

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM PROJETO E PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO

Área de concentração: Projeto e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado

ANÁLISE COMPARATIVA ENTRE PROCESSOS
MODERNOS DE DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA
INCONEL 625 QUANTO A SUA RESISTÊNCIA À
CORROSÃO PARA APLICAÇÕES NA INDÚSTRIA DE
ÓLEO E GÁS

Alexandre Pereira Dall'Oglio

Passo Fundo

2022



CIP – Catalogação na Publicação

- D144a Dall'Oglio, Alexandre Pereira
Análise comparativa entre processos modernos de deposição por soldagem da liga Inconel 625 quanto a sua resistência à corrosão para aplicações na indústria de óleo e gás [recurso eletrônico] / Alexandre Pereira Dall'Oglio. – 2022.
7.8 MB ; PDF.
- Orientador: Prof. Dr. William Haupt.
Coorientador: Prof. Dr. Mateus Barancelli Schwedersky.
Dissertação (Mestrado em Projeto e Processos de Fabricação) – Universidade de Passo Fundo, 2022.
1. Processos de fabricação. 2. Óleo - Indústria. 3. Ligas de níquel. 4. Soldagem. 5. Corrosão e anticorrosivos.
I. Haupt, William, orientador. II. Schwedersky, Mateus Barancelli, coorientador. III. Título.
- CDU: 621.791

Alexandre Pereira Dall'Oglio

**ANÁLISE COMPARATIVA ENTRE PROCESSOS MODERNOS DE
DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA INCONEL 625 QUANTO
A SUA RESISTÊNCIA À CORROSÃO PARA APLICAÇÕES NA
INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS**

Orientador: Prof. Dr. William Haupt

Coorientador: Prof. Dr. Mateus Barancelli Schwedersky

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Passo Fundo
2022

Alexandre Pereira Dall'Oglio

**ANÁLISE COMPARATIVA ENTRE PROCESSOS MODERNOS DE
DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA INCONEL 625 QUANTO
A SUA RESISTÊNCIA À CORROSÃO PARA APLICAÇÕES NA
INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Data de aprovação: 19 de outubro de 2022.

Os componentes da Banca examinadora abaixo aprovaram a Dissertação:

Professor Doutor William Haupt
Orientador

Professor Doutor Mateus Barancelli Schwedersky
Coorientador

Professor Doutor Régis Henrique Gonçalves e Silva
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica POSMEC (UFSC)

Professor Doutor Tiago Falcade
Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais PPGE3M
(UFRGS)

Professora Doutora Márcia Borba
Programa de Pós Graduação em Projeto e Processos de Fabricação PPGPPF (UPF).

Dedico este trabalho a ...

AGRADECIMENTOS

À Universidade de Passo Fundo, pelo suporte financeiro, estrutura e corpo discente para o desenvolvimento do atual trabalho.

À Universidade Federal de Santa Catarina pelo apoio financeiro.

Ao meu orientador Prof. Dr. William Haupt pela orientação, apoio e parceria durante o desenvolvimento deste estudo.

Ao meu coorientador Prof. Dr. Mateus Barancelli Schwedersky pela orientação, preparação e envio dos corpos de prova.

A todo o pessoal do Núcleo de Tecnologia Mecânica na UPF por toda a ajuda com fabricação de peças, análise de imagens e execução de ensaios.

Aos meus pais, Paulo e Waldirene, e irmã, Ellen, pelo incentivo e suporte durante os momentos de necessidade.

Aos meus passarinhos, Nico e Dora por me proporcionar momentos de descontração.

A todos que contribuíram de forma direta ou indireta no desenvolvimento do trabalho.

É preciso sentir a necessidade da experiência, da observação, ou seja, a necessidade de sair de nós próprios para aceder à escola das coisas, se as queremos conhecer e compreender.

Émile Durkheim.

RESUMO

A indústria de óleo e gás enfrenta desafios relacionados a problemas com corrosão oriundos do ambiente com alta presença de salinidade e das impurezas presentes no petróleo bruto. Revestimentos metálicos são comumente aplicados para evitar o desgaste excessivo gerado por corrosão dos componentes expostos, sendo a deposição por soldagem um dos métodos mais aplicados. Dentro desses processos de deposição por soldagem, existem alguns que não foram totalmente explorados quanto a resistência à corrosão resultante dos seus revestimentos, entre esses processos estão o PTA, TopTIG e MIG AC. O trabalho tem como objetivo avaliar a resistência à corrosão de revestimentos de Inconel 625 depositados pelos processos de soldagem citados. Através da deposição do Inconel, pelos processos citados, em chapas de ASTM A36, amostras foram separadas em dois grupos principais, as amostras para ensaios de corrosão e amostras para análises de microestrutura. Nas amostras de corrosão foi empregado o ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica, com uma análise morfológica da corrosão gerada nos ensaios através do microscópio eletrônico de varredura. As amostras de análise microestrutural foram submetidas a análises por microscópio óptico, para análise de diluição geométrica, e pelo microscópio eletrônico de varredura, utilizando as técnicas de elétrons retroespalhados, elétrons secundários e espectroscopia por energia dispersiva para estudo da microestrutura e cálculo de diluição química. Os resultados de polarização cíclica indicam um os revestimentos depositados por TopTIG como os mais resistentes a corrosão, com potenciais de pitting consideravelmente acima dos revestimentos gerados pelos outros processos. Também foi possível observar um comportamento de repassivação diferente do revestimento por TopTIG para os demais. A análise da superfície pós ensaios de polarização cíclica demonstrou que o revestimento de TopTIG, apesar de ser mais resistente a corrosão, sofreu de corrosão localizada, enquanto os revestimentos de PTA e MIG AC sofreram de uma corrosão interdendritica. Na análise microestrutural do revestimento na condição como entregue conseguimos observar uma microestrutura mais grosseira para os processos PTA e MIG AC, contando com uma maior presença de fases precipitadas. A microestrutura do revestimento por TopTIG tem aparência uniforme, contando com menor quantidade de precipitados. Apesar dos melhores resultados do revestimento de TopTIG, foi possível observar que o mesmo conseguiu taxas de diluição química e geométrica muito acima dos outros processos. Com o estudo dos revestimentos de Inconel 625 depositados pelos processos PTA, TopTIG e MIG AC, conseguimos obter algumas conclusões como que devido ao grande aporte térmico direcionado ao material base do processo TopTIG, obtivemos altas taxas de diluição,

mas ao mesmo tempo baixa presença de precipitados, devido ao Inconel 625 não ter absorvido tanto calor. Fenômeno que acontece de maneira contrária para os processos PTA e MIG AC, que mesmo com maiores taxas de deposição de material, gerando revestimentos mais altos, não foram capazes de contrabalancear os efeitos negativos do alto calor focado no Inconel 625.

Palavras-chave: Inconel; PTA; TopTIG; MIG AC; Pitting.

ABSTRACT

The oil and gas industry faces challenges related to corrosion problems from an environment with high salinity and impurities present in the crude oil. Metal claddings are commonly applied to prevent excessive wear generated by corrosion of exposed components, with the cladding by welding being one of the most applied methods. Within these weld cladding processes, there are some that have not been fully explored regarding the corrosion resistance resulting from their claddings, among these processes are the PTA, TopTIG and MIG AC. The objective of this work is to evaluate the corrosion resistance of the Inconel 625 coatings deposited by the aforementioned welding processes. Through the deposition of Inconel 625, by the aforementioned processes, on ASTM A36 sheets, samples were separated into two main groups, samples for corrosion tests and samples for microstructure analysis. In the corrosion samples, the cyclic potentiodynamic polarization test was used, with a morphological analysis of the corrosion generated in the tests through the scanning electron microscope. The microstructural analysis samples were analyzed by optical microscope, for a geometric dilution analysis, and by scanning electron microscope, using backscattered electrons, secondary electrons and energy dispersive spectroscopy techniques to study the microstructure and calculate chemical dilution. Cyclic polarization results indicate that the claddings deposited by TopTIG are the most resistant to corrosion, with pitting potentials considerably above the claddings generated by the other processes. It was also possible to observe a different repassivation behavior of the TopTIG coating from the others. The surface analysis after cyclic polarization tests showed that the TopTIG claddings, despite being more resistant to corrosion, suffered from localized corrosion, while the PTA and MIG AC claddings suffered from a more generalized corrosion. In the microstructural analysis of the claddings in the as-delivered condition, we were able to observe a more destroyed microstructure for the PTA and MIG AC processes, with a greater presence of precipitated phases. The microstructure of the TopTIG cladding has a uniform appearance, containing less precipitated phases. Despite the best results of the TopTIG claddings, it was also possible to observe that it achieved chemical and geometric dilution rates far above the other processes. With the study of the Inconel 625 claddings deposited by the PTA, TopTIG and MIG AC processes, we were able to obtain some conclusions such as that due to the large heat input directed to the base material in the TopTIG process, we obtained high dilution rates, but at the same time a low presence of precipitated phases, mainly due to Inconel 625 not having absorbed as much heat. This phenomenon happens in the opposite manner for the PTA and MIG AC processes, which even with higher

material deposition rates, generating bulkier coatings, were not able to counterbalance the negative effects of the high heat focused on Inconel 625.

