor apenas uma superfície de 1 cm², e na finalidade de evitar o desenvolvimento de potenciais diferentes nas arestas dos corpos de prova, foi realizado o torneamento cilíndrico das amostras exibidas na Figura 3-4 b. Após usinagem, os corpos de prova foram soldados por brasagem em um fio condutor de cobre para realizar o contato elétrico da célula de corrosão.

A Figura 3-7-a mostra dois corpos de prova prontos para embutimento em resina a frio, já destacado em b, é exibido o formato final do corpo de prova utilizado como eletrodo de trabalho na investigação da resistência à corrosão.

Figura 3-7 - Corpos de prova confeccionados para os ensaios de corrosão potenciodinâmica cíclica



Fonte: Próprio autor

Os corpos de prova mostrados na Figura 3-7-a foram cuidadosamente confeccionados no laboratório de usinagem da Universidade Federal do Rio Grande, garantindo um excelente acabamento, fato que auxiliou no processo de embutimento. Após a usinagem e brasagem dos fios condutores, os corpos de prova foram limpos em banho de álcool isopropílico e secados com soprador térmico, de modo a remover todas as impurezas e eventuais oxidações do substrato que pudessem interferir no processo de embutimento. Como pode ser observado na Figura 3-7 b, o embutimento deixa exposta somente a camada superficial do revestimento e, para evitar a ocorrência de corrosão por fretas, foi utilizado esmalte incolor entre a interface peça/resina, processo reportado na literatura (SILVA 2010, SANTOS, 2015).

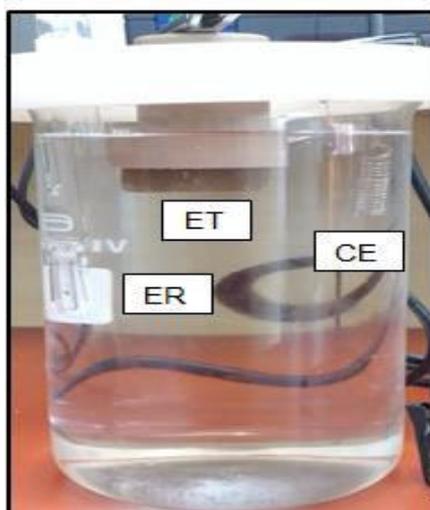
Após o embutimento, os corpos de prova passaram por processo de preparação metalográfica até a granulometria #1200 seguidos de posterior polimento com alumina $0,3\mu\text{m}$, sendo limpos com álcool e soprador térmico novamente antes da realização do ensaio. Optou-se por realizar o processo de lixamento até a lixa #1200 e polimento mecânico devido a necessidade de investigação dos resultados da corrosão, em microscópio eletrônico de varredura, facilitando deste modo, a melhor identificação das áreas afetadas.

Preparados e catalogados, os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de corrosão potenciodinâmica cíclica. O eletrólito utilizado para todos os ensaios foi 3,5%NaCl em água destilada, mantida a temperatura ambiente de 25°C , sendo substituído sempre após a realização de cada ensaio, de modo a garantir as condições iguais para todas as amostras realizadas. Os ensaios foram feitos em quadruplicadas seguindo a mesma metodologia.

Os corpos de prova ficaram imersos na solução por 50 minutos para determinar o potencial de circuito aberto. Para melhor determinação das regiões catódicas e anódicas próximas ao potencial de corrosão, as varreduras começaram a 0,4 V abaixo dos valores obtidos para os potenciais de circuito aberto indo até 1,2 V ou então até que o valor da densidade atingisse 5 mA, com uma velocidade de varredura de 1 mV/s em passos de 1 mV. Ao atingir os valores limites estipulados, o potenciostato retornava fazendo a varredura até o valor de tensão inicial.

Na Figura 3-8 é possível observar a disposição dos eletrodos de referência (ER), de trabalho (ET) e o contra eletrodo (CE) na célula de corrosão utilizada no ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica.

Figura 3-8 - Célula de corrosão utilizada nos ensaios de corrosão potenciodinâmica cíclica



Fonte: Próprio autor

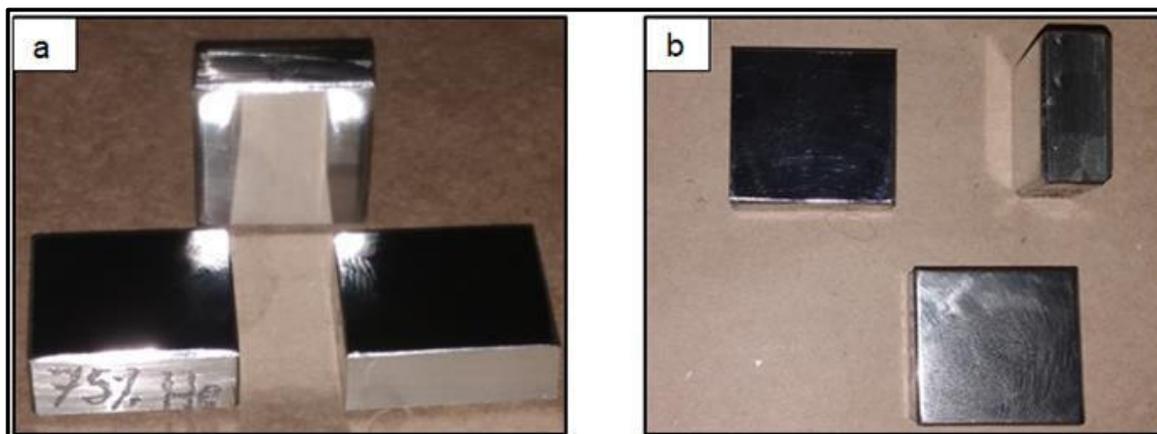
Na figura acima, pode-se observar que o eletrodo de trabalho ficou apenas parcialmente submerso, ficando apenas o revestimento de IN625 exposto ao eletrólito e equidistante dos eletrodos de referência e contra eletrodo.

3.3.5 Caracterização química da superfície exposta ao ambiente corrosivo

Para analisar a composição química da superfície dos revestimentos realizados, foram confeccionados seis corpos de prova, sendo três de revestimentos realizados com o gás Ar+75%He com a deposição de uma, duas e três camadas respectivamente (Figura 3-9 a), e outros três corpos de prova de revestimentos realizados com o gás Ar+25%CO₂ com uma, duas e três camadas de IN625 (Figura 3-9 b).

Os corpos de prova utilizados para a determinação dos percentuais de elementos encontrados no topo do revestimento foram preparados em plaina para a retirada de sobremetal e possuem área de seção quadrada contendo apenas o metal de adição. Estas amostras também sofreram preparação metalográfica até a granulometria #1200 e polimento mecânico com alumina 0,3 μ m.

Figura 3-9 - Corpos de prova para análise da composição química dos revestimentos



Fonte: Próprio autor

Para realizar a análise da composição química resultante do processo de soldagem na superfície exposta ao ambiente corrosivo, foram realizadas análises de espectroscopia por dispersão de raios-X (EDS), espectroscopia portátil, realizado gentilmente pelo setor de manutenção da Refinaria de Petróleo Rio Grandense pelo equipamento Innovx Systems e espectroscopia de emissão óptica (OES) por meio de equipamento da Foundry-Master Pro da Oxford e software AlasilyS.

Estas amostras também foram também utilizadas para identificação das fases formadas, por meio de análise de difração de raios-X (DRX) realizado no equipamento D8 ADVANCE BRUKER, onde os parâmetros utilizados para as medidas foram: tubo de cobre (Cu), voltagem em 40 kV, corrente 40 mA e comprimento de onda (λ) 1,5418 Å.

Seguindo orientações do CEME-SUL, as amostras (Figura 3-9) foram confeccionadas com área de seção quadrada, com aresta de 25 mm e altura variável porém inferior a 15 mm para permitir o posicionamento no porta-amostra.

Após a realização do ensaio de difração de raios-X, os dados obtidos foram comparados com a base de dados do ICDD (*Internacional Center for Diffraction Data*) por meio do *software* X'Pert High Score.

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Para estabelecer as diferenças de composição química dos revestimentos investigados, principalmente no que tange a diluição do percentual de Fe, na superfície submetida ao ensaio de corrosão, foram realizadas análises de espectrometria portátil, espectroscopia de emissão óptica (OES) e espectroscopia por dispersão de raios-X nos corpos de prova da Figura 3-9. Visando minimizar os erros, dada à utilização de processos semiquantitativos, foi realizada uma análise estatística dos resultados obtidos com os três diferentes ensaios, eliminando os resultados que não ficaram dentro do limite inferior e superior de um desvio padrão acrescido à média dos três ensaios, sendo então recalculada a nova média e apresentada na Tabela 4-1, em valores percentuais.

Tabela 4-1 - Valores percentuais médios da composição química do revestimento analisadas no topo das amostras.

% / Nº	GÁS: 75%He+Ar			GÁS: 25%CO ₂ +Ar		
	1	2	3	4	5	6
Ni	51,125	58,415	60,160	45,475	56,040	57,615
Cr	21,180	22,415	22,655	16,985	20,985	21,380
Fe	13,615	4,225	1,335	26,880	10,320	5,295
Nb	3,100	3,395	3,650	3,055	3,225	3,350
Mo	7,800	8,885	9,080	6,310	7,820	8,615
Ti	0,245	0,294	0,277	1,119	0,907	0,147

Fonte: Próprio autor

Sendo:

- 1- Amostra Número 1- Deposição de uma camada de IN625 utilizando Gás 75%He+Ar;
- 2- Amostra Número 2- Deposição de duas camadas de IN625 utilizando Gás 75%He+Ar;
- 3- Amostra Número 3- Deposição de três camadas de IN625 utilizando Gás 75%He+Ar;

- 4- Amostra Número 4- Deposição de uma camada de IN625 utilizando Gás 25%CO₂+Ar;
- 5- Amostra Número 5- Deposição de duas camadas de IN625 utilizando Gás 25%CO₂+Ar;
- 6- Amostra Número 6- Deposição de três camadas de IN625 utilizando Gás 25%CO₂+Ar;

Cabe destacar a composição química da liga comercial IN625 para critérios de comparação que serão realizados posteriormente na investigação das fases secundárias e dos precipitados encontrados. Segundo a SMC, 2013 a liga ERNiCrMo-3 tem a composição química apresentada na tabela 4-2.

Tabela 4-2 – Composição química da liga comercial ERNiCrMo-3 (IN625)

Composição química da liga ERNiCrMo-3 (% em peso)												
Ni	Cr	Mo	C	Fe	P	Al	Ti	Nb	Mn	Si	S	Co
58 (Mín)	20-23	8-10	0,1 (Máx)	5 (Máx)	0,015 (Máx)	0,4 (Máx)	0,4 (Máx)	3,15- 4,15	0,5 (Máx)	0,5 (Máx)	0,015 (Máx)	1 (Máx)

Fonte: adaptado de SMC, 2013.

Com foco na investigação da possível degradação da resistência à corrosão, devido ao maior teor de ferro na composição química da superfície em análise, indicado por SMC (2000), destaca-se uma diferença significativa entre os teores de Fe para as amostras contendo uma, duas e três camadas de revestimento de IN625, bem como diferenças entre os valores encontrados para os diferentes gases, mostrados na Tabela 4-1.

Se considerarmos a norma ISO 10423, que especifica para a soldagem de revestimento, com a liga AWS ERNiCrMo-3, o teor máximo de 5% de ferro admitido na superfície distante 3 mm da linha de interface com metal de base, para garantir uma boa resistência à corrosão, apenas as amostras 2 e 3 estariam apropriadas para a aplicação, por possuem teores de ferro de 4,225 e 1,335%, respectivamente. No entanto ainda segundo a ISO10423, teores até 10 % podem ser tolerados em certas aplicações.

Para a aplicação do revestimento utilizando-se como gás de proteção 25%CO₂+Ar, foi observado um aumento no percentual de ferro quando comparado com as mesmas condições do gás 75%He+Ar, isso pode estar relacionado com a

principal característica do gás 25%CO₂ que é uma maior penetração devido à natureza reativa do gás, possibilitando o uso de velocidades maiores de soldagem.

Dada a necessidade de parametrização dos processos, foi utilizada a mesma velocidade de soldagem para os dois diferentes gases, o que pode ter influenciado no resultado uma vez que o movimento da poça de fusão, na utilização do gás contendo dióxido de carbono teve maior profundidade, arrastando uma maior quantidade de ferro do substrato para a superfície do revestimento. Já na utilização do gás 75%He+Ar, observou-se uma redução na profundidade de penetração e um aumento na penetração lateral, aumentando desta forma, a largura do cordão de solda.

Muito embora o Instituto de desenvolvimento de Níquel (NiDI) afirme que para o processo de soldagem GMAW o consumível utilizado como gás de proteção não deva conter mais de 2,5% de dióxido de carbono para não comprometer a resistência à corrosão, é comum observar trabalhos que apontem a utilização da combinação binária 25%CO₂ +Ar (BAIXO, 2009; ZILIO, 2014), como a que apresenta melhores resultados em termos de qualidade dimensional de revestimentos utilizando ligas de Inconel.

Como já destacado anteriormente por Floreen (1994) e, mais recentemente, por Rozmus et. al. (2015) o aumento do teor de ferro aumenta a formação de fases Laves, devido ao favorecimento da microsegregação dos elementos Mo e Nb. Pessoa (2014) relaciona ainda, o surgimento de trincas de solidificação com o aumento das fases Laves.

Para os demais elementos químicos, não foram observadas alterações significativas relacionadas à diferença de atmosfera protetora.

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Todos os revestimentos foram submetidos à análise em MEV, na finalidade de avaliar a microestrutura resultante. Os objetivos desta avaliação foram a identificação e análise, por sonda EDS, de precipitados e fases secundárias formadas devido às variações impostas pelos ciclos térmicos do processo de soldagem de revestimento. As áreas de interesse foram definidas como: interface substrato/revestimento, regiões intermediárias entre diferentes camadas de IN625 e a região do topo do revestimento.

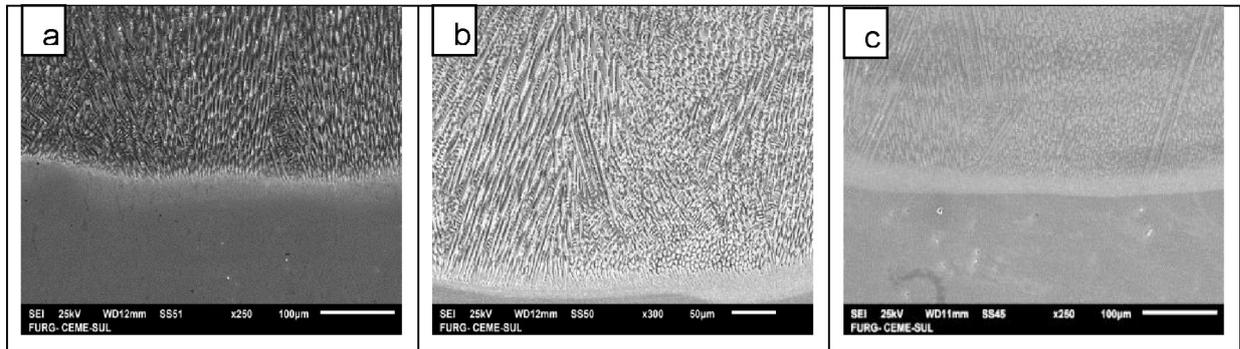
4.2.1 Avaliação microestrutural da região de interface substrato/revestimento

A interface substrato/revestimento é tida, na literatura afim, como uma região interessante devido aos aspectos dissimilares dos materiais utilizados na soldagem de revestimento, tais como microestrutura e pontos de fusão e solidificação, favorecendo desta forma, o surgimento de macrosegregações prejudiciais às características metalúrgicas dos revestimentos, bem como o surgimento de outros defeitos como falta de fusão e inclusões de óxidos e impurezas da superfície do substrato para o interior do revestimento. Destaca-se a região de interface também por ser o ponto de partida da solidificação do metal líquido do revestimento, resultando em uma região de composição química variável e transitória entre o metal de deposição e o substrato. (AGUIAR, 2010; SILVA, 2015)

De uma forma geral, a microestrutura próxima à interface substrato/revestimento das ligas de Inconel depositadas em substratos ao carbono, apresentam um comportamento bastante semelhante e definido.