Keywords: Inconel; PTA; TopTIG; MIG AC; Pitting.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Comparação entre tocha de processo TIG (esquerda) e processo plasma (direita).	26
Figura 2 - Diferenças e similaridades entre os processos PTA e PAW.....	27
Figura 3 - Áreas para o cálculo de diluição geométrica	28
Figura 4 - Superfície da amostra GD15 após ensaio de polarização cíclica utilizando 3,5% NaCl.	29
Figura 5 - Gráfico de polarização cíclica utilizando 3,5% NaCl para Inconel 625 depositado por PTA-P.....	30
Figura 6 - Gráfico CPT gerado para o Inconel 625 depositado por PTA	31
Figura 7 - Sistema de alimentação automática de arame convencional para o processo TIG	32
Figura 8 - Componentes de uma tocha de TopTIG	33
Figura 9 - Gráfico de polarização cíclica obtida para as condições estabelecidas.....	34
Figura 10 - Comparação entre o arco elétrico do processo MIG/MAG. a) CC+; b) CC.....	36
Figura 11 - Formato de onda comumente empregado para soldagem com MIG AC.....	37
Figura 12 - Cordões depositados de Inconel 625 sob AISI 1020. a) MIG CC+ pulsado; b) MIG AC pulsado; c) MIG CMT	38
Figura 13 - Microestrutura dendrítica de Inconel 625 depositado em Inconel 738 por processo Laser. a) Dendritas coaxiais; b) Dendritas coaxiais e colunares.....	42
Figura 14 - Gráfico TTT para a liga Inconel 625	43
Figura 15 - Carbonetos MC e M ₂₃ C ₆ encontrados no Inconel 625 através do MEV.....	44
Figura 16 - Cubos de γ' na matriz γ observados por microscópio de transmissão (TEM)	45
Figura 17 - Microestrutura de Inconel 625 envelhecido artificialmente vista por microscópio eletrônico de transmissão. a) 100 horas de envelhecimento; b) 200 horas e c) 1000 horas	46
Figura 18 - Microestruturas observadas por MEV do Inconel 625 depositado por MIG. a) 650 horas; b) 750 horas; c) 850 horas; d) 950 horas	48
Figura 19 - Gráfico de polarização cíclica das condições envelhecidas de Inconel 625 depositado por MIG.....	49
Figura 20 - Microestruturas, após ensaios de polarização cíclica, observadas por MEV do Inconel 625 depositado por MIG. a) 650 horas; b) 750 horas; c) 850 horas; d) 950 horas	50
Figura 21 - Microestrutura por MEV de Inconel 625 depositado por GTAW, com diferentes temperaturas de tratamento térmico pós soldagem. a) 650°C; b) 750°C; c) 850°C; d) 950°C.	51
Figura 22 - Regiões de curva de polarização potenciodinâmica cíclica	53
Figura 23 – Curva de polarização potenciodinâmica cíclica com ciclo reverso.....	54

Figura 24 - Histerese negativa no ciclo reverso da curva de polarização potenciodinâmica cíclica.....	55
Figura 25 - Fluxograma da metodologia proposta.....	56
Figura 26 - Esquema das regiões de medição da composição química.....	59
Figura 27 – Célula para polarização potenciodinâmica cíclica e temperatura crítica de pitting desenvolvida.....	61
Figura 28 - Gráfico de polarização potenciodinâmica cíclica contendo todos os grupos.	62
Figura 29 – Gráfico com os valores médios de potencial de pitting junto de seu desvio padrão para cada processo.	64
Figura 30 - Superfície do revestimento depositado pelo processo PTA após os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. a e b) Camada simples, 2000x e 3000x respectivamente, c e d) camada dupla, 2000x e 3000x respectivamente.....	65
Figura 31 - Superfície do revestimento depositado pelo processo TopTIG após os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. a e b) Camada simples, 2000x e 3000x respectivamente, c e d) camada dupla, 2000x e 3000x respectivamente.....	66
Figura 32 - Superfície do revestimento depositado pelo processo MIG AC após os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. a e b) Camada simples, 2000x e 3000x respectivamente, c e d) camada dupla, 2000x e 3000x respectivamente.....	67
Figura 33 - Microestrutura da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	68
Figura 34 - Microestrutura do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE	69
Figura 35 - Composição química da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.....	70
Figura 36 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.....	71
Figura 37 - Microestrutura da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	72
Figura 38 - Microestrutura do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE	72

Figura 39 - Composição química da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.....	74
Figura 40 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS	75
Figura 41 – Macrografias dos revestimentos depositados por PTA. a) Camada simples; b) Camada dupla	76
Figura 42 – Microestrutura da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	77
Figura 43 - Microestrutura do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE	77
Figura 44 - Composição química da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.....	79
Figura 45 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de fases detectadas por EDS	80
Figura 46 - Microestrutura da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	81
Figura 47 - Microestrutura do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE	81
Figura 48 - Composição química da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.....	83
Figura 49 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS	84
Figura 50 - Macrografias dos revestimentos depositados por TopTIG. a) Camada simples; b) Camada dupla	85
Figura 51 - Microestrutura da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	86
Figura 52 - Microestrutura do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	86

Figura 53 - Composição química da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS	87
Figura 54 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de fases detectadas por EDS	88
Figura 55 - Microestrutura da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC. a) Detector SE, b) Detector BSE.....	89
Figura 56 - Microestrutura do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE	90
Figura 57 - Composição química da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS	91
Figura 58 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de fases detectadas por EDS	92
Figura 59 - Macrografias dos revestimentos depositados por MIG AC. a) Camada simples; b) Camada dupla	93

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Amostras e valores de diluição e aporte térmico.....	28
Tabela 2 – Valores obtidos por polarização cíclica do Inconel 625 depositado por TIG pulsado <i>Hot-Wire</i> , do substrato AISI 4130 e do Inconel 625 forjado.....	35
Tabela 3 – Composição química dos revestimentos de Inconel 625 depositado por TIG <i>Hot-Wire</i>	35
Tabela 4 – Valores de PREN para algumas ligas de níquel	39
Tabela 5 - Ligas de níquel CRA	40
Tabela 6 - Ligas de níquel HTA	40
Tabela 7 - Composição química e propriedades mecânicas do Inconel 625 na forma de barra laminada	41
Tabela 8 – Parâmetros de soldagem da deposição de Inconel 625 no A333 GR6	47
Tabela 9 – Valores de potenciais e corrente obtidos nos ensaios de polarização do Inconel 625 depositado por MIG.....	49
Tabela 10 – Composição química nominal do aço ASTM A36.....	57
Tabela 11 – Composição química do Inconel 625 na forma de pó (PTA) e arame (TopTIG e MIG AC).	57
Tabela 12 - Parâmetros utilizados na deposição de Inconel 625 por PTA	58
Tabela 13 - Parâmetros utilizados na deposição de Inconel 625 por TopTIG.....	58
Tabela 14 - Parâmetros utilizados na deposição de Inconel 625 por MIG AC	59
Tabela 15 - Parâmetros empregados nos ensaios de polarização cíclica.....	60
Tabela 16 - Valores dos potenciais individuais de cada amostra	63
Tabela 17 - Média e desvio padrão dos resultados de polarização potenciodinâmica cíclica ..	63

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AC	<i>Alternating Current</i>
Ag/AgCl	Prata/Cloreto de Prata
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BSE	<i>Backscattered Electron</i>
CC-	Corrente Contínua Negativa
CC+	Corrente Contínua Positiva
CD	<i>Chemical Dilution</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
CMT	<i>Cold Metal Transfer</i>
CO ₂	Dióxido de Carbono
CRA	<i>Corrosion-resistant alloys</i>
EDS	<i>Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy</i>
GD	<i>Geometric Dilution</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas-Shielded Tungsten Arc Welding</i>
H ₂ S	Sulfeto de Hidrogênio
HI	<i>Heat Input</i>
HTA	<i>High-Temperature Alloys</i>
Laser	<i>Light Amplification by the Stimulated Emission of Radiation</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG/MAG	<i>Metal Inert Gas /Metal Active Gas</i>
NaCl	Cloreto de Sódio
OCP	<i>Open Circuit Potential</i>
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i>
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>
PTA-P	<i>Plasma Transferred Arc-Powder</i>

SCE	<i>Saturated Calomel Electrode</i>
SE	<i>Secondary Electron</i>
TCP	<i>Topologically Close-Packed</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TTT	<i>Time-Temperature-Transformation</i>
γ	<i>Gamma</i>
γ'	<i>Gamma Prime</i>
γ''	<i>Gamma Double Prime</i>
δ	<i>Delta</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

A_{mel}	Área do Material Base Fundida, mm ²
A_{ove}	Área do Material Depositado, mm ²
E_{bd}	Potencial de <i>Breakdown</i> , mV
E_{corr}	Potencial de Corrosão, mV
E_{crev}	Potencial de Corrosão por Fresta, mV
E_p	Potencial de Passivação, mV
E_{pit}	Potencial de Pitting, mV
E_{pp}	Potencial de Passivação Primária, mV
E_{rep}	Potencial de Repassivação, mV
E_{tr}	Potencial de Transpassivação, mV
Fe_{fill}	Teor de Ferro no Material de Adição, %
Fe_{ove}	Teor de Ferro no Material Depositado, %
Fe_{sub}	Teor de Ferro no Material Base, %
I_b	Corrente de Base, A
i_{cp}	Densidade de Corrente de Passivação Completa, mA/cm ²
i_p	Densidade de Corrente Passiva, mA/cm ²
I_p	Corrente de Pulso, A
t_b	Tempo de Base, ms
t_n	Tempo de Base Negativa, ms
t_p	Tempo de Pulso, ms

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	22
1.1	Objetivo Geral.....	23
1.2	Objetivos Específicos	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	25
2.1	Processos de Soldagem de Inconel	25
2.1.1	Soldagem PTA-P	25
2.1.2	Soldagem TopTIG	31
2.1.3	Soldagem MIG AC.....	35
2.2	Ligas de Níquel	39
2.2.1	Liga de Níquel Inconel 625	40
2.2.2	Metalurgia da Soldagem em Inconel	42
2.3	Polarização Potenciodinâmica Cíclica.....	51
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	56
3.1	Materiais	57
3.2	Processos de Soldagem.....	57
3.3	Composição Química.....	59
3.4	Macrografias e Micrografias.....	60
3.5	Polarização Potenciodinâmica Cíclica.....	60
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
5	CONCLUSÕES	94
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	95
7	REFERÊNCIAS	96
8	APÊNDICE A	104

1 INTRODUÇÃO

O petróleo possui uma complexa composição química de onde são extraídos diversos produtos, no entanto, também pode haver diversos elementos que podem ser considerados impurezas como oxigênio, enxofre, sódio e potássio (MACHADO et al., 2006). Em uma estação de tratamento de petróleo, um dos principais equipamentos é a torre de destilação, que transforma o petróleo em diversos subprodutos. Essas torres costumemente empregam revestimentos de aço inoxidável AISI 405 em seu interior, porém mesmo assim ocorre a degradação devido aos compostos H_2S e CO_2 contidos no petróleo (Silva et al. (2007) e Alvarães et al. (2019)). Os aços inoxidáveis são mais comumente empregados atualmente na indústria petrolífera devido ao seu menor custo em comparação às ligas de níquel, no entanto, as ligas de níquel apresentam uma maior resistência à corrosão, tornando-as uma alternativa de maior confiança ao aço inoxidável (MIRANDA et al., 2015).

A liga de níquel Inconel 625 foi primeiramente desenvolvida para atender a demanda de ligas de alta temperatura de serviço, no entanto, com o tempo foi descoberta uma elevada resistência à corrosão na liga, e seu uso começou a ser voltado também a aplicações onde há a necessidade de alta resistência à corrosão (SILVA et al., 2013). Com isso, mesmo em elevadas temperaturas, a liga Inconel 625 apresenta elevada resistência à corrosão e boa resistência mecânica. Essa liga é constituída principalmente de Ni, Mo, Cr e Nb, onde o nióbio e molibdênio reforçam a base de níquel da liga, aumentando consideravelmente sua resistência à corrosão localizada (Miranda et al. (2015) e Kumar, Maheswaran e Kannan (2021)). Devido também a sua boa soldabilidade e fácil fabricação, essas ligas são comumente empregadas na aviação, indústria aeroespacial e plantas químicas (CAI et al., 2006).

Como uma alternativa mais viável, a indústria petrolífera opta por utilizar revestimentos de metais de alta resistência a corrosão em equipamentos submetidos a ambientes agressivos. Alguns dos métodos de deposição utilizados atualmente incluem o processo Laser, TIG e MIG CMT. O processo Laser de deposição tem capacidade para depositar espessas camadas de material com boas propriedades mecânicas, no entanto sua aplicação é restrita, devido à alta complexidade do processo e alto valor dos equipamentos envolvidos. O processo TIG conta com um baixo custo, em relação ao processo Laser, e também é um processo mais simples. O TIG, no entanto, não consegue gerar uma boa ligação entre o material depositado e o material base, e com isso uma baixa solubilidade (SAHOO; MASANTA, 2017). MIG com Cold Metal Transfer (CMT) é uma variação do MIG convencional onde há um controle da forma de onda

da corrente, velocidade e sentido de avanço do arame de adição (DUTRA; SILVA; MARQUES, 2013). Essa variação apresenta um elevado coeficiente de fusão do material de adição em relação ao MIG convencional, tornando-a ideal para deposição de revestimentos (PICKIN; WILLIAMS; LUNT, 2011).

Apesar da existência de processos de deposição já consagrados na indústria petrolífera, existem processos mais recentes que ainda não foram totalmente estudados nessa área, como os processos TopTIG, PTA e MIG AC. O processo TopTIG se diferencia do TIG alimentado comum, que possui um ângulo entre o eletrodo e o arame de adição de entre 60° a 85°, por possuir um ângulo de 20° a 30°. Essa maior proximidade do arame ao eletrodo proporciona uma maior taxa de fusão do material de adição, que torna possível uma maior taxa de deposição de material do que o TIG comum (CAI et al., 2020). De acordo com Cai et al, esse processo já se demonstrou viável na manufatura aditiva utilizando aços inoxidáveis super duplex, onde foram obtidas boas propriedades mecânicas e resistência a corrosão. O PTA é um processo onde são fundidas partículas de uma liga em forma de pó através do uso de plasma, e aplicadas sobre a superfície do material do desejado (ULUTAN et al., 2016). Este processo apresenta algumas vantagens como a alta taxa e eficiência de deposição, baixa transferência de calor para peça, baixa taxa de distorção da peça, boa aderência metalúrgica entre material de adição e peça e custos relativamente baixos, se comparamos com processo laser por exemplo (Ulutan et al. (2016) e Cheng et al. (2013)). MIG AC é uma variação do processo MIG que combina as características do MIG comum, que geralmente opera em corrente contínua positiva (CC+), com a corrente contínua negativa (CC-). Em relação à soldagem MIG em CC+, a CC- apresenta uma maior taxa de deposição, menor aporte térmico na peça de trabalho e menor penetração, no entanto, a gota do material a ser adicionado está sujeito a forças que a empurram para cima ou para os lados, tornando a transferência metálica bastante instável. Embora a polaridade positiva apresente um elevado aquecimento e alta taxa de penetração, que não são tão desejáveis para a deposição de revestimentos, ela torna a transferência metálica estável, sendo possível então obter depósitos com aparência uniforme (SCOTTI; MONTEIRO, 2012).

1.1 Objetivo Geral

O presente estudo tem como objetivo avaliar a resistência à corrosão da liga Inconel 625 depositada pelos processos de soldagem TopTIG, PTA e MIG AC para a utilização na indústria petrolífera.

1.2 Objetivos Específicos

- Projetar e fabricar uma célula adequada para o ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica;
- Avaliar a resistência à corrosão dos revestimentos depositados através de polarização cíclica;
- Analisar microestrutura do revestimento assim como depositado através de microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV);
- Estudar a morfologia da corrosão gerada após os ensaios de corrosão através do MEV;
- Comparar e decidir qual dos processos estudados é mais adequado, quanto à resistência à corrosão, para o revestimento de tubos para extração de petróleo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção serão apresentadas informações técnicas, assim como exemplos de estudos que se mostrem relevantes para a compreensão do trabalho.

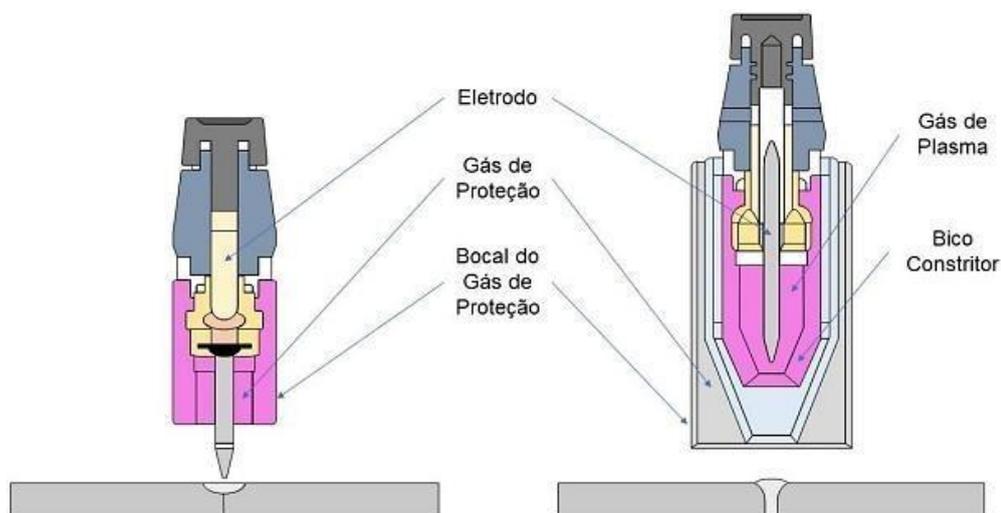
2.1 Processos de Soldagem de Inconel

A deposição de Inconel é feita atualmente por diversos processos, como os já citados anteriormente, MIG, TIG, Laser, entre outros. No entanto, existem alguns processos recentes que possuem pouca, ou nenhuma, literatura quanto à deposição de revestimentos de Inconel. A seguir serão comentados alguns desses processos, que serão estudados no atual trabalho, explicando seu princípio de funcionamento e apresentando exemplos de aplicações relevantes ao objetivo do trabalho.

2.1.1 Soldagem PTA-P

Processos de soldagem com arco plasma possuem uma característica em comum, utilizar de um arco constrito como princípio técnico. Semelhante ao processo TIG, o processo de soldagem com plasma, *Plasma Arc Welding* (PAW), possui um eletrodo de tungstênio não consumível, que, no entanto, está localizado dentro da tocha. Conseguimos observar essa diferença através da Figura 1. Devido a localização do eletrodo, a maneira de transferência do arco para a peça, no caso de processos plasma com arco transferido, se faz através de gás ionizado. Quando se exerce uma elevada energia sobre um gás, ocorre a ionização do mesmo, que confere propriedades condutoras ao gás. Este gás ionizado é o que chamamos de plasma (SILVA, 2019).

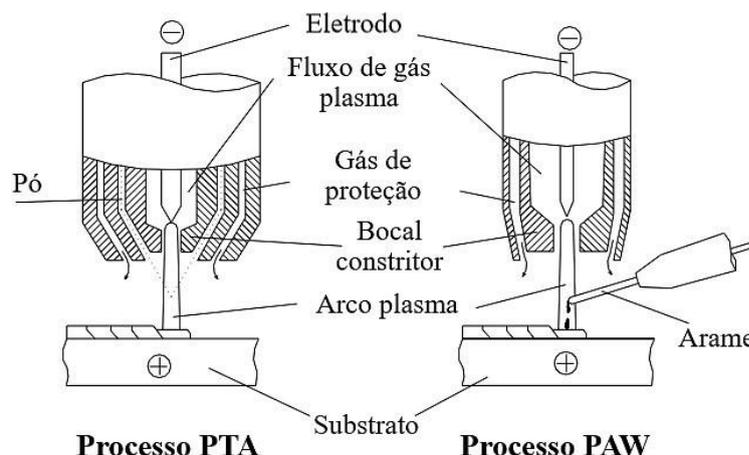
Figura 1 - Comparação entre tocha de processo TIG (esquerda) e processo plasma (direita).