Em comum, ressalta-se o surgimento de uma faixa de transição entre os dois materiais, identificada em muitos trabalhos, como em SILVA (2010) como uma Zona Parcialmente Misturada (ZPM), compreendendo uma região de formato planar de dimensões variáveis, conhecida como zona Φ , onde não são observados contornos de grãos nem interface entre células ou indícios de crescimento dendrítico. Posterior a esta zona, já apresentando características de crescimento celular, encontra-se a região denominada Zona Ω , combinando o formato final de crescimento celular dendrítico e colunar dendrítico. A Figura 4-1 mostra, de forma global, as interfaces substrato/revestimento dos depósitos realizados com gás de composição 75%He+Ar.

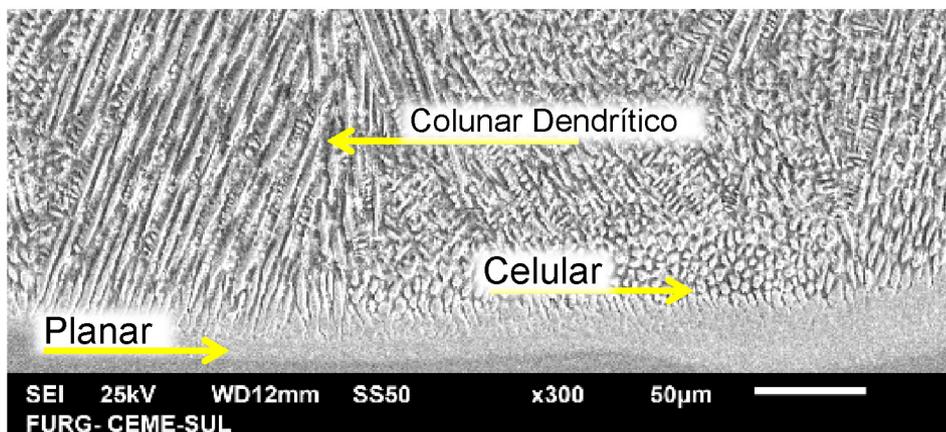
Figura 4-1 – Interface substrato/revestimento com processo MIG: a) uma camada; b) duas camadas; c) três camadas de IN625.



Fonte: Próprio autor

É possível observar grande semelhança entre os três corpos de prova mostrados acima tanto no que tange ao comportamento da estrutura de solidificação, uma vez que, apresentam predominância do crescimento colunar dendrítico em direção ao gradiente térmico de solidificação, como na apresentação de linhas bem definidas em tons mais claros que delimitam a Zona Parcialmente Misturada de formato planar. A Figura 4-2 apresenta a amostra soldada com gás 75%He+Ar e duas camadas de revestimento, com maiores detalhes, para melhor entendimento da microestrutura formada. Nesta é possível observar a evolução da solidificação nas proximidades do substrato, identificando as áreas de crescimento planar e as de crescimento celular e colunar dendrítico que foi predominante nos três corpos de prova com gás 75%He+Ar.

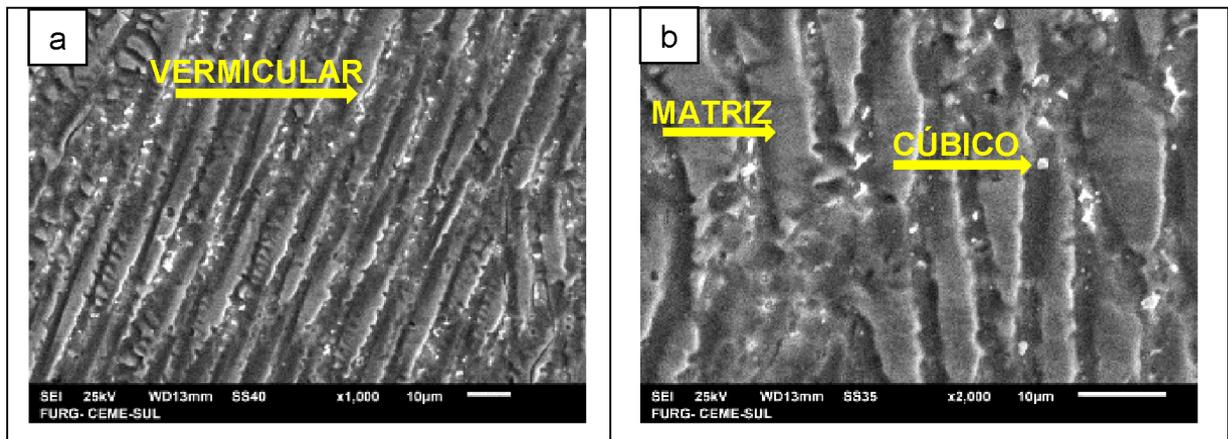
Figura 4-2 - Evolução da solidificação na interface substrato/revestimento



Fonte: Próprio autor

Assim como o comportamento da solidificação se mostrou semelhante nos três corpos de prova obtidos através do processo MIG, foi possível também constatar a semelhança na microestrutura formada próximo à interface, sendo constituída basicamente por uma matriz γ e por precipitados de formatos cúbico e vermicular, conforme exibiu a Figura 4.3 que apresenta MEV do revestimento com 2 camadas de IN625 depositados por MIG.

Figura 4-3 - Microestrutura próxima à interface a) precipitados em formato vermicular; b) precipitado em formato cúbico.

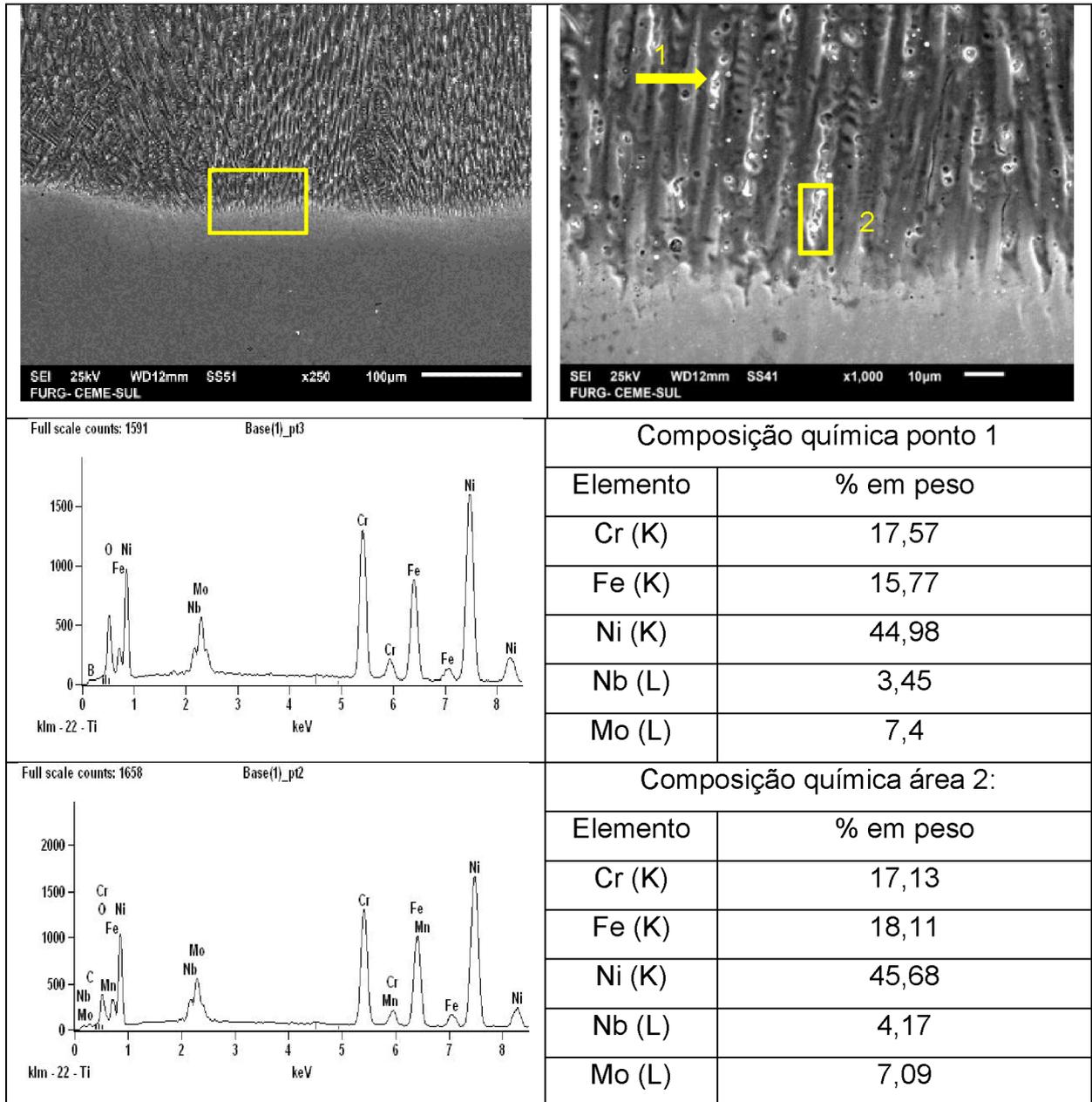


Fonte: Próprio autor

Estas semelhanças indicam que a adição dos passes subsequentes não influenciou na microestrutura formada na primeira camada, em proximidade com a interface. Muito embora o ciclo térmico da deposição da segunda camada tenha afetado a região intermediária e o topo do revestimento da primeira, foi constatado que o mesmo não influenciou na metalurgia física da interface substrato/revestimento nem tão pouco no aumento dos grãos do substrato e sua possível redução da resistência mecânica, como foi investigado e será apresentado a seguir, por meio de ensaios de microdureza.

Para obter informações dos precipitados formados na região de interface, foram realizadas análises em EDS, sendo estes resultados apresentados a seguir.

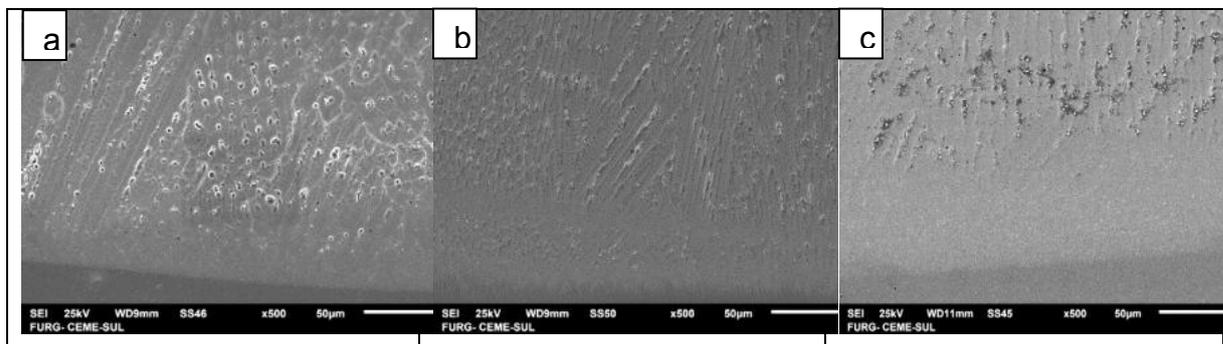
Figura 4-4 – EDS da região de interface em amostra com uma camada de IN625 e gás 75%He+Ar.



Fonte: Próprio autor

Como já mencionado acima, todos os corpos de prova obtidos com o gás 75%He+Ar apresentaram comportamento extremamente semelhante aos observados na Figura 4-4. No entanto, os resultados obtidos para as amostras soldadas pelo processo MAG indicaram diferenças. Ainda na região da interface substrato/revestimento, é possível reparar sua notória diferenciação em termos de microestrutura resultante, identificadas nas micrografias mostradas na Figura 4-5.

Figura 4-5 - Interface substrato/revestimento com processo MAG: a) uma camada; b) duas camadas; c) três camadas de IN625.



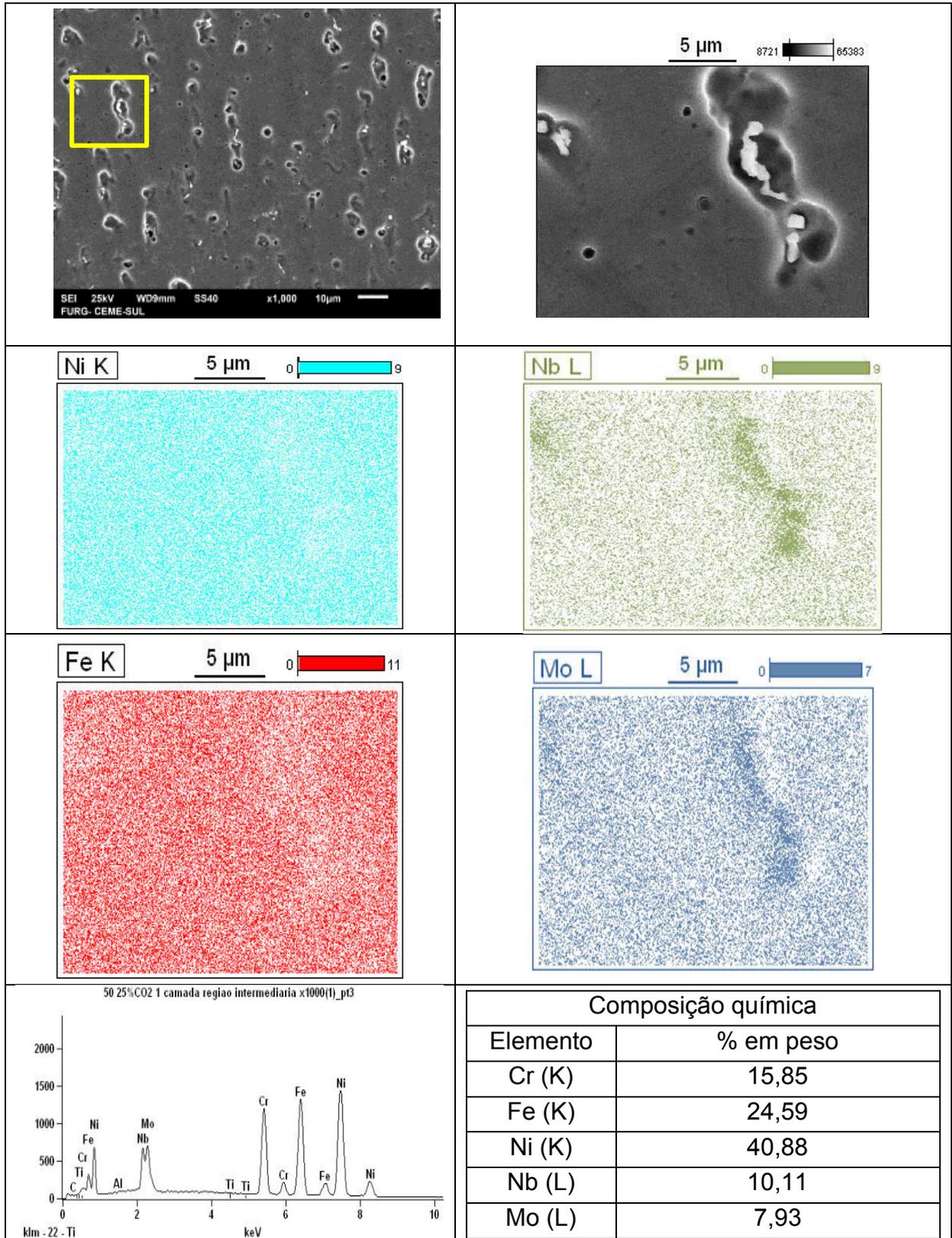
Fonte: Próprio autor

É possível identificar na Figura 4-5 que, para as mesmas condições de soldagem, a alteração do gás de proteção resultou em um número consideravelmente maior de precipitados na região de interface substrato/revestimento. Sendo estes encontrados tanto com aspecto de bastonete como também com morfologia irregular, se assemelhando a um eutético rico em Nióbio e Molibdênio, como pode ser observado no mapeamento mostrado na Figura 4-6.