Fonte: Silva, 2019.

O processo *Plasma Transferred Arc* (PTA), também conhecido como PTA-P (*Plasma Transferred Arc – Powder*), é uma variação do processo PAW. Os processos possuem equipamentos similares, ambos necessitam de um eletrodo não consumível de tungstênio, bico constritor refrigerado por água, gás de proteção para a poça de fusão e o gás responsável por gerar o plasma. A diferença entre os dois processos está relacionada ao material de adição. Enquanto no processo PAW, é utilizado material de adição em forma de arame, no PTA se usa em forma de pó, necessitando de um gás inerte, comumente argônio puro, para impulsionar o pó em direção a poça de fusão. Para a passagem do gás de proteção no processo PTA, há uma abertura concêntrica ao eletrodo, mais externa no diâmetro do bico, por onde passa o gás de proteção da poça de fusão, que pode ser ativo ou inerte. (DÍAZ; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2011). Na Figura 2 conseguimos observar os aspectos construtivos das tochas dos processos PTA e PAW, assim como suas diferenças.

Figura 2 - Diferenças e similaridades entre os processos PTA e PAW.



Fonte: Adaptado de Díaz, Dutra e D'Oliveira, 2011.

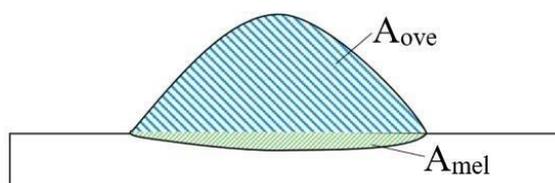
Apesar das semelhanças construtivas entre os dois processos, os dois possuem objetivos diferentes. O processo PAW surgiu através do processo *Tungsten Inert Gas* (TIG), contando com uma constrição maior do arco formado, obtendo-se uma maior penetração na peça a ser soldada. O processo PTA conta com uma baixa penetração no material, gerando pouca diluição entre o material adicionado e o base, tornando sua aplicação restrita mais para processos de revestimento metálico (SILVA; DUTRA, 2012). Segundo Gatto, Bassoli e Fornari (2004), o processo PTA gera uma diluição de 5 a 10% do material adicionado no material base, gerando uma microestrutura fina, devido à alta taxa de resfriamento gerada pelo processo, com depósitos de aparência homogênea e com alta adesão com o material base.

Segundo Díaz, Dutra e D'Oliveira (2011), os parâmetros que mais afetam a qualidade do revestimento no PTA são a taxa de deposição de material, fluxo dos gases (plasma, de proteção e o gás que carrega o pó), corrente de soldagem, distância entre peça e bico e velocidade de soldagem. Também, segundo Oliveira (2001), o recuo entre o eletrodo e a face externa do bico alteram as características do arco devido a essa distância afetar a taxa de constrição do arco plasma. Com menores taxas de recuo do eletrodo aliadas a um diâmetro maior do bocal constritor, conseguimos gerar uma menor densidade de energia no processo, graças a menor constrição, obtendo-se taxas de largura/penetração elevadas, ideal para o processo de revestimento (OLIVEIRA, 2001).

As propriedades de resistência à corrosão do Inconel 625 depositado por PTA-P foram exploradas no trabalho de Lorenzoni et al. (2018). Nos seus estudos, Lorenzoni et al. (2018) depositaram Inconel 625 em forma de pó em uma chapa de ASTM A36 com o processo PTA-

P em um único passe na posição plana. A velocidade de soldagem foi de 110 mm/min, com a utilização de gás de proteção de argônio com 99% de pureza. As amostras do trabalho foram divididas em três grupos, o grupo GD, onde as amostras no grupo apresentam diluição geométrica diferentes entre si, CD, semelhante ao grupo GD, porém com diluição química, e o grupo HI, onde as amostras possuem um aporte térmico consideravelmente diferente entre si dentro do grupo. Para o cálculo da diluição geométrica, foi utilizada a seguinte fórmula, $GD = (A_{mel} * 100) / (A_{ove} + A_{mel})$, onde A_{mel} é a área fundida do material base e A_{ove} é a área do material depositado, uma representação pode ser observada na Figura 3.

Figura 3 - Áreas para o cálculo de diluição geométrica.



Fonte: Adaptado de Lorenzoni et al. 2018.

Já para a diluição química, a seguinte equação foi utilizada, $CD = (Fe_{ove} - Fe_{fill}) / (Fe_{sub} - Fe_{fill})$, onde é utilizado valores de teor de ferro no material depositado (Fe_{ove}), no material base (Fe_{sub}) e no material de adição (Fe_{fill}). Para descobrir o teor de ferro no material depositado, foi utilizado o EDS para medir a composição a 1,5 mm da superfície original do material base. Através da Tabela 1 podemos observar os valores de diluição e aporte térmico para cada amostra.

Tabela 1 – Amostras e valores de diluição e aporte térmico.

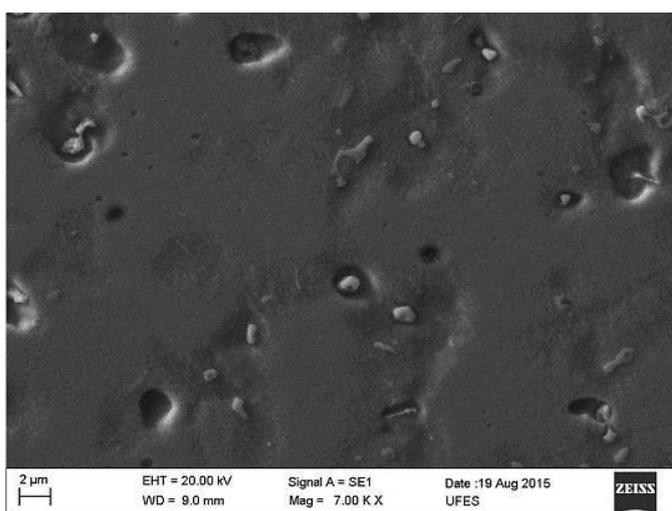
Amostras	Diluição geométrica (%)	Diluição química (%)	Aporte térmico (J/mm)
GD15	14,84	18,80	119
GD08	7,85	12,39	114
GD03	2,69	7,57	107
CD04	3,39	3,76	114
CD06	9,22	6,25	117
CD12	13,89	11,80	116
HI110	5,20	4,94	110
HI116	12,35	4,79	116
HI133	5,66	4,98	133

Fonte: Adaptado de Lorenzoni et al. 2018.

Os autores realizaram dois ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica nas amostras do grupo GD, uma vez utilizando uma solução de 3,5% NaCl e outra com uma solução mais agressiva de 3,5% NaCl + 0,01 mol/L Na₂S₂O₃. Por mais que as amostras do grupo de diluição geométrica também tenham uma diluição química diferente, diferentes teores de ferro diluído em consequência, não houve diferença considerável na resistência à corrosão utilizando ambas as soluções. A diferença maior entre as amostras foi quanto a histerese das curvas, como pode ser observado na Figura 5, que mostra o ensaio com 3,5% NaCl. No maior valor de diluição geométrica, 15%, foi observada uma histerese positiva da curva, ou seja, a camada passiva do material não conseguiu se recuperar durante o ciclo reverso do ensaio, e ocorreu a formação de pites entre os precipitados e a matriz, como visto na Figura 4. O fenômeno pode ser explicado pela retirada de elementos como Cr e Mo na região de formação dos precipitados, diminuindo localmente a resistência à corrosão do material. Para diluições geométricas menores a histerese foi negativa, não havendo uma quebra da camada passiva, impedindo a formação de corrosão localizada no material.

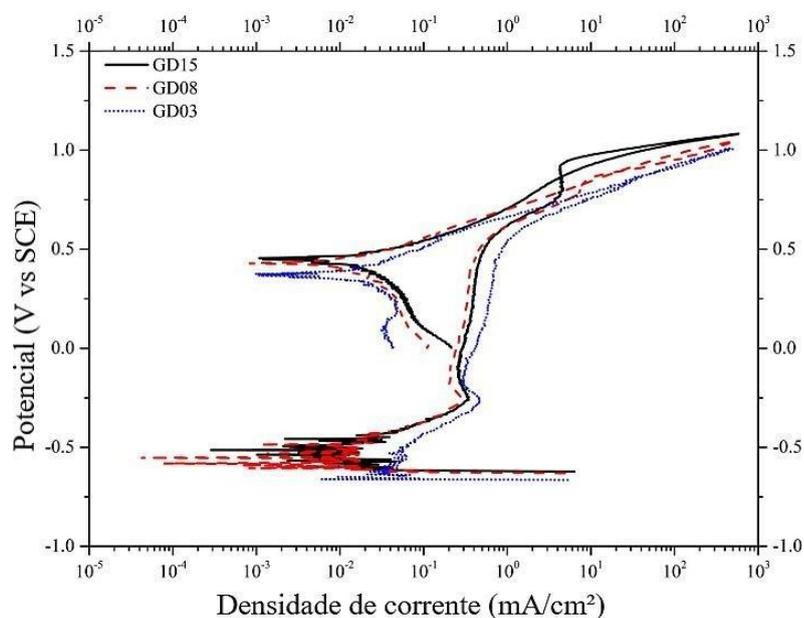
Estes ensaios de polarização indicam que os teores de diluição obtidos através do processo PTA-P não são o suficiente para afetar a resistência a corrosão por pitting do material, apresentando apenas pequenas nucleações de pites em valores elevados de diluição.

Figura 4 - Superfície da amostra GD15 após ensaio de polarização cíclica utilizando 3,5% NaCl.



Fonte: Adaptado de Lorenzoni et al. 2018.

Figura 5 - Gráfico de polarização cíclica utilizando 3,5% NaCl para Inconel 625 depositado por PTA-P.



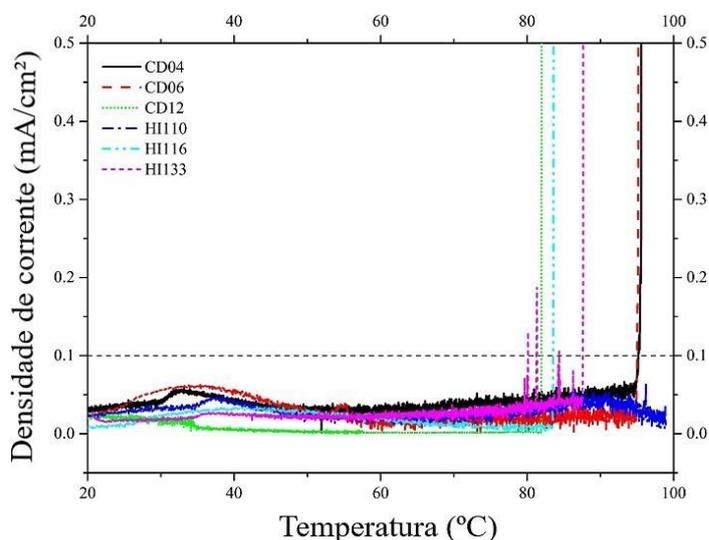
Fonte: Adaptado de Lorenzoni et al. 2018.

A temperatura crítica de pitting (CPT) também foi estudada por Lorenzoni et al. (2018). Nesse ensaio foram escolhidas as amostras do grupo de diluição química e aporte térmico, CD e HI. Para o ensaio foi utilizado uma solução de 1 mol/L NaCl + 0,03 mol/L $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$, pois em testes preliminares utilizando apenas 1 mol/L NaCl (ASTM INTERNATIONAL; 2018), não foi possível gerar pitting em diversas amostras até a temperatura máxima de 98 °C.

Nestes ensaios é possível observar que na amostra com menor aporte térmico gerada pelo processo PTA não houve a formação de pitting até a temperatura máxima, mesmo em solução mais agressiva. A amostra com maior aporte térmico, 133 J/mm, porém, apesar de ter sua CPT maior que a segunda amostra com maior aporte, 116 J/mm, apresentou a formação de pites meta estáveis na temperatura de 80 °C. a possível explicação para este fenômeno é devido a maior energia fornecida ao material durante o processo de soldagem, ter propiciado a formação de precipitados que retiram elementos anticorrosivos, como Mo e Cr, da matriz do material. Nas amostras CD, não houve diferença significativa entre as amostras com 4 e 6% de diluição química, contando com apenas 1,6 °C a mais na amostra com 4%. Uma maior diluição química, 12%, porém, resultou numa CPT consideravelmente mais baixa. O gráfico de CPT gerado no trabalho dos autores pode ser observado na Figura 6. É possível assumir pelos resultados dos estudos de Lorenzoni et al. (2018) que a diluição química tem um efeito menor na resistência a corrosão, quando se é obtido os valores mais baixos de diluição que o processo

PTA propicia, do que o aporte térmico. Em maiores valores de diluição, o efeito da diluição química se torna mais influente.

Figura 6 - Gráfico CPT gerado para o Inconel 625 depositado por PTA.

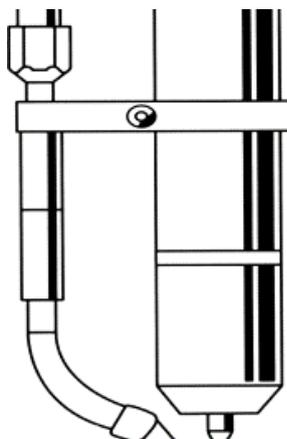


Fonte: Adaptado de Lorenzoni et al. 2018.

2.1.2 Soldagem TopTIG

Dentro do processo TIG, existem algumas maneiras de alimentar automaticamente arame de adição à poça de fusão. No entanto, nesses processos o arame costuma fazer um ângulo elevado com o eletrodo, em torno de 90° (OPDERBECKE; GUIHEUX, 2009). Na Figura 7 observamos um sistema convencional de alimentação automática de eletrodo para uma tocha TIG. Este ângulo de alimentação acarreta alguns problemas como, principalmente, a dificuldade de soldar peças de geometria mais complexa. Essa dificuldade se deve, pois, devido ao arame dever estar sempre atrás do eletrodo, o braço do robô deve rotacionar o braço sempre para garantir isso, no entanto, nem sempre isso é possível devido ao formato do componente a ser soldado (FORTAIN; GUIHEUX; OPDERBECKE, 2013). Além disso, devido aos componentes dos sistemas de alimentação comum serem independentes entre si, pode ocorrer um desalinhamento entre eles, durante o próprio processo de soldagem, causando problemas no cordão de solda final (SILVA; SCHWEDERSKY; ROSA, 2020).

Figura 7 - Sistema de alimentação automática de arame convencional para o processo TIG.

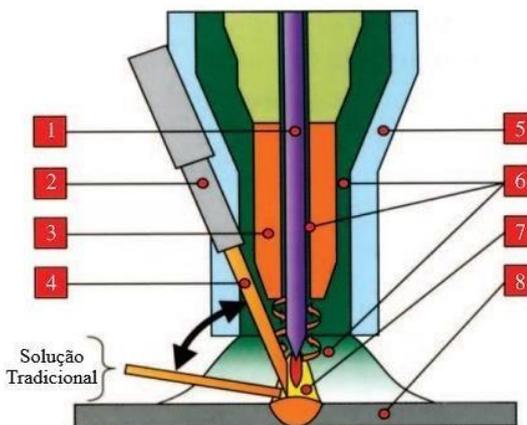


Fonte: Adaptado de Opderbecke e Guiheux, 2009.

Dentro desse contexto, então, foi criada a tocha TopTIG. Originalmente desenvolvida para soldagem de componentes com menos de 3 mm de espessura, onde é necessária alta produtividade, como nos processos GMAW, e alta qualidade de soldagem, intrínseca do processo TIG (OPDERBECKE; GUIHEUX, 2009). O diferencial do processo TopTIG em relação ao TIG comum está na tocha. Utilizando de um pequeno ângulo de alimentação do arame, em torno de 20° , o metal de adição, que agora passa por dentro da tocha, consegue ser inserido na região mais quente do arco elétrico formado pelo eletrodo. Essa proximidade do material de adição com o eletrodo garante também compacticidade a tocha, tornando sua aplicação mais versátil (SILVA; SCHWEDERSKY; ROSA, 2020). Na Figura 8, pode ser observada uma tocha de TopTIG com seus componentes.

Figura 8 - Componentes de uma tocha de TopTIG.

- | | |
|----------------------------|----------------------------|
| 1 - Eletrodo | 6 - Gás de proteção |
| 2 e 4 - Material de adição | 7 - Arco constrito |
| 3 - Fluxo duplo (opcional) | 8 - Material a ser soldado |
| 5 - Bocal | |



Fonte: Adaptado de Opderbecke e Guiheux, 2009.

Devido ao material de adição ser inserido na poça de fusão próximo a ponta do eletrodo, isso faz com que haja um pré-aquecimento do material de adição, aumentando a taxa de deposição de material, e em consequência aumentando a velocidade de soldagem e taxa de alimentação de material do processo (OPDERBECKE; GUIHEUX, 2009). Segundo Godinho (2017), o processo TopTIG consegue alcançar velocidades de soldagem de 7,5 m/min, quando utilizada uma corrente de 300 A na posição plana, obtendo um aumento de 60% da velocidade de soldagem utilizando a mesma corrente do que o TIG convencional, se aproximando a taxas de deposição semelhantes ao do processo GMAW.

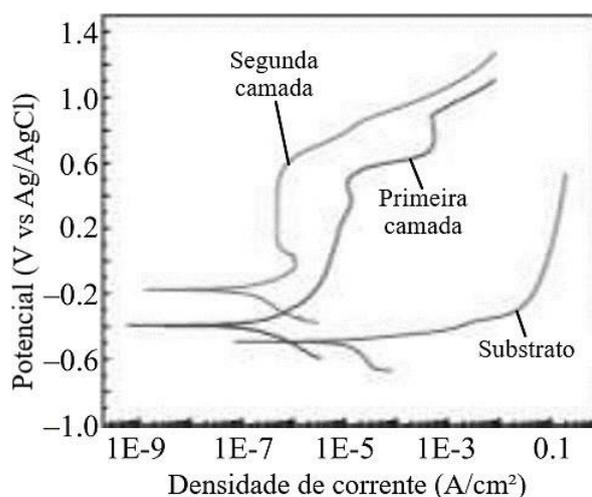
No momento não há muita literatura relacionando a deposição de Inconel 625 por TopTIG e sua resistência a corrosão, no entanto, alguns estudos já foram feitos utilizando TIG *Hot-Wire*, como o de Longlong et al. (2016). O processo TIG utilizando a técnica *Hot-Wire* possui uma semelhança ao TopTIG que é o pré aquecimento do arame de adição, com a diferença do aquecimento ser feito pelo efeito Joule. Ambos os processos tem o objetivo de obter alta taxa de deposição (OLIVARES; DÍAZ, 2016).

No trabalho de Longlong et al. (2016) foram depositadas duas camadas de Inconel 625 na forma de arame (ERNiCrMo-3) utilizando o processo TIG com corrente pulsada, com a técnica *Hot-Wire*, sob o substrato AISI 4130. Posteriormente, a resistência a corrosão foi mensurada através do ensaio de polarização cíclica, onde nele foram testadas a resistência do

substrato sem revestimento, da primeira camada do revestimento depositada e da segunda camada de revestimento depositada.