Pessoa (2014) atribui o surgimento de trincas de solidificação a maior incidência de precipitados eutéticos de Nb formados no final da solidificação e como já mencionado, estes precipitados são constantemente reportados na literatura atrelados ao maior percentual de Ferro na composição química resultante do revestimento (FLOREEN et. al. 1994; SILVA, 2010), que pode ser comprovado na análise de composição química da Tabela 4-1.

Estes resultados corroboram também com os encontrados por ROZMUS et. al. (2015), onde esta formação de precipitados ricos em Nb e Mo para as regiões interdendríticas, é identificado como constituintes de fases Laves, ocasionando também o empobrecimento das regiões adjacentes ao precipitado, de elementos como o Fe, Ni e Cr e, por conseguinte, uma variação local da composição química, prejudicial para os características metalúrgicas do revestimento e para a resistência à corrosão.

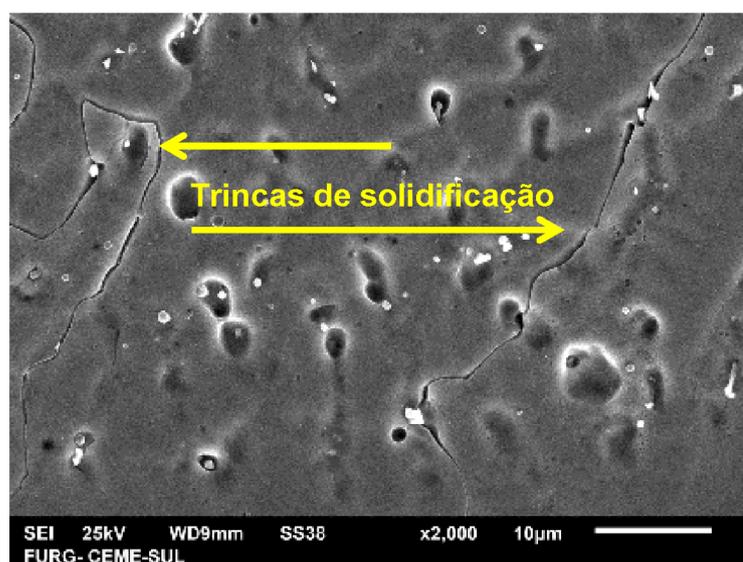
Figura 4-6 – MEV precipitado da região de interface substrato/revestimento com o gás 25%CO₂+Ar



Fonte: Próprio autor

Como pode ser observado no mapeamento por EDS (vide Figura 4-6), é possível identificar nas regiões próximas ao precipitado a segregação dos elementos Nb e Mo indicado pelas áreas mais escuras em verde e azul, respectivamente, bem como na redução dos elementos Ni e Fe, este último de forma mais significativa nas áreas mais claras em vermelho. Esta alteração localizada da composição química tende a gerar regiões mais susceptíveis a corrosão devido à falta de Mo e, segundo literatura já mencionada acima, o aumento destes precipitados eutéticos ricos em Nb e Mo gera uma tendência ao surgimento de trincas de solidificação. Esta tendência foi verificada também neste trabalho. A Figura 4-7 mostra uma região onde foi possível identificar o surgimento de uma trinca de solidificação, que foi atrelada a identificação da formação de precipitados nas proximidades da interface substrato/revestimento.

Figura 4-7 - Trincas de solidificação nas regiões de maior incidência de precipitados



Fonte: Próprio autor

Pela composição, formato dos precipitados e principalmente pela nucleação de trincas nas áreas de maior incidência, pode-se concluir que os precipitados encontrados na região de interface substrato/revestimento são microsegregações de Nb e Mo responsáveis pela formação de fase Laves.

Assim como nos revestimentos utilizando processo MIG, as camadas subsequentes à primeira não sofreram alterações na sua metalurgia física com a deposição de outras camadas na região de interface, não se fazendo necessário

reportar os outros resultados, visto que possuem características definidas nos casos citados.

4.2.2 Avaliação microestrutural da região intermediária e topo dos revestimentos

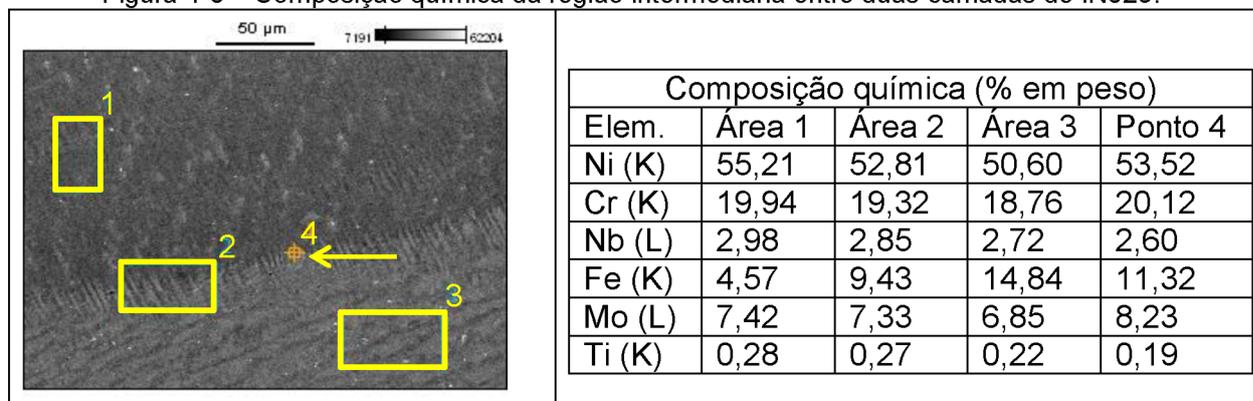
Outras áreas julgadas interessantes e por isso, investigadas, são as regiões intermediárias dos revestimentos, principalmente nas áreas de encontro de duas camadas subsequentes e as regiões do topo das amostras após revestidas, visto que estas apresentam a microestrutura final do componente que vai ser posto em serviço. Para melhor entendimento, os resultados obtidos foram separados para o processo MIG (gás 75%He+Ar) e para o processo MAG (25%CO₂+Ar).

4.2.2.1 Avaliação microestrutural para os revestimentos realizados por MIG

Os corpos de prova analisados nesta seção apresentaram um crescimento colunar dendrítico, sob uma matriz γ cujos precipitados apresentaram-se em formatos variados, porém com características predominantes de formato cúbico na região inferior da zona intermediária, tendendo a um formato vermicular na região mais próxima ao topo, seguindo a orientação de crescimento das dendritas, que, em diversos momentos apresentaram um crescimento competitivo.

A Figura 4-8 apresenta uma análise da composição química da camada intermediária entre a segunda e a primeira deposição de IN625.

Figura 4-8 – Composição química da região intermediária entre duas camadas de IN625.



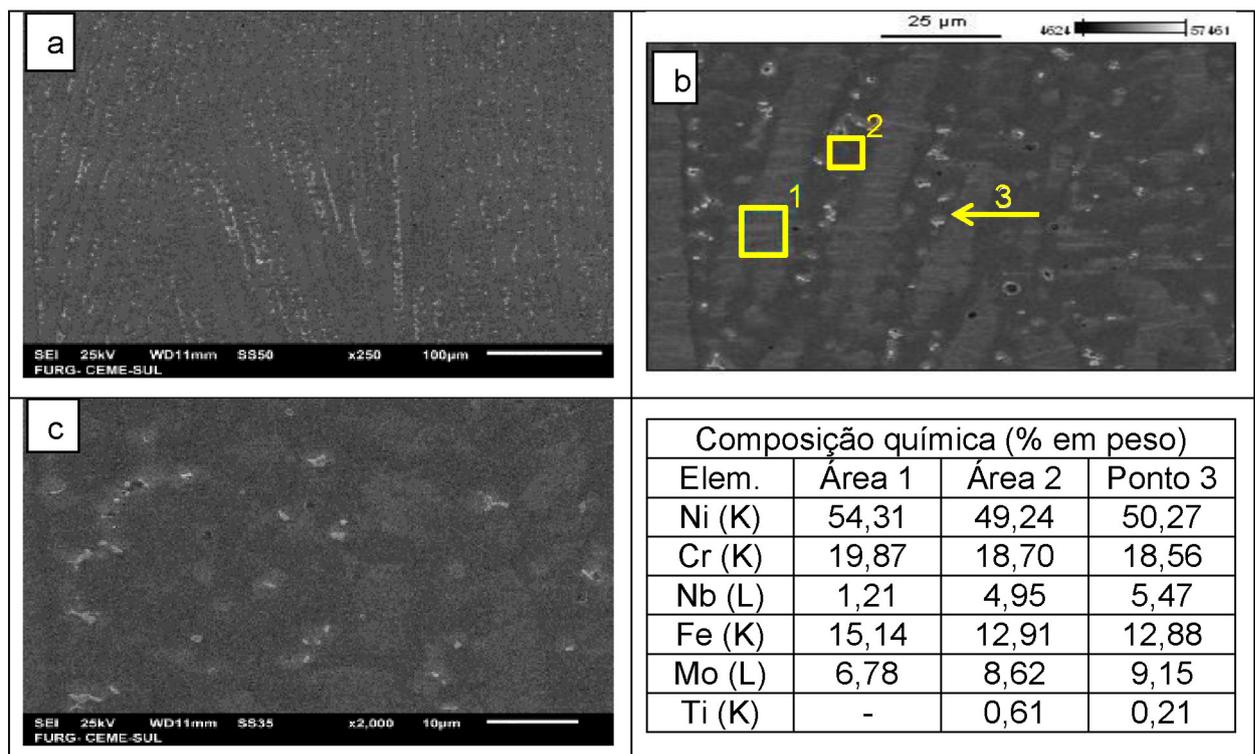
Fonte: Próprio autor

A Figura 4-8 mostra claramente a separação entre os dois passes realizados no corpo de prova com duas camadas de IN625 e, através da análise por EDS,

observou-se as diferenças significativas do percentual de Fe, que cai consideravelmente de 14,84% em peso, na superfície da primeira camada, para valores inferiores a 5% em uma região mais central da segunda camada depositada. Quanto aos demais elementos químicos, não foram identificadas alterações significativas nesta análise, indicando que para a região central do revestimento de duas camadas, houve uma melhor distribuição da composição química.

A Figura 4-9 apresenta o comportamento dos precipitados na região intermediária de entre dois passes do corpo de prova com três camadas de IN625, indicando primeiramente um crescimento em blocos, ou cúbico, e posteriormente um crescimento tipo vermicular orientado ao desenvolvimento das dendritas. Cabe destacar que assim como em Poza, et. al (2014), esta região do revestimento apresentou pouca porosidade e um crescimento dendrítico colunar de coluna fina, assemelhando-se aos resultados exibidos na Figura 2-6b que mostra um revestimento de IN625 depositado pelo processo de aspersão térmica e tratamento a Laser, corroborando também com os resultados obtidos sobre a microsegregação de Nb e Mo na análise da composição química mostrada a seguir.

Figura 4-9 – Região intermediária entre dois passes de IN625 depositado por MIG: a) x250 mostrando o crescimento colunar competitivo das dendritas. b) x1000 EDS c) x2000



Fonte: Próprio autor

Como pode ser observado no EDS realizado na Figura 4-9b, a composição química da região mais escura apresenta uma maior quantidade de Mo e Nb quando comparado com a matriz mostrada em tons mais claros, sendo também, na região interdendrítica, a área que apresentou o nível mais acentuado de Ti. Santos (2015) afirma que o aparecimento de maiores níveis de Nb juntamente com Ti podem justificar-se devido a característica do titânio atuar na formação de carbonetos e nitretos- (Nb,Ti)C, além de atuar na formação da fase γ' -Ni₃(Al, Ti) devido a sua forte tendência a segregação para as regiões interdendríticas. As micrografias analisadas na região entre as camadas para os corpos de prova com duas e três camadas apresentaram o mesmo comportamento para o gás 75%He+Ar.

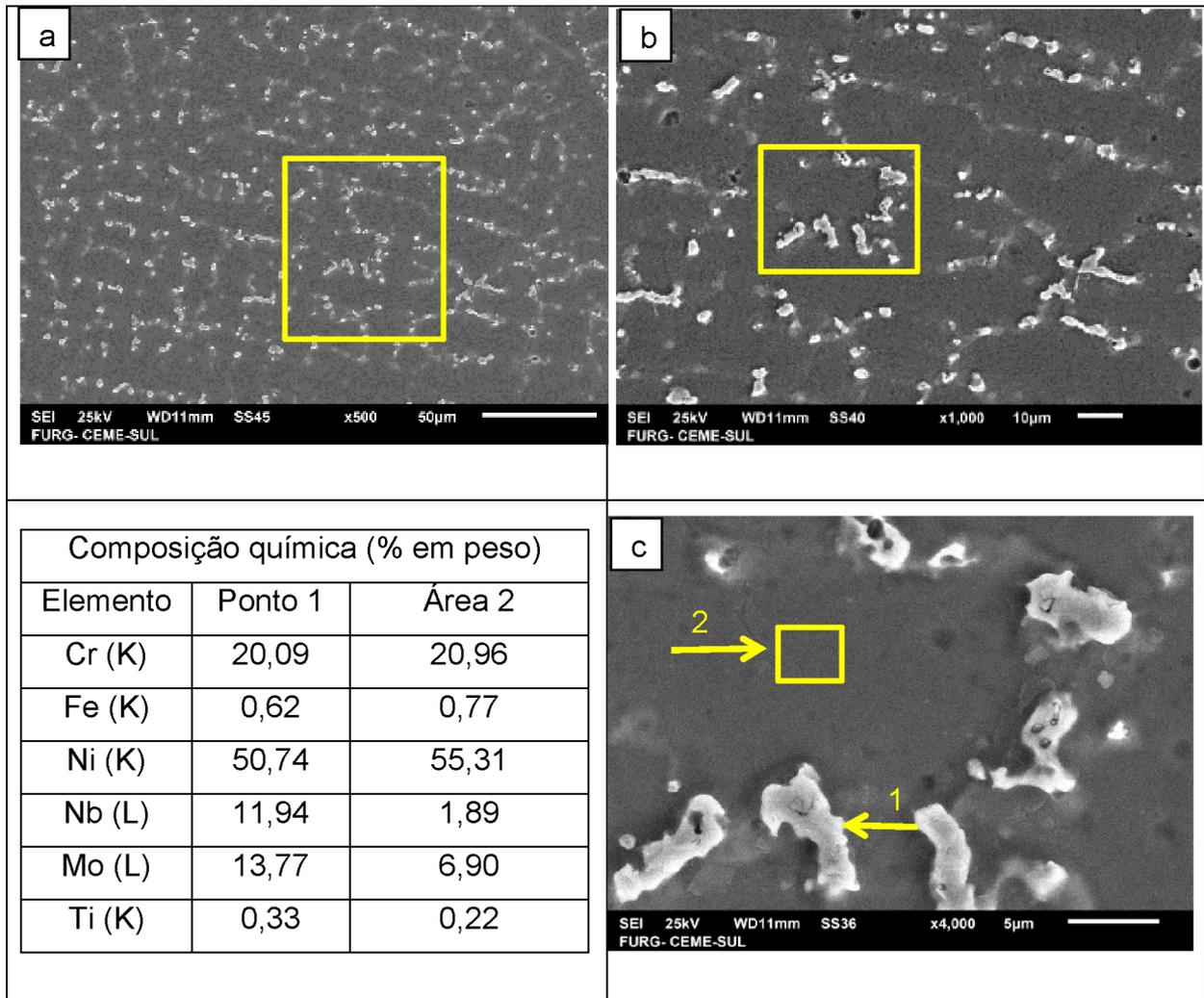
Como na definição de áreas de interesse neste estudo, foi também realizado um levantamento da região mais próxima ao topo do revestimento, ainda na seção transversal do revestimento realizado com o processo MIG.

Nas imagens de MEV mostradas a seguir, é possível visualizar que os revestimentos apresentaram um número maior de precipitados no topo do revestimento, sendo agrupados em colônias, sem apresentar o crescimento colunar dendrítico observado nas regiões intermediárias. O formato dos precipitados oscilou entre blocos (cúbicos) e disformes, seguindo a classificação utilizada por Aguiar (2010).

Os revestimentos com uma e duas camadas apresentaram comportamento semelhante no que tange à metalurgia física da região do topo dos componentes, obtidas com a soldagem com gás de proteção 75%He+Ar.

A Figura 4-10 apresenta a micrografia do revestimento de IN625 depositado através do processo MIG, em três diferentes amplitudes. Em Figura 4-10a, com pequeno aumento, constata-se a maior quantidade de precipitados, não apresentando uma morfologia padrão de crescimento devido às variações impostas pelo movimento da poça de fusão e que não sofreram reaquecimento de camadas subsequentes. Na Figura 4-10b, observa-se a ampliação da área destacada em a, exemplificando a formação em colônias dos precipitados em blocos ampliados pela Figura 4-10c.

Figura 4-10 – MEV região do topo três camadas de IN625 depositadas por MIG. a) x500; b) x1000; c) x4000.



Fonte: Próprio autor

As análises de EDS sobre os precipitados (exemplificado pelo Ponto 1 da Figura 4-10c) apontaram também uma maior quantidade de Nb no interior dos mesmos quando comparado com a matriz analisada na área 2 da referida figura (cerca de 6,3 vezes maior). Já os percentuais obtidos na análise da área 2 possuem notória semelhança com os divulgados pelo fabricante para a liga comercial (Tabela 4-2), mesmo este sendo comparado a uma pequena área, como indicado na Figura 4-10. Destaca-se, no entanto, os baixos percentuais de Nb encontrado na matriz (1,89%) e Mo (6,9%) ao realizar esta comparação com liga comercial, levando a conclusão que houve uma microsegregação destes elementos para a formação dos precipitados, empobrecendo a matriz, o que pode gerar uma corrosão preferencial neste local, quando exposto a ambientes redutores.

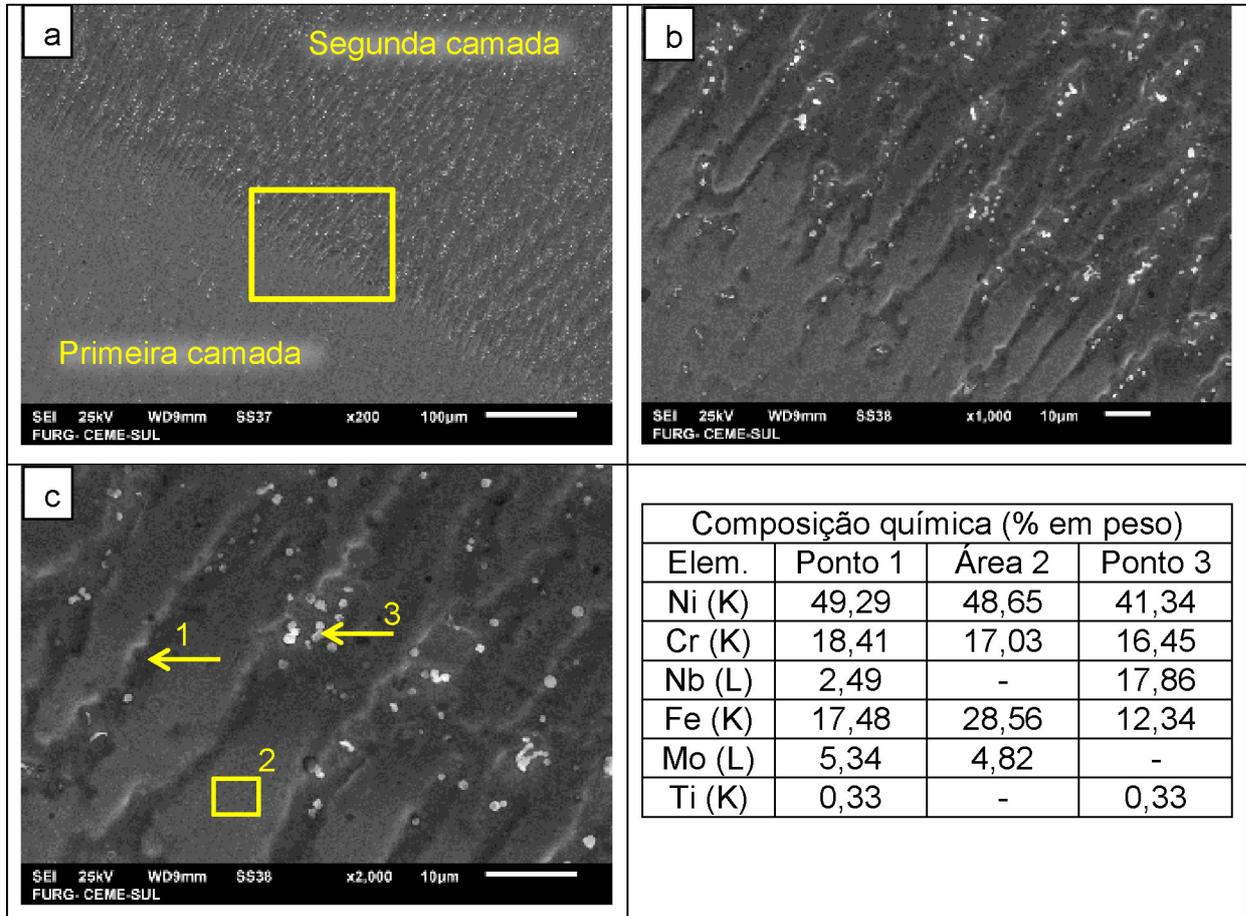
Após as análises do revestimento realizado com o gás de proteção 75%He+Ar, foi necessário a identificação e estudo das microestruturas encontradas nos revestimentos realizados com o gás 25%CO₂+Ar, também nas áreas intermediárias entre passes e na região do topo, na finalidade de apontar diferenças quando comparado com o processo anterior.

4.2.2.2 Avaliação microestrutural para os revestimentos realizados por MAG

Assim como no processo anterior, foram investigadas as áreas definidas como interesse, as regiões intermediárias, especialmente entre dois passes subsequentes e da região do topo do revestimento.

A Figura 4-11 apresenta micrografias e composição química da região intermediária entre duas camadas de revestimento, com diferentes aumentos.

Figura 4-11 – região intermediária entre duas camadas de IN625 depositadas pelo processo MAG a) x200; b) x1000 da região destacada em a; c) x2000 (EDS).



Fonte: Próprio autor

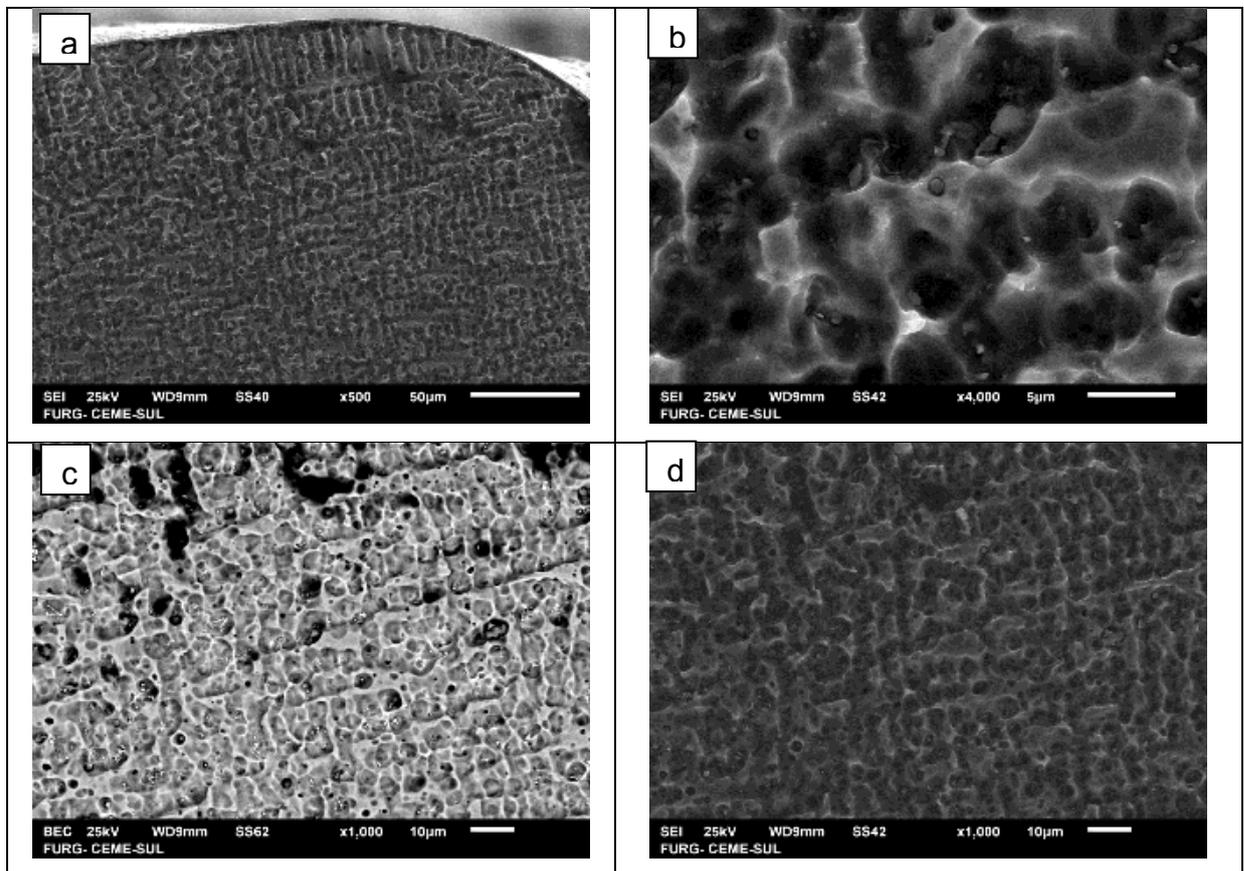
Seguindo a mesma metodologia aplicada anteriormente na avaliação da metalurgia física dos revestimentos, observou-se um crescimento colunar dendrítico na camada intermediária do revestimento, com precipitados de formato cúbico no centro das dendritas como pode ser constatado na Figura 4-11c (ponto 3). Estes precipitados apresentaram também níveis significativos de Nb (17,86%), porém não foi possível identificar, pelo EDS, de modo semiquantitativo, o percentual de Mo, indicando possivelmente baixos níveis deste elemento químico no ponto investigado. A região delimitada pela área 2, região mais clara, indica a matriz do topo da primeira camada do revestimento de duas camadas, e como pode ser observado nos resultados da análise de EDS, esta região apresentou elevado nível de Fe, corroborando com os resultados realizados na superfície de corpos de prova com apenas uma camada, mostrados na Tabela 4-1. Cabe destacar que nesta região não foram encontradas trincas de solidificação, como as encontradas na zona de interface substrato/revestimento, atribuídas ao maior percentual de Fe e ao surgimento de precipitados eutéticos.

Observou-se também, através da Figura 4-11a, que a deposição da segunda camada sobre a primeira, lhe conferiu uma redução das dendritas e precipitados, efeitos atribuídos ao tratamento térmico imposto pela deposição da segunda camada, diferente ao relatado por Silva (2010) que aponta o surgimento de precipitados de formato de filme devido aos ciclos térmicos da deposição de passes subsequentes. Não foram encontrados defeitos como falta de fusão ou porosidades nesta região, assim como na deposição com processo MIG. O crescimento das dendritas na segunda camada depositada seguiu a orientação residual da primeira, indicando uma boa coesão entre as camadas, não apresentando o crescimento celular ou planar, encontrados na região de interface substrato/revestimento.

Devido à utilização da mesma metodologia e a parametrização dos processos utilizados na deposição das diferentes camadas, não foram encontradas diferenças significativas entre as regiões intermediárias do terceiro passe sobre o segundo no corpo de prova com três camadas de IN625.

Na investigação da região do topo dos revestimentos realizados com o processo MAG (gás 25%CO₂+Ar), foram identificadas áreas de crescimento dendrítico de grandes magnitudes como mostra a Figura 4-12a. Este fato é atrelado a uma menor velocidade de resfriamento e tem como consequência maiores quantidades de soluto no interior dos grãos formados entre os braços da dendrita.