Na Figura 9 e Tabela 2 a seguir conseguimos observar os resultados de corrosão encontrados. Para fins de comparação, foram coletados dados de polarização da liga de Inconel 625 forjada testada nas mesmas condições (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015) e adicionados na Tabela 2. Como esperado, o substrato sem revestimento não apresentou praticamente nenhuma resistência a corrosão, com uma elevação rápida da densidade de corrente logo após o potencial de corrosão, indicando a formação de corrosão no material. A primeira camada de Inconel 625 já apresenta resultados mais interessantes, porém, sua região passiva não apresenta um comportamento tão estável, com uma maior densidade de corrente passiva do que a amostra com duas camadas e potenciais menores. A condição com dupla camada de revestimento apresentou um ótimo comportamento, com uma região passiva estável, baixa densidade de corrente passiva e elevado potencial de Pitting. Com a utilização do TIG pulsado *Hot-Wire* foi possível obter resultados semelhantes a condição da liga forjada, o que indica que o processo TopTIG tem potencial para deposição de revestimentos anticorrosivos, pois diferentemente do processo *Hot-Wire*, o TopTIG não necessita passar corrente pelo arame de adição, evitando problemas relacionados com sopro magnético e gerando depósitos com aparência e características mais uniformes (OLIVARES; DÍAZ, 2016).

Figura 9 - Gráfico de polarização cíclica obtida para as condições estabelecidas.



Fonte: Adaptado de Longlong et al. 2016.

Tabela 2 – Valores obtidos por polarização cíclica do Inconel 625 depositado por TIG pulsado *Hot-Wire*, do substrato AISI 4130 e do Inconel 625 forjado.

Amostras	E_{corr} (mV)	I_p (mA x 10 ⁻³)	E (m)
Substrato	-492	-	
Primeira Camada	-393		
Segunda Camada			
Inco			

Fonte: Adaptado de Longlong et al. 2016.

Por fim no trabalho de Longlong et al. (2016) foi estudado o porquê da diferença de resistência à corrosão entre as duas condições de camadas. Como esperado, analisando através da Tabela 3, podemos observar que a primeira camada do material possui um teor de ferro consideravelmente mais elevado do que a segunda, devido a mesma estar em contato com o substrato feito de aço liga. O elevado teor de Fe faz com que seja criado precipitados que retiram elementos protetores da matriz do Inconel 625, diminuindo sua resistência em ambientes corrosivos.

Tabela 3 – Composição química dos revestimentos de Inconel 625 depositado por TIG *Hot-Wire*.

Amostras	Composição química (wt%)				
	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb
Primeira Camada	57,93	20,66	8,13	8,29	2,67
Segunda Camada	61,82	21,89	1,81	9,22	3,52

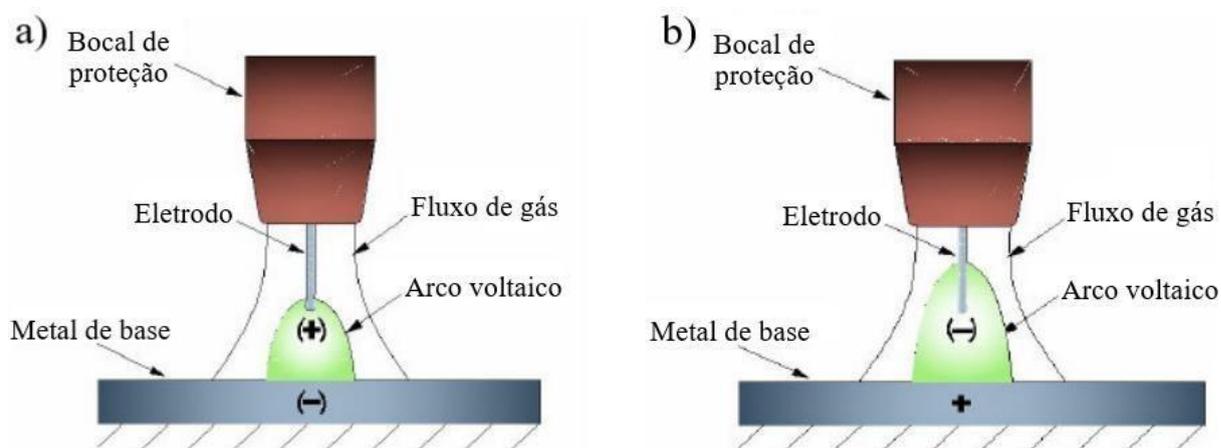
Fonte: Adaptado de Longlong et al. 2016.

2.1.3 Soldagem MIG AC

A alta produção, aliada a cordões de solda de qualidade, tornam os processos GMAW, MIG/MAG, os mais importantes processos de soldagem da atualidade. Usualmente, o processo MIG é empregado com corrente contínua positiva (CC+), ligando o eletrodo, arame de adição neste caso, no polo positivo da fonte de soldagem e o aterramento do material a ser soldado no negativo. Neste tipo de polarização, os elétrons saem da peça e vão em direção ao eletrodo. Isso faz com haja uma maior penetração na peça, já que aproximadamente 70% do calor gerado é concentrado na peça a ser soldada, e apenas 30% no eletrodo. Já na soldagem MIG com corrente contínua negativa (CC-), eletrodo ligado na polaridade negativa e aterramento da peça no positiva, ocorre um aumento na taxa de fusão do arame e diminuição do aporte térmico exercido

na peça, em consequência diminuindo sua penetração. O fenômeno se explica devido ao fato de agora 70% do calor do processo estar localizado no eletrodo (SCOTTI; MONTEIRO, 2012). Segundo Cirino (2009), o balanço térmico diferente entre as duas polaridades acontece devido na CC+ o ponto de contato do arco elétrico ser na extremidade do eletrodo, o que torna o arco elétrico bastante estável. Já para a CC-, o arco elétrico engloba toda a extensão exposta do eletrodo, pois o arco busca óxidos na superfície do eletrodo que facilitem a emissão de elétrons. O fato de o arco elétrico englobar todo o eletrodo é o que promove uma maior taxa de aquecimento do mesmo, e em consequência de fusão do material de adição. A Figura 10 apresenta uma comparação dos arcos formados entre as duas polarizações.

Figura 10 - Comparação entre o arco elétrico do processo MIG/MAG. a) CC+; b) CC-.



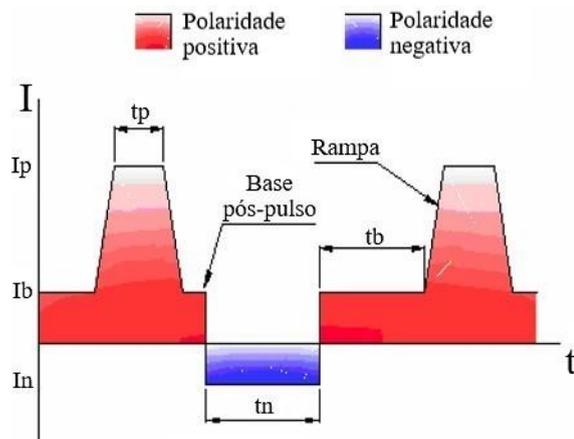
Fonte: Adaptado de Cirino, 2009.

O processo MIG CC- se apresenta como um processo interessante para deposição de revestimentos devido a sua, já citada, alta taxa de fusão do material de adição e baixa penetração, no entanto, o fator mais limitante do processo MIG CC- é a sua forma de transferência metálica. Talkington (1998) aponta que o processo MIG CC- é limitado apenas a transferência do tipo globular, que se apresenta como uma forma de transferência metálica instável. A gota metálica que se forma na ponta do eletrodo também tende a ser repelida na direção contrária da poça de fusão, gerando diversos respingos no material a ser soldado (NASCIMENTO et al., 2009).

Como uma maneira de aliar as qualidades presentes nas duas polaridades do processo, maior estabilidade da CC+ e maior taxa de fusão com menos transferência de calor da CC-, é utilizado o processo MIG com corrente alternada (AC), onde a polaridade positiva e negativa são revezadas sequencialmente, respeitando padrões de onda (LI et al., 2017). O tipo de onda

mais comum a ser empregado nesse processo é a combinação de uma CC+ pulsada, aliada com uma CC- constante (SCOTTI; MONTEIRO, 2012). Na Figura 11 é possível observar o formato de onda mais comumente empregado para soldagem com MIG AC segundo Scotti e Monteiro (2012). A CC+ funciona através da pulsação da corrente, sendo utilizado de uma corrente de pulso (I_p) e uma corrente de base (I_b), que alternam entre si respeitando os tempos de pulso (t_p) e tempos de base (t_b). Para a CC- existem os parâmetros de corrente de base negativa (I_n) e tempo de base negativa (t_n) (CIRINO, 2009). Segundo estudos de Nascimento et al. (2009), o período na soldagem com MIG AC se inicia na polaridade negativa, onde é se formada a gota, devido a maior taxa de fusão, sendo então revertida a polaridade, onde existe um tempo em que é mantida a corrente de base da CC+ pulsada para estabilizar a gota. Por fim, na corrente de pulso é onde acontece o destacamento da gota do eletrodo, tendo mais um tempo, após o pulso, na corrente de base, para garantir que a transferência metálica ocorra durante a polaridade positiva, retornando então, após esse período, para CC- e reiniciando o ciclo.

Figura 11 - Formato de onda comumente empregado para soldagem com MIG AC.



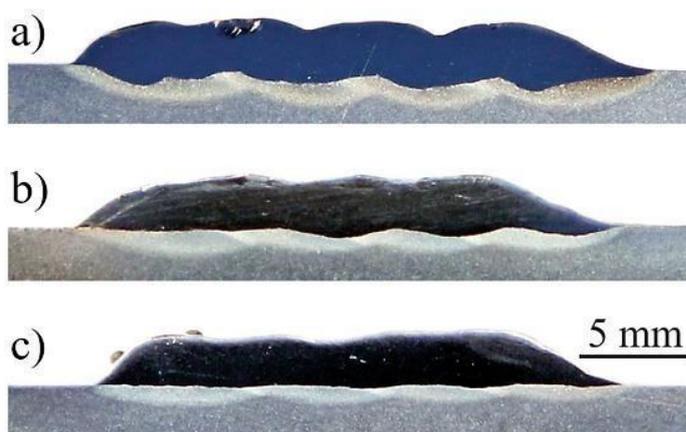
Fonte: Adaptado de Cirino, 2009.