Figura 4-12 - MEV região do Topo do revestimento com duas camadas de IN625 (CP5) depositadas por MAG; a) x500; b)x4000; c) x1000 em modo BEC; d) x1000 em modo SEC



Fonte: Próprio autor

Esta maior quantidade de soluto entre os braços da dendrita gera regiões de concentrações mais heterogêneas quando comparadas às dendritas finas formadas nas regiões intermediárias, sendo estas consideradas mais prejudiciais às características mecânicas do revestimento (SPIM et.al. 2013)

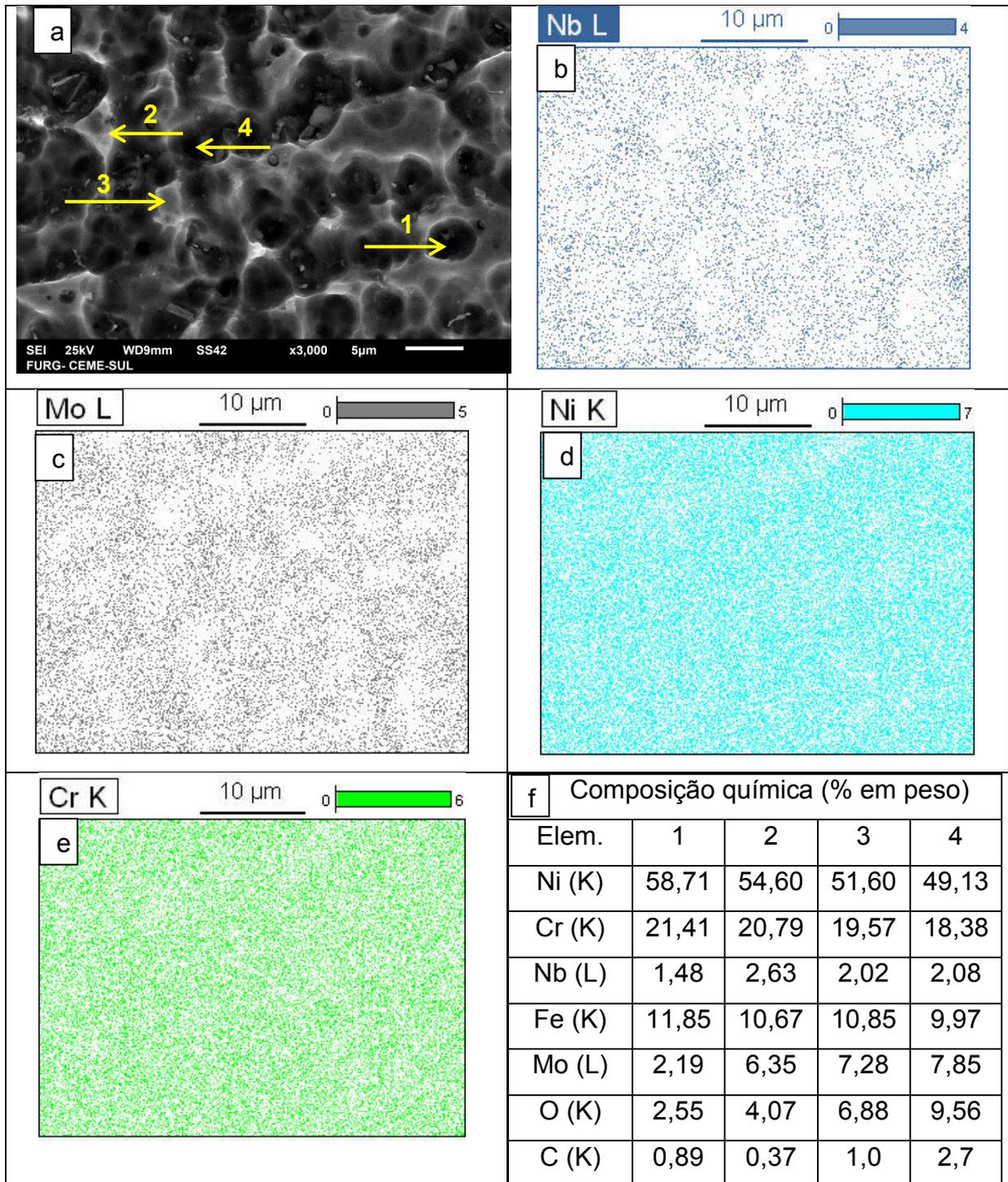
Ainda na Figura 4-12b é possível observar uma significativa quantidade de defeitos do tipo porosidade, não observada com o processo MIG. Modenesi et. al. (2012) já apontavam o surgimento de porosidades em soldas de Ni, em processos de soldagem que utilizam gases complexos como o CO₂, para proteção da atmosfera, sugerindo que a interação entre o gás de proteção ativo e a metalurgia final da solda está relacionada com as menores temperaturas existentes na parte posterior da poça de fusão que possibilita as reações de evolução, como a absorção e dissolução deste gás pelo metal fundido, aceleradas pela ionização dos átomos

pelo arco elétrico. Já na comparação das Figuras 4-12 c e d, é possível identificar a diferença na composição química pela imagem dos elétrons retroespalhados (BEC) e a diferença de topologia, através dos elétrons secundários (SEC) caudadas pela presença destes poros.

A região do topo dos revestimentos realizados com o gás 25%CO₂+Ar apresentou o mesmo comportamento nos depósitos com uma, duas e três camadas, todavia, como pode ser observado na Figura 4-11a, na região intermediária entre duas camadas, não foram observadas porosidades na região próxima do topo da camada inferior na interface entre as camadas. Este fato pode ser justificado pelo seu reaquecimento, na deposição da camada seguinte de IN625, ocasionando a liberação dos gases aprisionados anteriormente.

A Figura 4-13 mostra uma região do topo do revestimento, apresentando os mapas de distribuição da composição química dos principais elementos e indicando, por meio de setas, a composição química, e o percentual (em peso) destes pontos, também por EDS.

Figura 4-13 – MEV do topo do revestimento com duas camadas de IN625 depositadas por MAG;
 a) x3000; Mapas EDS de a em: b) Nb; c) Mo; d) Ni; e)Cr; f) composição química



Fonte: Próprio autor

Cabe destacar nestas análises de composição química pontual, a indicação dos valores de oxigênio (O) e carbono (C) pelo EDS, elementos de baixo número

atômico que normalmente não são identificados nestas análises devido às perdas por absorção na amostra. Consideravelmente acima do valor estabelecido pelo fabricante da liga ($c < 0,1\%$ em peso), o percentual encontrado para o carbono nesta região corrobora tanto para as conclusões sobre a interação do gás de proteção na poça de fusão e na conseqüente formação de defeitos do tipo porosidade, quanto no fato do surgimento de carbonetos, principalmente do tipo MC (NbC).

Na análise dos mapas de distribuição química (Figura 4-13), observou-se uma boa distribuição dos elementos Ni e Cr-principais constituintes da matriz γ - e variações localizadas de Mo e Nb, devido a forte tendência de segregação nos estágios finais da solidificação, resultados coerentes com os realizados em CIESLAK et. al. (1987).

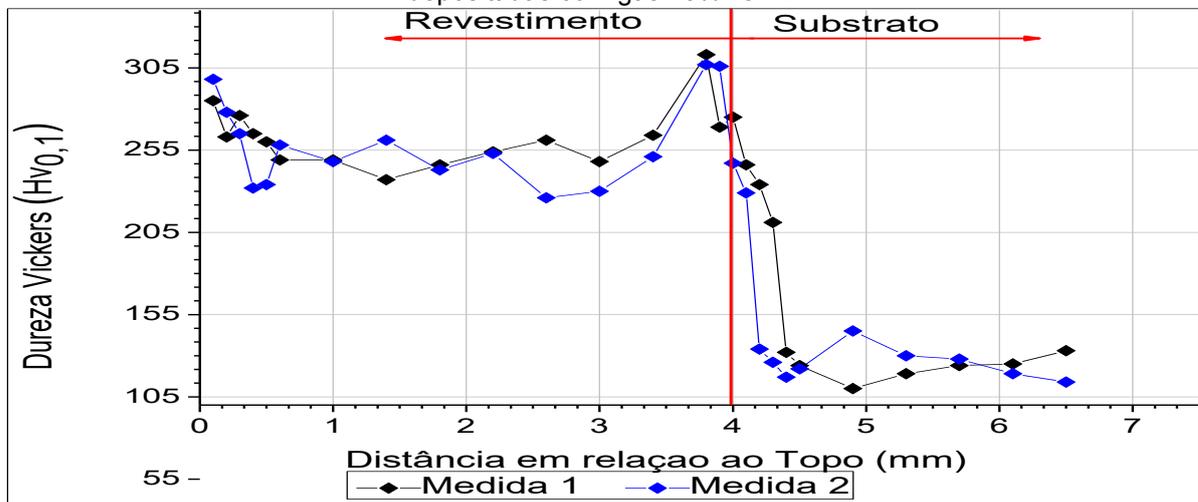
Após realizadas as análises microestruturais da metalurgia física da seção retangular dos revestimentos, foram realizadas, nestas áreas, ensaios de microdureza afim de avaliar o comportamento mecânico nestas regiões.

4.3 AVALIAÇÃO MECÂNICA POR MICRODUREZA VICKERS

As figuras a seguir apresentam os dois perfis de microdureza levantados na seção transversal dos revestimentos. Para facilitar a interpretação, estes foram separados de acordo com o gás utilizado para a deposição do revestimento.

4.3.1 Microdureza obtida para os revestimentos realizados pelo processo MIG

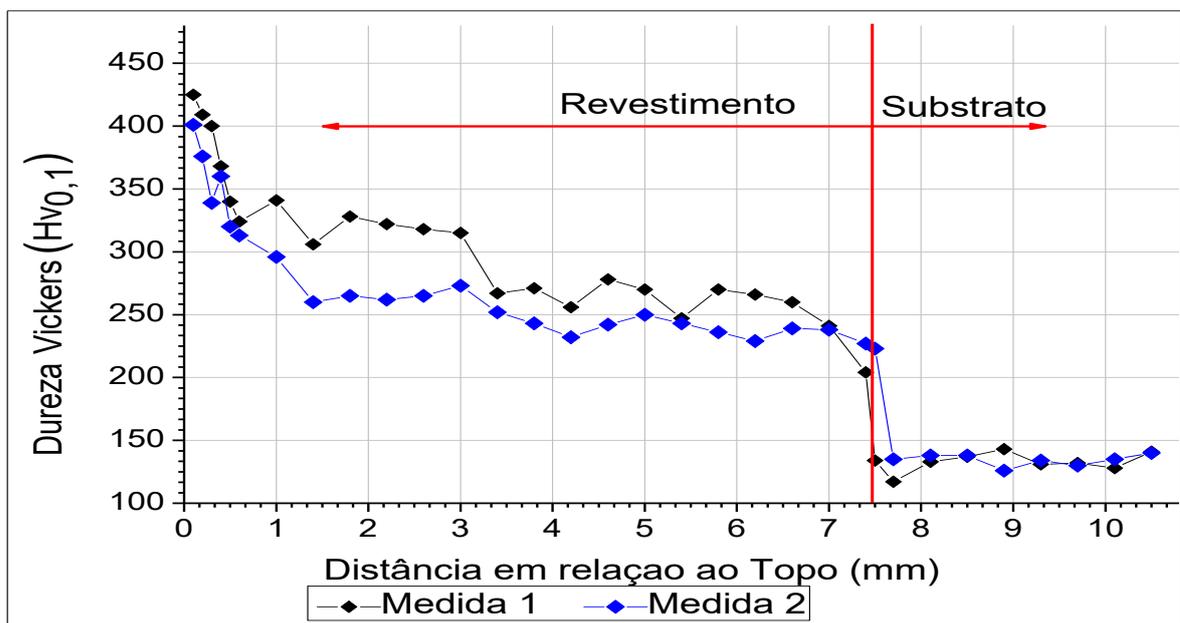
Figura 4-14 – Perfil de microdureza Vickers obtido para amostras com uma camada de IN625 depositadas com gás 75%He+Ar



Fonte: Próprio autor

Nesta Figura 4-14, foi apresentado o perfil de microdureza da seção transversal da amostra com uma camada de IN625, depositada com o gás 75%He+Ar, onde o valor médio obtido para a região central do revestimento, foi de 257,57 HV_{0,1} e o valor máximo foi de 312 HV_{0,1} localizado na região de interface substrato/revestimento. Os valores encontrados na região do substrato ficaram com média de 124,53 HV_{0,1}.

Figura 4-15 – Perfil de microdureza Vickers obtido para amostra de duas camadas de IN625 depositadas com gás 75%He+Ar.



Fonte: Próprio autor

Já na Figura 4-15, foi apresentado o perfil de microdureza da seção transversal da amostra com duas camadas de IN625, depositadas com o gás 75%He+Ar, onde o valor médio obtido para a região central do revestimento, foi de 271 HV_{0,1} e o valor máximo foi de 425 HV_{0,1} localizado na região no topo do revestimento. Os valores encontrados na região do substrato ficaram com média de 133,51 HV_{0,1}.

Figura 4-16 – Perfil de microdureza Vickers obtido para amostra de três camadas de IN625 depositadas com gás 75%He+Ar.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 4-16, foi apresentado o perfil de microdureza da seção transversal da amostra com três camadas de IN625, depositadas com o gás 75%He+Ar, onde o valor médio obtido para a região central do revestimento, foi de 277,51 HV_{0,1} e o valor máximo foi de 342,30 HV_{0,1} localizado à 0,61mm do topo do revestimento. Os valores encontrados na região do substrato ficaram com média de 154,41 HV_{0,1}.

Embora as medições tenham sido realizadas entre uma distância considerável, de aproximadamente 13,35 mm uma da outra observa-se uma semelhança entre os dois perfis de microdureza levantados. A amostra 1 apresentada na Figura 4-14, se diferencia das demais investigadas, pois apresentou uma elevação na dureza pouco antes da linha de interface, representada por uma linha vertical vermelha. Resultado semelhante foi reportado por Aguiar (2010), onde aponta durezas na ordem de 400 HV_{0,1} nas proximidades da interface substrato/revestimento, na Zona Parcialmente Diluída (ZPD), uma região de crescimento planar como já identificado anteriormente, bem como a formação da estrutura martensita o que gerou as elevadas durezas pontuais.

Nas amostras de duas e três camadas não foram observadas alterações significativas no valor da resistência mecânica nas proximidades da região de interface, sendo mantido um padrão comportamental dos resultados, iniciando com valores mais elevados nas regiões próximas ao topo do revestimento (valores na ordem de 350HV_{0,1}, diminuindo até valores próximos aos nominais do substrato SAE

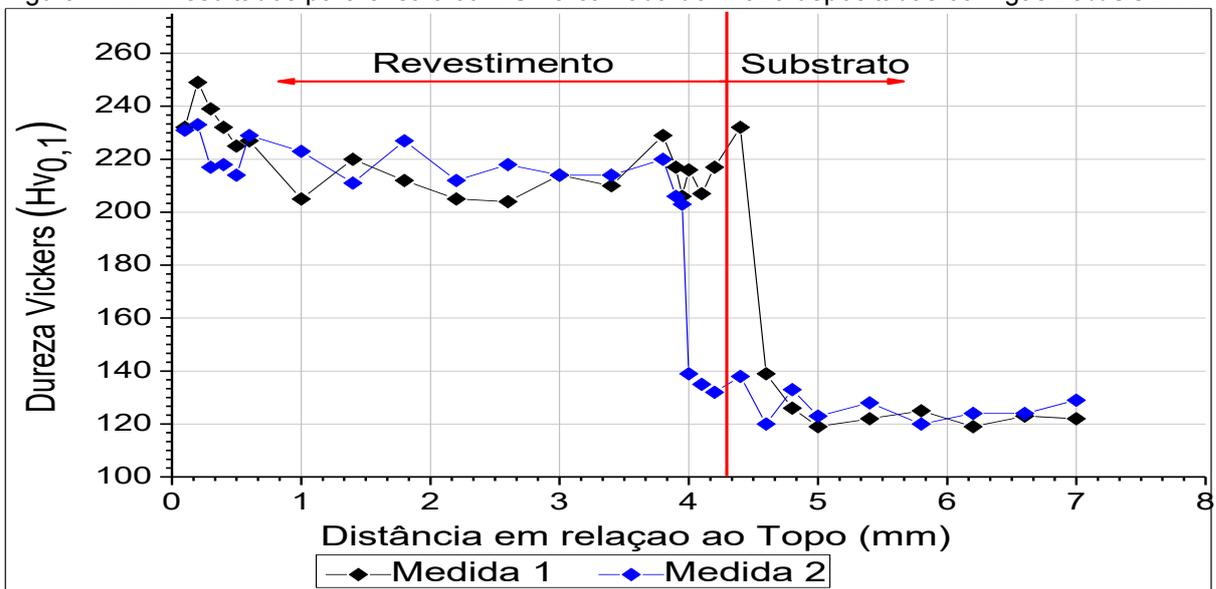
1008, com média de 137,10 $HV_{0,1}$. A região central dos revestimentos apresentou uma dureza média de 268,73 $HV_{0,1}$ corroborando com os encontrados por Pessoa (2014) na mesma região investigada.