A resistência a corrosão do Inconel 625 depositado pelo processo MIG AC ainda não foi explorada, no entanto, Dutra et al. (2016) comparam, em um de seus estudos, as características de deposição de Inconel 625 utilizando MIG CC+ pulsado, MIG AC pulsado e MIG CMT, sob uma chapa de AISI 1020, inclinada 45°, simulando a parede de uma caldeira. O processo MIG CMT, ou MIG *cold metal transfer*, é uma variante do MIG onde há o controle dos parâmetros elétricos e avanço do material de adição por um processador e trabalha no regime de curto circuito. No processo CMT, quando ocorre o curto circuito, a tensão é reduzida para zero e a

deposição do material é feita pelo avanço do arame de adição, diminuindo o calor do processo, em consequência da fusão do material base, tornando o processo atraente para deposição de revestimentos metálicos.

Dutra et al. (2016) constatam que a deposição do Inconel 625 utilizando CC+ encontrou problemas relacionados à alta fluidez da poça de fusão, pois há uma transferência de calor muito elevada ao material nesse processo, fazendo também com que a diluição chegasse a valores de 28%, que são demasiadamente altos para um revestimento. O processo MIG CMT apresentou uma poça de fusão com boas características, sem escorrer como no CC+, no entanto, devido a seu aporte térmico muito baixo, as taxas de diluição chegaram a valores críticos de 3%, onde o material depositado está quase solto do material base. O melhor resultado encontrado foi utilizando o MIG AC, com uma poça de fusão bem ancorada a chapa, como no processo CMT, e obtendo bons valores de diluição, 8%. A Figura 12 apresenta os cordões de deposição resultantes dos processos comentados. Mesmo com a baixa taxa de diluição do processo CMT encontrada no trabalho seja relacionada a parametrização, o MIG AC ainda possui a vantagem de ser um processo mais barato, pois o processo CMT necessita de um equipamento consideravelmente mais caro e envolve uma tocha mais pesada, que necessita de um robô mais robusto para poder operar (DUTRA et al., 2016).

Figura 12 - Cordões depositados de Inconel 625 sob AISI 1020. a) MIG CC+ pulsado; b) MIG AC pulsado; c) MIG CMT



Fonte: Adaptado de Dutra et al. 2016.

2.2 Ligas de Níquel

O níquel por si só é um metal com boa resistência à corrosão, o que fez com que fossem criadas diversas ligas com base de níquel para aplicações como na indústria de processamento químico, petroquímico, indústria aeroespacial, indústria de produção de óleo e gás, entre outros. As condições de emprego dessas ligas ultrapassam a capacidade dos aços inoxidáveis e super inoxidáveis, sendo empregadas apenas em condições extremas, como ambientes altamente corrosivos ou em elevada temperatura, devido ao seu elevado valor comercial. A compatibilidade metalúrgica do níquel também o torna base de diversas ligas binárias e ternárias, essas apresentando, de uma maneira geral, uma elevada resistência a corrosão e excelentes propriedades em altas temperaturas (WESSEL, 2004). Abaixo na Tabela 4 podemos conferir algumas das ligas de níquel junto de seus números PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), que delimita a resistência à corrosão por pitting de uma liga através de um cálculo envolvendo seus elementos de liga.

Tabela 4 – Valores de PREN para algumas ligas de níquel.

Liga	UNS	PREN
825	N08825	31
625	N06625	51
C-4	N06455	69
C-22 ou 22	N06022	70
C-276	N10276	75
C-2000	N06200	76
59	N06059	76
C-22HS	N07022	77
686	N06686	80
HYBRID-BC1	N10362	88

Fonte: Adaptado de Carranza e Rodríguez, 2017.

As ligas de níquel possuem mais de 50% de sua massa em níquel, contando com algumas exceções que podem chegar à 35%. Suas microestruturas são cúbicas de face centradas (CFC) com uma matriz de fase gama (γ), constituída basicamente apenas de níquel (KLAPPER; ZADOROZNE; REBAK, 2017). As ligas de níquel podem ser divididas em duas categorias principais, as ligas CRA (*Corrosion-resistant alloys*), desenvolvidas para uso em ambientes úmidos, e as ligas HTA (*High-Temperature Alloys*), projetadas para uso em ambientes secos

com corrosão gerada por gases (CARRANZA; RODRÍGUEZ, 2017). Na Tabela 5 e Tabela 6 estão listadas algumas das ligas CRA e HTA juntamente com um resumo de suas aplicações.

Tabela 5 - Ligas de níquel CRA.

Fonte: Adaptado de Klapper, Zadorozne e Rebak, 2017.

Tabela 6 - Ligas de níquel HTA.

Liga	UNS	Composição Nominal Aproximada (%)	Aplicações de alta temperatura
75	N06075	78Ni - 20Cr - 0,4Ti	Turbinas a gás e componentes de tratamento térmico
230	N06230	57Ni - 22Cr - 14W - 2Mo - 0,3Al - 0,02La	Turbinas a gás e tubos de superaquecedor
600	N06600	75Ni - 16Cr - 9Fe	Fornalhas
601	N06601	60Ni - 23Cr - 15Fe - 1,4Al - 0,3Ti	Fornalhas e câmaras de combustão
X	N06602	47Ni - 22Cr - 18Fe - 9Mo - 1,5Co - 0,6W	Câmaras de combustão e componentes de tratamento térmico
617	N06617	55Ni - 22Cr - 12Co - 9Mo - 1Al	Latas das câmaras de combustão de turbinas a gás e fornalhas
214	N07214	75Ni - 16Cr - 4,5Al - 3Fe - 0,01Y	Tratamento térmico especializado e peças de turbinas
X-750	N07750	72Ni - 16Cr - 7Fe - 2,5Ti - 1Nb - 0,6Al	Turbinas a gás, vasos de pressão e aplicações nucleares
625	N06625	62Ni - 21Cr - 9Mo - 3,7Nb	Aeroespacial e controle de poluição
718	N07718	53Ni - 19Cr - 18Fe - 5Nb - 3Mo - 1Ti - 0,5Al	Turbinas a gás, motores de foguete e aplicações nucleares

Fonte: Adaptado de Klapper, Zadorozne e Rebak, 2017.

2.2.1 Liga de Níquel Inconel 625

As ligas de níquel Inconel pertencem às superligas binárias Ni-Cr, cobrindo uma grande gama de composições e propriedades mecânicas (THOMAS et al., 2006). Essas ligas apresentam boa dureza e resistência mecânica, sendo capazes de manter suas propriedades mecânicas e químicas até em temperaturas extremas (WANG et al., 2013). Devido a sua composição ser primariamente de níquel e cromo, com adições de elementos como Al, Ti, Nb, Co, Cu e W, a sua resistência à corrosão e oxidação é bastante alta, fazendo com que essas

superligas sejam comumente empregadas em turbinas, usinas nucleares, indústria de óleo e gás, entre outras (THOMAS et al., 2006).

A superliga de níquel Inconel 625 é uma liga forjada, desenvolvida pela Special Materials Corporation, para a utilização em temperaturas criogênicas até em torno de 982 °C (SPECIAL MATERIALS CORPORATION, 2021). Este material conta com boa resistência à tração, resistência à fluência, boa fabricação, e excelente resistência à corrosão, mesmo exposto a altas temperaturas (XU et al., 2013). A composição química do Inconel 625, assim como suas propriedades mecânicas no formato de barra laminada podem ser vistas através da Tabela 7.

Tabela 7 - Composição química e propriedades mecânicas do Inconel 625 na forma de barra laminada.

Composição química (%)		Propriedades mecânicas	
Ni	58,0 mín.	Resistencia à tração (MPa)	827-1103
Cr	20,0-23,0		
Fe	5,0 máx.	Limite de escoamento (Mpa)	414-758
Mo	8,0-10,0		
Nb (+Ta)	3,15-4,15	Alongamento (%)	60-30
C	0,10 máx.	Redução de área (%)	60-40
Mn	0,50 máx.		
Si	0,50 máx.	Dureza Brinell	175-240
P	0,015 máx.		
S	0,015 máx.		
Al	0,40 máx.		
Ti	0,40 máx.		
Co	1,0 máx.		

Fonte: Adaptado de Special Materials Corporation, 2021.