Para as regiões mais próximas ao topo dos revestimentos, os valores mais elevados podem ser justificados pela presença de um maior número de precipitados identificados na Figura 4-10, ricos em Nb, que como já destacado anteriormente, atua no aumento da resistência mecânica por solução sólida. Assim como foi visualizado nas imagens da metalurgia física, os ensaios de microdureza apontaram que a deposição de duas ou mais camadas de revestimento não alteraram de maneira significativa as propriedades mecânicas do substrato.

4.3.2 Microdureza obtida para os revestimentos realizados com processo MAG

As figuras a seguir apresentam o comportamento dos perfis de microdureza levantados também na seção transversal dos revestimentos, porém estes depositados com a utilização do gás de proteção de composição: 25%CO₂+Ar.

Figura 4-17 - Resultados para ensaio com Uma camada de IN625 depositadas com gás 25%CO₂+Ar

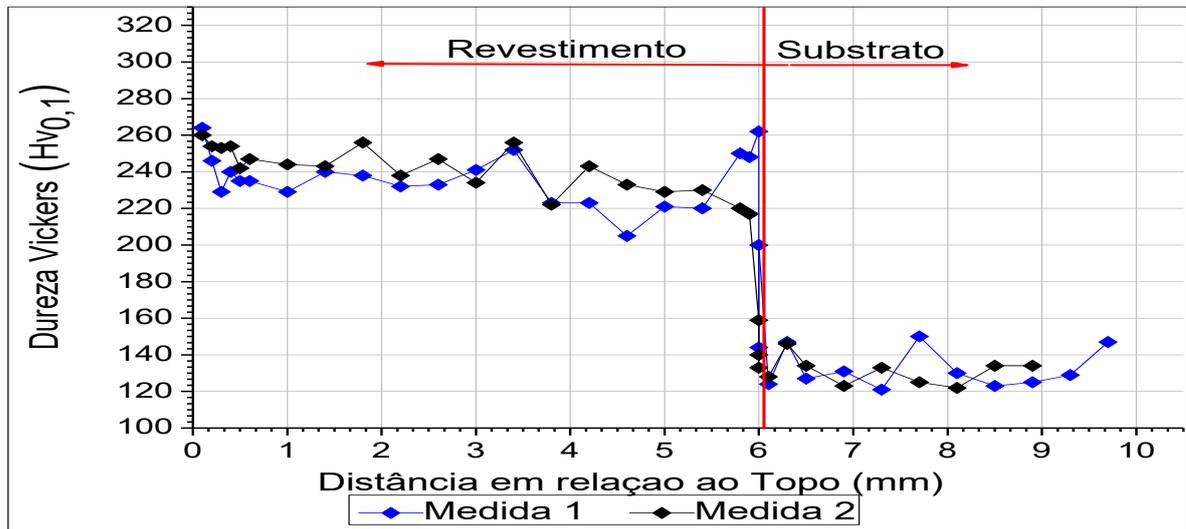


Fonte: Próprio autor

Nesta Figura 4-17, foi apresentado o perfil de microdureza da seção transversal da amostra com uma camada de IN625, depositada com o gás 25%CO₂+Ar, onde o valor médio obtido para a região central do revestimento, foi de 219,19 $HV_{0,1}$ e o valor máximo foi de 248,56 $HV_{0,1}$ localizado a 0,20 mm de distância

do topo do revestimento. Os valores encontrados na região do substrato ficaram com média de 125,05 HV_{0,1}.

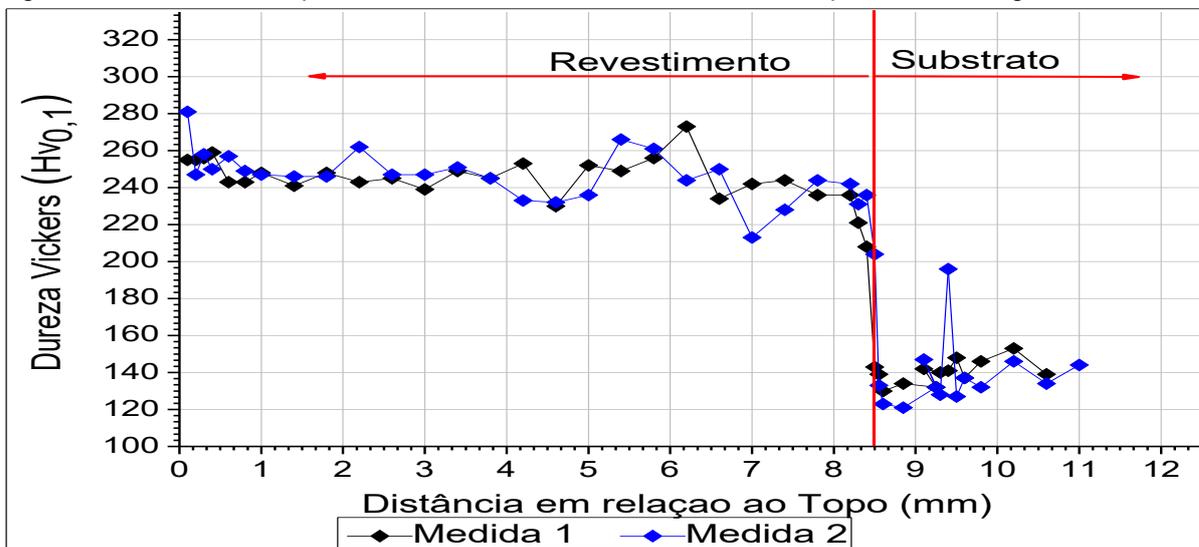
Figura 4-18 - Resultados para ensaio com Duas camadas de IN625 depositadas com gás 25%CO₂+Ar



Fonte: Próprio autor

Já na Figura 4-18, foi apresentado o perfil de microdureza da seção transversal da amostra com duas camadas de IN625, depositadas com o gás 25%CO₂+Ar, onde o valor médio obtido para a região central do revestimento, foi de 238,24 HV_{0,1} e o valor máximo foi de 264,38 HV_{0,1} localizado a 0,11 mm do topo do revestimento. Os valores encontrados na região do substrato ficaram com média de 132,10 HV_{0,1}.

Figura 4-19 - Resultados para ensaio com Três camadas de IN625 depositadas com gás 25%CO₂+Ar



Fonte: Próprio autor

Na Figura 4-19, foi apresentado o perfil de microdureza da seção transversal da amostra com três camadas de IN625, depositadas com o gás 25%CO₂+Ar, onde o valor médio obtido para a região central do revestimento, foi de 245,26 HV_{0,1} e o valor máximo foi de 282,10 HV_{0,1} localizado à 0,11mm do topo do revestimento. Os valores encontrados na região do substrato ficaram com média de 139,50 HV_{0,1}.

De modo geral, os resultados dos perfis mostrados acima apontam para uma redução da microdureza na região próxima ao topo do revestimento, quando comparado Aos valores obtidos anteriormente no processo MIG. Na Figura 4-12a foi observado um crescimento colunar dendrítico de grandes magnitudes, atrelado a uma menor velocidade de resfriamento, que por sua vez teve como consequência também a redução da dureza na região. Apesar do revestimento realizado com o processo MAG ter apresentado quantidade significativa de carbono na região próxima ao topo, este não influenciou no aumento da dureza no local.

Aguiar (2010) destaca que, devido ao fato do Fe ser um substituto de elementos como Nb, Mo e W, e estes serem elementos de elevação da resistência mecânica por solução sólida, maiores teores de Fe na composição química dos revestimentos, geram menores valores de dureza, o que pode ser também confirmando neste estudo.

Pessoa (2014) destaca valores de microdureza entre 180 e 260 HV_{0,1} para revestimentos de Inconel também depositados por processo MIG/MAG, considerando esta faixa de resultados como aceitáveis para o revestimento. Estes valores corroboram com os resultados aqui apresentados.

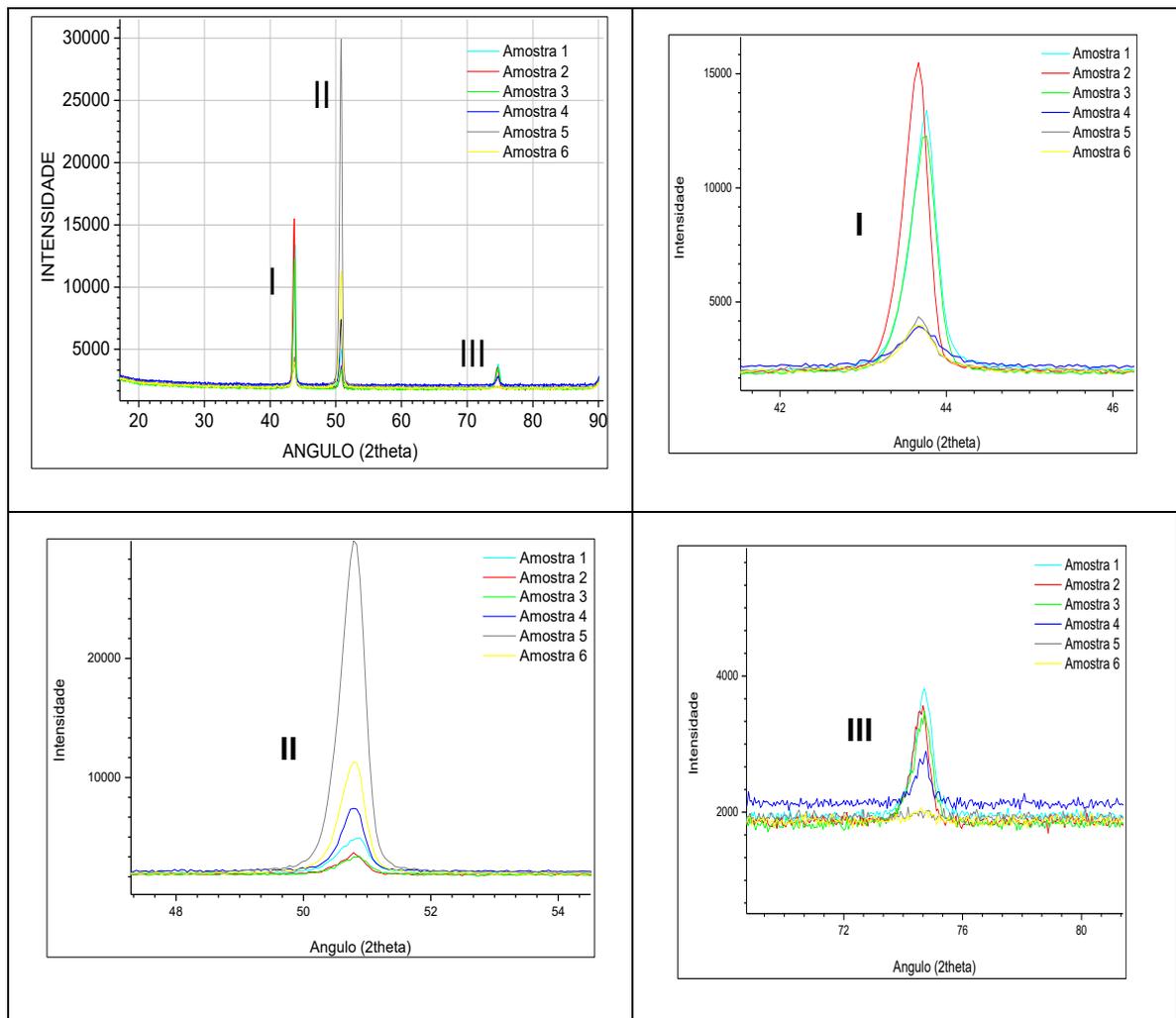
4.4 AVALIAÇÃO DAS FASES OBTIDAS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

As análises de Difração de Raios-X foram realizadas nas mesmas amostras investigadas para determinação da composição química na superfície exposta ao ambiente corrosivo, mostradas na Figura 3.9.

Todas as seis amostras analisadas apresentaram apenas 3 picos, sendo estes coincidentes na posição - medida em ângulo 2θ, como pode ser observado na Figura 4-20. Essalta-se, no entanto que algumas amostras apresentaram intensidades mais acentuadas, não obedecendo uma regularidade entre os picos encontrados, como pode ser visualizados nas Figuras 4-20 b, c e d, que mostram que para o pico I a amostra de número 2 apresentou a maior intensidade na posição

46,65, já no segundo pico (II) apresentado na Figura 4-19a, a amostra número 5 apresentou um pico de elevada intensidade na posição 50,79 e para o pico III, com valores mais próximos de intensidade, a amostra que apresentou maior valor foi a de número 1. A numeração das amostras seguiu o especificado no item 4.1 deste estudo, em virtude de terem sido realizadas nas mesmas amostras.

Figura 4-20 - Resultados análises DRX



Fonte: Próprio autor

Acredita-se que a variação de amplitude dos picos pode ser devido a fatores como a texturização da microestrutura, e possível heterogeneidade da composição química da área analisada, devido ao diferente crescimento das estruturas dendríticas na solidificação, bem como nas variações da orientação preferencial de crescimento impostas pelos ciclos térmicos do processo de soldagem,

principalmente na região investigada que não sofreu reaquecimento de passes subsequentes nem tratamento térmico.

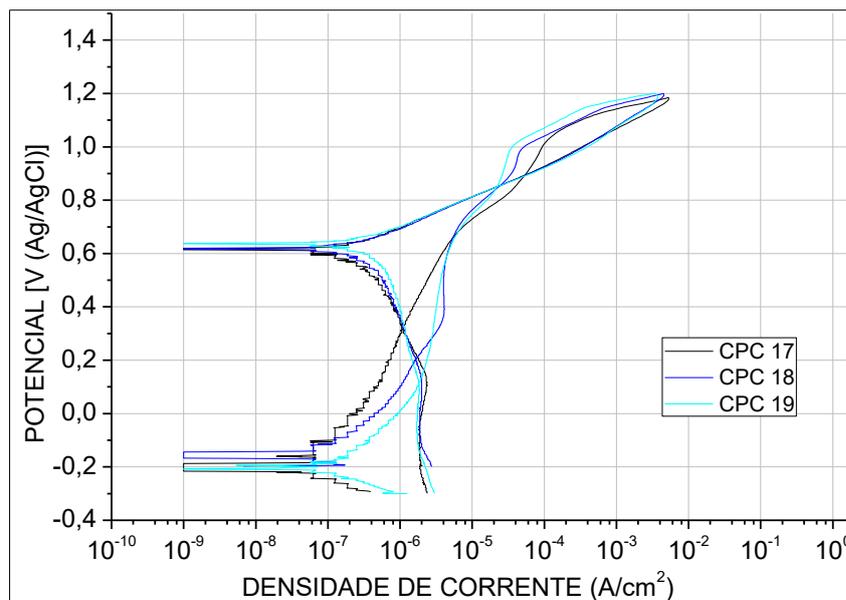
Em análise individual dos resultados das amostras, é possível identificar os picos como sendo: Nitreto de Ferro- $\text{FeN}_{0.0324}$ de estrutura cúbica com o código ICSD: 031899 e padrões de rede: a, b e c : 3,5940 Å.

4.5 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE CORROSÃO POTENCIODINÂMICA CÍCLICA

Os ensaios de corrosão potenciodinâmica foram realizados em quadruplicadas, sendo utilizados para fins de cálculos de médias, apenas os três melhores resultados. No que tange à reprodutibilidade, as curvas de polarização potenciodinâmica cíclica apresentaram aspectos muito semelhantes, grande parte deste fato se deve a obtenção de amostras da região central do revestimento, garantindo corpos de prova homogêneos para cada caso em análise.

A Figura 4-21 apresenta três curvas obtidas nas análises realizadas em amostras com revestimento de duas camadas, soldadas com o gás 25%CO₂+Ar.

Figura 4-21 Comparação das curvas obtidas no ensaio de corrosão potenciodinâmica para amostras com duas camadas e gás 25%CO₂+Ar.



Fonte: Próprio autor

A Tabela 4-3 apresenta as médias com desvio padrão associados ($\bar{\sigma}$) dos resultados levantados das curvas de polarização, para cada situação investigada. As variáveis investigadas foram: Potenciais de Corrosão (E_{CORR}), Potenciais de Proteção (E_{PROT}) e Corrente de Proteção (I_{PROT}).

Tabela 4-3 Valores Médios de E_{CORR} , E_{PROT} e I_{PROT} para amostras submetidas ao ensaio eletroquímico, com 1, 2 e 3 camadas de revestimento, para ambos os gases avaliados.

Gás 75%He+Ar (Processo MIG)			
Número de camadas	1	2	3
E_{CORR} (v)	-0,173140353	-0,195782085	-0,25966643
$\bar{\sigma}E_{CORR}$ (v)	0,109824485	0,062160375	0,052787472
E_{PROT} (v)	0,870336051	0,898149862	0,919382579
$\bar{\sigma}E_{PROT}$ (v)	0,089373621	0,027003658	0,006292288
I_{PROT} (A/cm²)	1,13E-05	1,02E-04	2,74E-04
$\bar{\sigma}I_{PROT}$ (A/cm ²)	6,82565E-07	3,25581E-05	5,57808E-05
PREN	37,53	40,835	41,75
Gás 25%CO₂+Ar (Processo MAG)			
Número de camadas	1	2	3
E_{CORR} (v)	-0,226817915	-0,18962585	-0,248693253
$\bar{\sigma}E_{CORR}$ (v)	0,009745614	0,015674232	0,047874016
E_{PROT} (v)	0,868211115	0,872689850	0,891036492
$\bar{\sigma}E_{PROT}$ (v)	0,019722654	0,019312194	0,010707589
I_{PROT} (A/cm²)	1,21E-05	3,33E-05	4,43E-05
$\bar{\sigma}I_{PROT}$ (A/cm ²)	2,99077E-06	1,06719E-05	9,49363E-06
PREN	31,0325	37,5525	39,3275

Fonte: Próprio autor

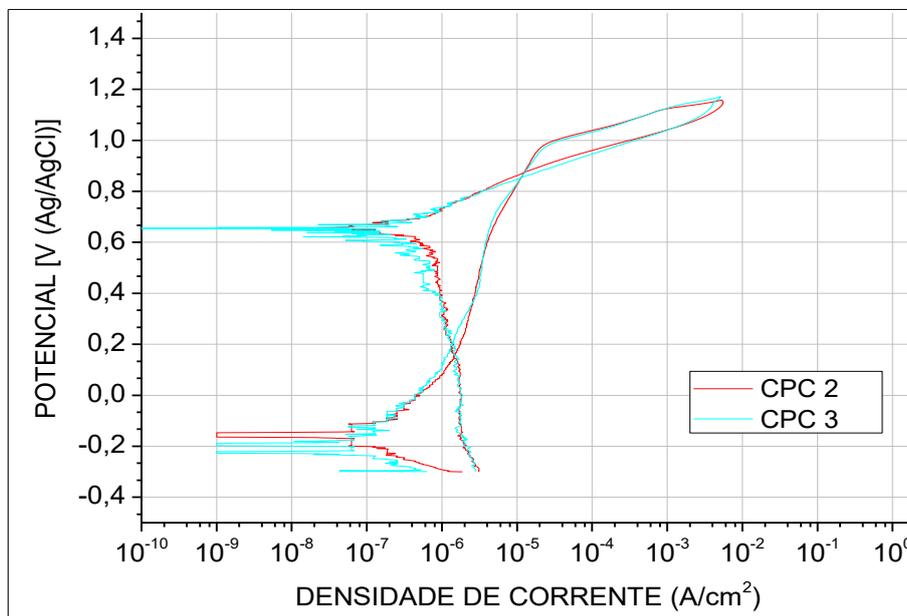
A seguir são exibidas as principais curvas representativas de cada condição investigada, separadas em subtítulos de cada processo de soldagem realizado.

Os corpos de prova foram identificados como CPC (Corpos de Prova para Corrosão) e numerados de 1 a 24, sendo os 12 primeiros referentes aos revestimentos realizados com o processo MIG, (com: uma, duas e três camadas de IN625) e outros 12 com o processo MAG.

4.5.1 Avaliação do ensaio de corrosão de revestimentos obtidos por MIG

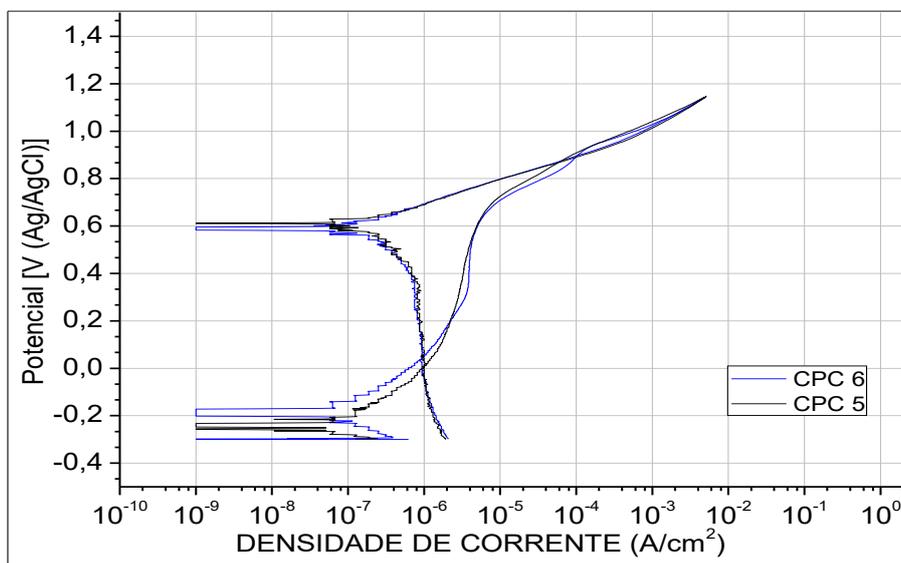
Nas Figuras 4-22, 4-23 e 4-24, são apresentadas as curvas de polarização potenciodinâmica cíclica, de corpos de prova com: uma camada, duas e três camadas de IN625, respectivamente, depositada por processo MIG (75%He+Ar). Em todos os casos foram selecionadas duas curvas que caracterizam os resultados dos demais ensaios.

Figura 4-22 Curvas de polarização cíclica de amostras com uma camada depositada por MIG.



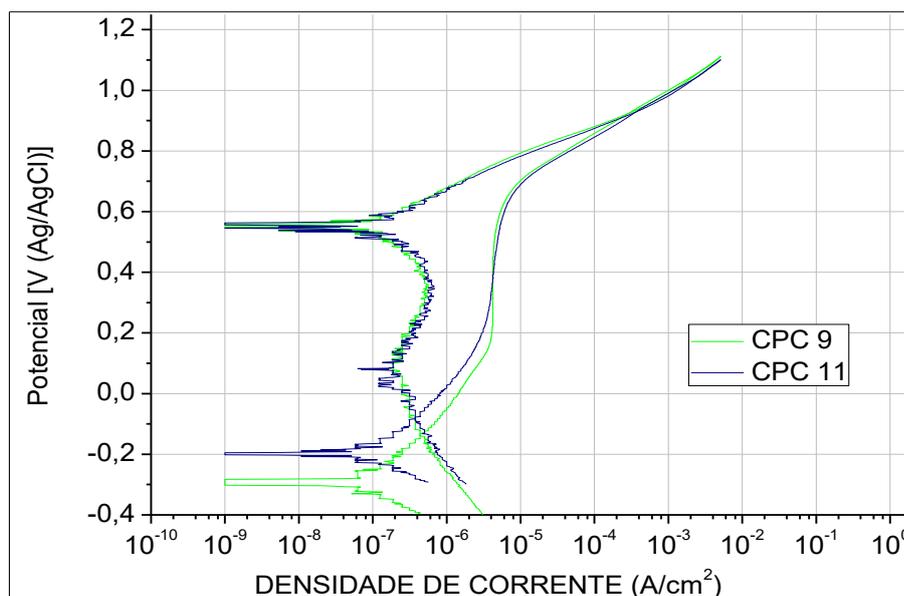
Fonte: próprio autor

Figura 4-23 - Curvas de polarização cíclica de amostras com duas camadas depositadas por MIG.



Fonte: próprio autor

Figura 4-24 - Curvas de polarização cíclica de amostras com três camadas depositadas por MIG.



Fonte: próprio autor

Como principal diferença observada nas figuras acima, destaca-se a existência de uma histerese positiva nas curvas com apenas uma camada de IN625, reduzida nas curvas com duas camadas até a extinção da histerese nas curvas com três camadas, como é observado na Figura 4-24. Segundo Santos (2015), a redução da histerese nos casos analisados indica uma maior resistência da película passivadora, ao ponto de afirmar a não ocorrência de pites. Segundo o autor, a ausência de histerese positiva indica a não ocorrência de pites.

Assim como indicado por Silva (2010), o uso da técnica de polarização potenciodinâmica não se mostrou eficaz para a determinação do potencial de corrosão por pite (E_{PITE}) da liga IN625 nas condições -temperatura e eletrólito- avaliadas. Não foi possível também estabelecer uma relação entre os potenciais de corrosão E_{CORR} entre os resultados deste estudo, porém os resultados estão em consonância com os encontrados pelo autor, que observou valores entre 0,12v a -0,29v para os potenciais de corrosão da liga IN625, e corroboram com os valores encontrados por Ferreira e colaboradores (2014), onde afirma que mesmo a liga IN625 com menores valores para o E_{CORR} , apresentou melhores resultados para a resistência à corrosão por pite quando comparado com a IN825.

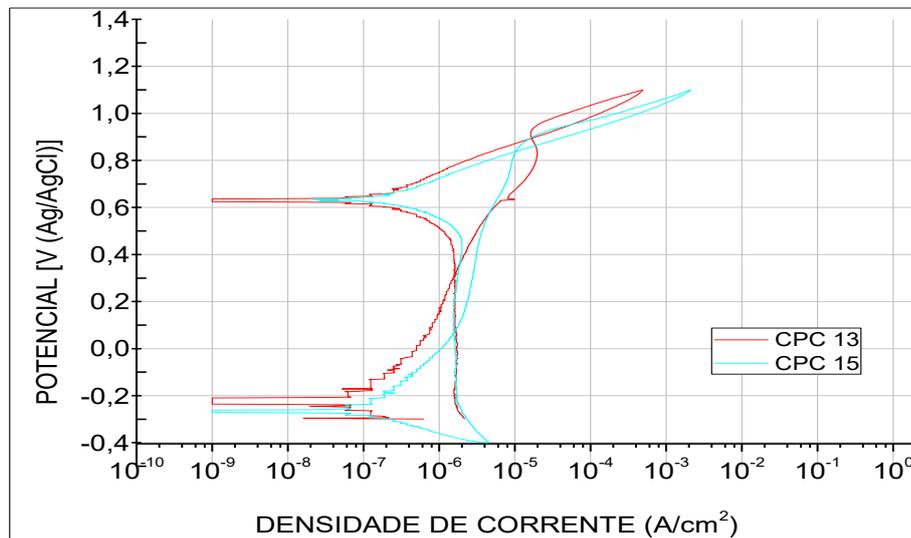
Observa-se na Tabela 4-3 que a adição de camadas sucessivas à primeira elevou o número PREN de 37,53 para 41,75 e, associando aos resultados dos potenciais de proteção encontrados (E_{PROT}), pode-se estabelecer a sua direta

relação com os melhores resultados da resistência à corrosão dos revestimentos com duas e três camadas, indicando maior resistência ao pite.

4.5.2 Avaliação do ensaio de corrosão de revestimentos obtidos por MAG

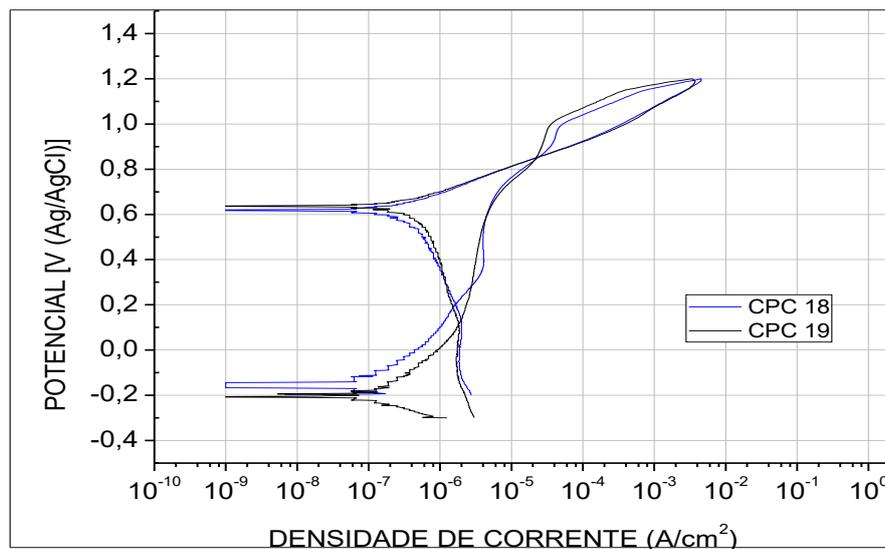
Nas Figuras 4-25, 4-26 e 4-27, são apresentadas as curvas de polarização potenciodinâmica cíclica, de corpos de prova com: uma, duas e três camadas de IN625, respectivamente, depositada por processo MAG (25%CO₂+Ar). Assim como no item anterior, foram selecionadas duas curvas que caracterizam os resultados dos demais ensaios.

Figura 4-25 - Curvas de polarização cíclica de amostras com uma camada depositada por MAG.



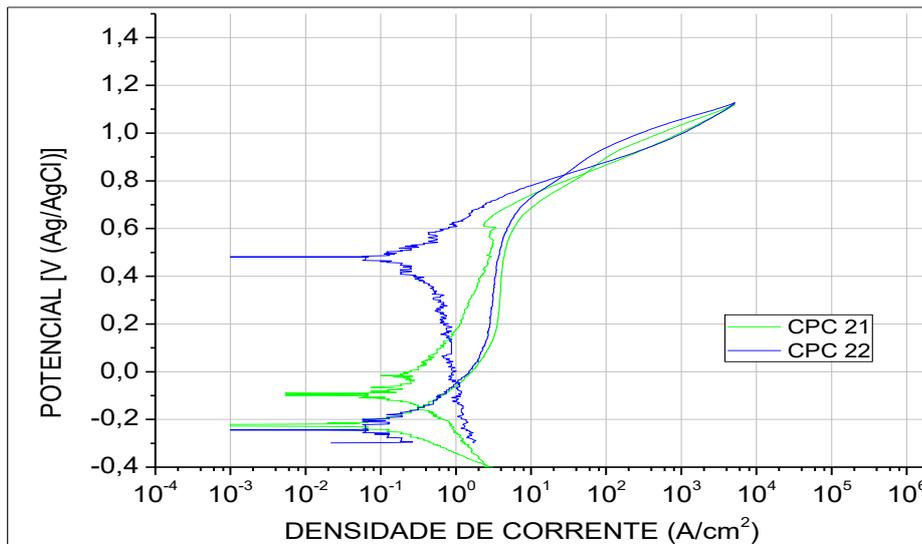
Fonte: Próprio autor

Figura 4-26 - Curvas de polarização cíclica de amostras com duas camadas depositadas por MAG.



Fonte: Próprio autor

Figura 4-27 - Curvas de polarização cíclica de amostras com três camadas depositadas por MAG.



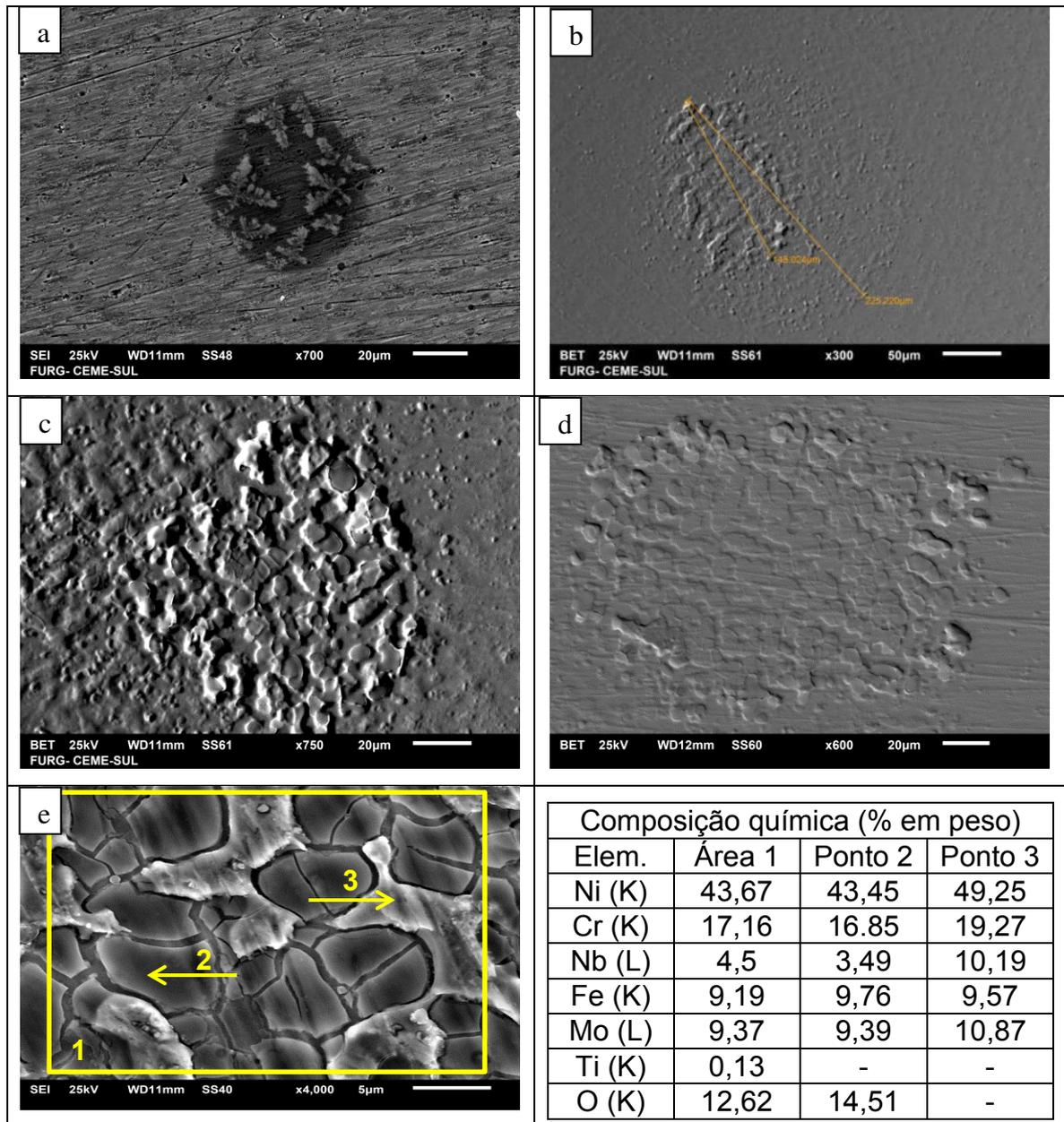
Fonte: Próprio autor

Diferente das curvas obtidas nos ensaios realizados em revestimentos depositados pelo processo MIG, observa-se que nas curvas das Figuras 4-26 e 4-27, referentes às deposições por MAG, não houve a redução significativa da histerese, ao contrário, no corpo de prova com duas camadas, observa-se um aumento desta. A partir destes resultados e com base na literatura consultada, há indicação de que este material apresenta maior propensão à corrosão por pite.

Não houve diferenças significativas entre os potenciais de corrosão, quando comparado com os resultados avaliados anteriormente no outro processo. No que tange à resistência da camada passivadora, os resultados para o PREN (Tabela 4-3) indicam uma piora na capacidade de repassivação dos revestimentos realizados com o gás 25%CO₂+Ar. Este fato é evidenciado pelos menores potenciais de proteção encontrados para estes revestimentos, comparando-os com o processo anterior. Esta degradação na resistência da película passivadora e sua relação com a maior tendência à corrosão também foi investigada através de microscopia eletrônica de varredura.

A Figura 4-28 mostra as imagens obtidas por MEV dos corpos de prova revestidos com o processo MAG com duas camadas, após a realização do ensaio de corrosão. Destaca-se que estes corpos de prova apresentaram maior histerese dentre as amostras ensaiadas do processo MAG.

Figura 4-28 – Imagens obtidas em MEV dos CPC com duas camadas depositadas por processo MAG, após ensaio de corrosão potenciodinâmica cíclica.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 4-28a é possível observar o ataque preferencial nas regiões adjacentes às dendritas do CPC 17. Como destacado anteriormente, na Figura 4-12, o processo de deposição com o gás 25%CO₂+Ar originou, na região do topo dos revestimentos, dendritas de grandes magnitudes que, uma vez tendo seus eixos de crescimento ortogonais, foram claramente identificadas após o ataque preferencial. Como Silva, et. al (2011) destaca, devido à microsegregação de Mo para a região interdendrítica, as suas regiões adjacentes têm sua resistência à corrosão reduzida

devido ao enfraquecimento do principal elemento responsável por selar a camada passivadora, ocasionando um ataque preferencial nesta área, como pôde ser visualizado.

Já na Figura 4-28b são destacados dois círculos encontrados no CPC 18 apontando que, para maiores tempos de ensaio, seria observado uma maior deterioração da camada passivadora nos revestimentos com o processo MAG.

A Figura 4-28c mostra mais detalhadamente a região de filme danificado no modo BET para a visualização topográfica da superfície atacada. Na Figura 4-28d é apresentado a área atacada do CPC 19, também de formato circular, e na Figura 4-28e foi utilizado maior aumento para identificar através de EDS, a composição química da área afetada pela corrosão, onde é possível constatar elevados teores de Nb nas áreas mais claras, assim como níveis de Mo levemente acima do limite estipulado por SMC (2000). Observa-se também, elevados teores do elemento oxigênio nos pontos mais escuros da amostra, indicando os locais preferenciais de oxidação. Ressalta-se também que, ao compararmos com a tabela 4-2, o ponto de maior oxidação (ponto 2) é o local que mais se aproxima da composição química da liga IN625, indicando uma possível corrosão preferencial da matriz em relação a fase secundária indicada no ponto 1, rica em Nb.

A degradação do filme, em formato circular, pode ser visualizada em quase todos os corpos de prova depositados por MAG após serem submetidos ao ensaio de corrosão. Nos corpos de prova dos revestimentos depositados com o processo MIG, não foram percebidas corrosões nem a degradação da camada passivadora, como observado no processo com o gás ativo.

5 CONCLUSÕES

- A deposição de uma, duas e três camadas de IN625, em aço SAE 1008, foram realizadas com ambos os processos MIG e MAG testados, sem apresentarem defeitos superficiais. Sendo os parâmetros de soldagens considerados corretos quanto aos aspectos dimensionais.

- A microestrutura obtida no processo MIG foi composta de uma matriz γ , apresentando crescimento dendrítico de coluna fina e competitivo na zona intermediária, com precipitados ricos em Nb e Mo, que segregaram na solidificação em formatos cúbicos e vermiculares. Na região do topo, foram identificadas colônias de precipitados em formato cúbico enfraquecendo a matriz dos elementos Nb e Mo;

- No processo MAG foram identificadas, na microestrutura próxima a interface substrato/revestimento, trincas de solidificação atreladas à identificação de precipitados eutéticos, caracterizados como fases Laves devido ao formato de bastonetes e composição química. Na região do topo foram identificados defeitos do tipo porosidade, devido a natureza reativa do gás de proteção empregado, bem como a identificação de crescimento dendrítico de colunas de grandes magnitudes.

- A análise mecânica de microdureza indicou valores médios de 268,73 HV_{0,1} na região intermediária dos revestimentos depositados pelo processo MIG, sendo o valor máximo de 425 HV_{0,1} encontrado na região do topo do revestimento com duas camadas. Já para o processo MAG, foi obtido o valor médio de 234,23 HV_{0,1}, com um máximo de 282,10 HV_{0,1} localizado à 0,11mm do topo do revestimento com três camadas.

- Os ensaios de corrosão potenciodinâmicas indicaram valores de -0,25 a -0,17 para o E_{CORR} e de 0,86 a 0,91 para o E_{PROT} , não sendo, contudo, identificada a formação de pite nas amostras ensaiadas.

-Os potenciais de proteção (E_{PROT}) mais nobres obtidos para o processo MIG, juntamente com as melhores indicações do número PREN, indicam que estes revestimentos se mostraram mais resistentes à corrosão.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

-Realizar estudos de ensaios de corrosão potenciodinâmicos em diferentes temperaturas e diferentes eletrólitos;

-Avaliar a aplicabilidade de gases de proteção com menores concentrações de dióxido de carbono, na soldagem de revestimento de IN625, verificando o surgimento de defeitos do tipo porosidade.

-Realizar um estudo dos custos de soldagem envolvendo os gases de proteção 75%He+Ar e 25%CO₂+Ar, estabelecendo a relação custo-benefício;

-Realizar um estudo da relação custo/benefício da deposição da terceira camada em relação à segunda camada depositada de IN625.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setro de petróleo e gás natural.** Tese (Doutorado)- Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010

ALANO, J. H. **Efeito da precipitação de fase secundária na resistência à corrosão da superliga UNS N26455** - Tese (Doutorado) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.

ASTM Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys ASTM G 61 – 86. 2003

ASTM. Standart Test Method for Microindentation hardness of Materials. Philadelphia: ASTM. E 384-99 2002.

ASM. Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys. ASM International. Vol.1. Ohio, 1993 a.

ASM. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Specials-purposed Materials. Vol. 2. Ohio, 1993 b.

ASM. Welding Brazing and Soldering. ASM International. Vol. 6. Ohio, 1993 b.

BAIXO, C. E. I; DUTRA, J. C; **Efeito do Gás de Proteção e do Modo de Transferência na Aplicação da Liga 625 em Aço Carbono.** Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 14, No. 4, p.313-319, Out/Dez 2009

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. K.; ROMIG, Jr A. D. **A Melting and Solidification Study of Alloy 625.** Oak Ridge National Laboratory, TN 37831. December, 1987.

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

EISELSTEIN, H. L; TILLACK, D. J. **The Invention and Definition Of Alloy 625.** Lnco Alloys International, Inc.P. 0. Box 1958 Huntington, WV 25720 The Minerals, Metals & Materials Society, 1991

FERREIRA W. E. I.; NETO, P. L.; MATTOS, O. R.; ASSIS, K. S; ARAÚJO, W. S; CORREIA, A. N. **Estudo da corrosão de revestimentos de Inconel 625 e 825**

depositados sobre aço carbono em meio de NaCl 3,5% saturado com CO₂. Sociedade Brasileira de Química, 37^a Reunião Anual da Sociedade Brasileira de Química-2014.

FLOREEN, S.; FUCHS, G. E.; YANG, W. J. **The Metallurgy of Alloy 625.** Knolls Atomic Power Laboratory P. O. Box 1072 Schenectady, New York 12301-1072. The Minerals, Metals & Materials Society, 1994

ISO/FDIS 15614-7 **Specification and qualification of welding procedures for metallic materials - Welding procedure test**, 2007.

ISO. **Petroleum and natural Gas Industries - Drilling and Production Equipment - Wellhead and Christmas Tree Equipment.** Switzerland: ISO. ISO 10423 2003.

MARTINS, F. E. G. **Estudo da influência relativa das variáveis do processo de soldagem MIG-MAG (GMAW)** Dissertação (Mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B.; **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Universidade Federal de Minas Gerais - Belo Horizonte, 2012.

NIDI - NICKEL DEVELOPMENT INSTITUTE. **Guidelines for the Welded Fabrication of Nickel Alloys for Corrosion-Resistant Services.** Canada, 1994.

PESSOA, E. F. **Soldagem de revestimento com ligas de níquel empregando o processo MIG/MAG com duplo arame para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural.** Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

PETROBRAS. **Projeto de Vaso de Pressão com Revestimento.** Rio de Janeiro: Petrobras. N-1707 1999.

POZA, P.; MÚNEZ, C.J.; GARRIDO-MANEIRO M. A.; VEZZÙ S.; RECH S.; TRENTIN A. **Mechanical properties of Inconel 625 cold-sprayed coatings after laser remelting.** Depth sensing indentation analysis. Surface & Coatings Technology. 2014. Doi:10.1016/j.surfcoat.2012.03.018

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 – UENF Campos dos Goytacazes – RJ Março – 2014

ROZMUS, M. G.; BLICHARSKI, M. **Microsegregation and precipitates in Inconel 625 arc weld overlay coatings on boiler pipes**. Archives Of Metallurgy and Materials. Volume 60. 2015 Issue 4 DOI: 10.1515/amm-2015-0420

SANTOS, A. C. **Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos da liga UNS N06625 depositados pelo processo PTA-P**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico, 2015.

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 (Mestrado) Universidade Federal do Pará, Belém, PA, 2012.

SILVA, C. C.; **Revestimentos de Liga de Níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame a frio: aspectos operacionais e metalúrgicos**. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Fortaleza, 2010.

SILVA, C. C.; AFONSO C. R. M.; RAMIREZ A. J.; MOTTA M. F.; MIRANDA H. C.; FARIAS J. P. **Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625**. Soldagem & Inspeção. vol.17 nº 3. São Paulo jul./set. 2012

SMC - SPECIAL METALS CORPORATION. **High-Performance Alloys for Resistance to Aqueous Corrosion**. Copyright Publication SMC 026 Special Metals Corporation, 2000

SMC - SPECIAL METALS CORPORATION. **INCONEL® alloy 625**. Copyright Publication. Special Metals Corporation, Aug 2013.

SPIM J. A; FRICK FERREIRA, C. R. **Metalografia aplicada (Teoria e prática)**. Laboratório de Fundição (LAFUN)- Escola de Engenharia, UFRGS-RS, 2013.

ZILIO, G. B.; GUTIERRES A. FILHO, D. F.; BIEHL, L. V. OSÓRIO, A. G. ARAÚJO, D. B.; SOUZA, D; **Influência do gás de proteção e condições de soldagem na diluição e molhabilidade de cordões de solda de aço inoxidável e liga de níquel depositados pelo processo MIG/MAG.** CONEM 2014- Uberlândia – MG – Agosto 2014