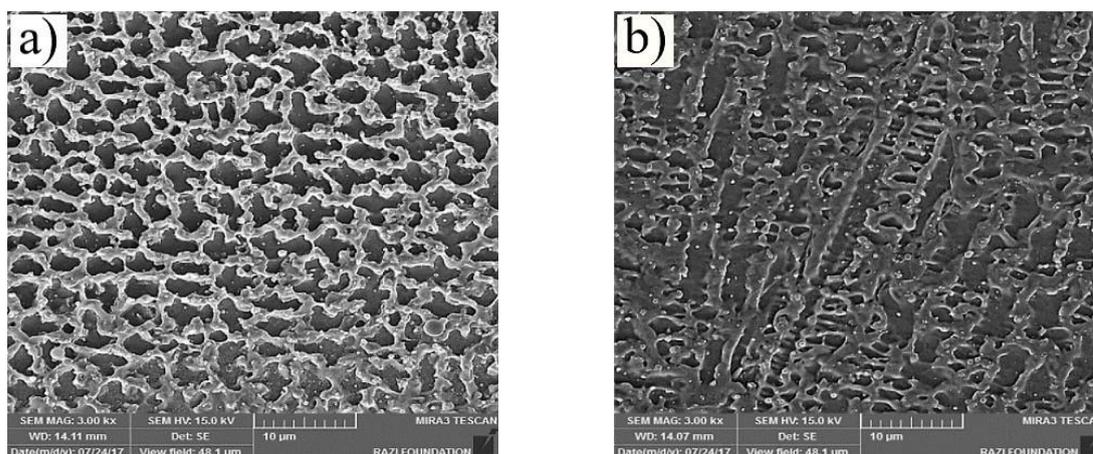
O Inconel 625 é composto majoritariamente de Ni, Cr, Mo e Nb, onde o Cr aumenta a resistência à oxidação em altas temperaturas da liga, o Mo aumenta de uma maneira geral a resistência à corrosão e o Nb reduz a ocorrência de corrosão intergranular devido a formação de carbonetos (BAN et al., 2016). Além dessas características, o Inconel 625 possui excelente soldabilidade e propriedades de soldagem se compararmos com aços de alta liga (KIM; PARK; LEE, 2015). As propriedades do Inconel 625 fazem com que ele seja a principal liga utilizada pela indústria de óleo e gás para o revestimento de componentes, causando um aumento considerável da vida útil das peças expostas aos ambientes corrosivos (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015).

2.2.2 Metalurgia da Soldagem em Inconel

A alta concentração de elementos de liga nas ligas Inconel o torna suscetível à formação de precipitados e fases secundárias. Sua microestrutura base conta apenas com a fase austenítica γ . Essa fase apresenta uma organização CFC desde a temperatura ambiente até seu ponto de derretimento. A fase γ é constituída principalmente de Ni com a inclusão de elementos como Co, Mo e Nb, que enrijecem a matriz, travando seus movimentos, fazendo com que haja um aumento da resistência mecânica da liga. Segundo Xu et al. (2017), a liga Inconel 625 na forma de depósito possui uma aparência dendrítica colunar e coaxial, que podem ser observadas através da Figura 13. Devido, também, a essa liga ser endurecida por precipitação, deve haver um recozimento, para solubilizar os elementos na matriz, em temperaturas entre 1000°C a 1200°C, com rápido resfriamento para evitar a formação de precipitados indesejáveis. Abaixo podemos observar, através da Figura 14, o gráfico TTT aproximado para as ligas de Inconel 625 (DAVID et al., 2015).

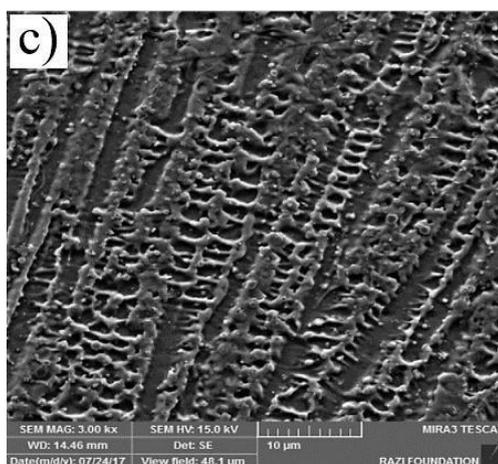
Como observado no gráfico TTT, as ligas de níquel podem formar diversos precipitados e fases diferentes. Segundo Lemos et al. (2017), as fases intermetálicas mais comumente formadas nessas ligas são os carbonetos MC, M_6C e $M_{23}C_6$, fases γ' ($Ni_3(Al,Ti)$) e γ'' ($Ni_3(Nb,Al,Ti)$), $Ni_2(Cr,Mo)$ e as fases de compostos intermetálicos topologicamente compactas, ou TCP (*topologically close-packed*), δ (Ni_3Nb) e Laves.

Figura 13 - Microestrutura dendrítica de Inconel 625 depositado em Inconel 738 por processo Laser. a) Dendritas coaxiais; b) Dendritas coaxiais e colunares.



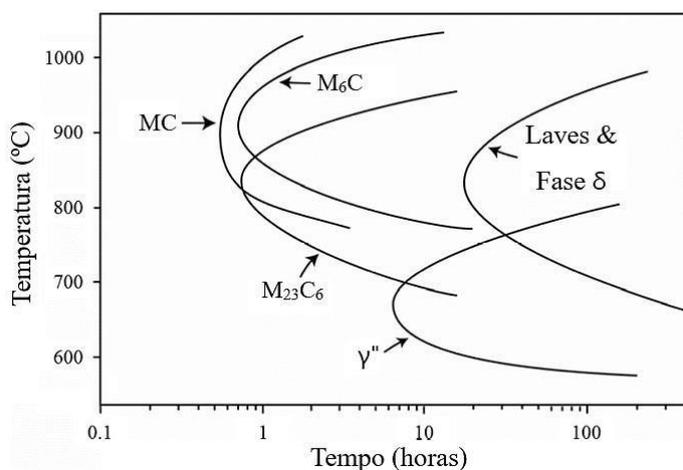
Fonte: Adaptado de Fesharaki et al. 2018.

Figura 13 (continuação)- Microestrutura dendrítica de Inconel 625 depositado em Inconel 738 por processo Laser.
c) Dendritas colunares



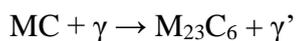
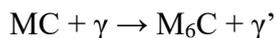
Fonte: Adaptado de Fesharaki et al. 2018.

Figura 14 - Gráfico TTT para a liga Inconel 625



Fonte: Adaptado de Moore et al. 2017.

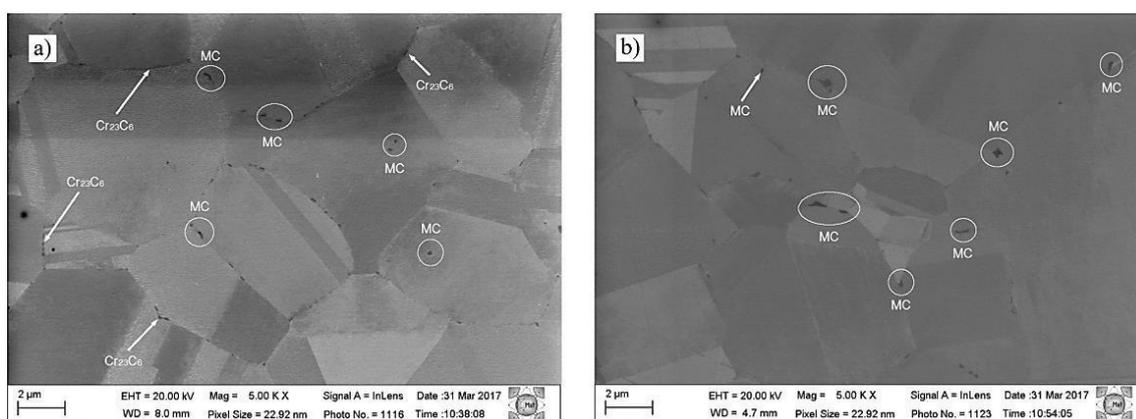
Os carbonetos se formam nos contornos de grão, prevenindo o movimento intergranular e aumentando a resistência mecânica das ligas. Comumente os carbonetos são formados juntando carbono com metais refratários como Ti, Mo e Zr (DAVID et al., 2015). A precipitação deles se dá na faixa de temperatura 760 °C - 980 °C, onde o MC, já presente na fase líquida durante a solidificação, se transforma em M_6C e $M_{23}C_6$ quando exposto à altas temperaturas por períodos prolongados (SHANKAR; RAO; MANNAN, 2001). As reações de transformação são apresentadas a seguir, onde o “M” indica algum elemento metálico (DAVID et al., 2015).



Para o Inconel 625, os carbonetos principais presentes nos contornos de grão são o M_6C e $M_{23}C_6$, e ambos possuem padrões de difração de raio X muito semelhantes, sendo necessário o emprego de EDS para a identificação (SUNDARARAMAN; MUKHOPADHYAY; BANERJEE, 1997). O M_6C é formado primariamente de Mo com pequenas substituições de Cr, e o $M_{23}C_6$ é rico em Cr, com substituições parciais de Mo e Ni (LEMOS et al., 2017). Segundo Sundararaman, Mukhopadhyay e Banerjee (1997), também, os carbonetos podem formar um filme contínuo nos contornos de grão, flanqueado por zonas livres de precipitados, reduz a ductilidade das ligas de Ni, o que pode levar a uma redução na resistência ao impacto do material e formação de trincas se o material for submetido a cargas cíclicas.

A Figura 15 demonstra os estudos de Pereira et al. (2018), onde identificaram, previamente, com a ajuda do EDS a presença de carbonetos MC e $M_{23}C_6$ no Inconel 625 recozido. É possível observar que os carbonetos MC se apresentam em depósitos grandes, podendo ser encontrado tanto nos contornos de grão quanto dentro dos próprios grãos. O $M_{23}C_6$ possui uma aparência mais fina, sendo encontrado de forma mais dispersa ao longo dos contornos de grão.

Figura 15 - Carbonetos MC e $M_{23}C_6$ encontrados no Inconel 625 através do MEV.

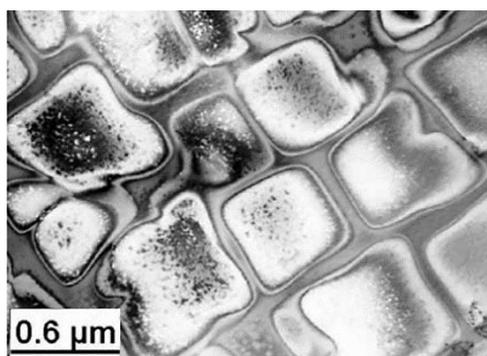


Fonte: Adaptado de Pereira et al. 2018.

A fase intermetálica γ' possui uma estrutura cristalina com formato cúbico, como visto na Figura 16, e pode se apresentar como Ni_3Al , Ni_3Ti ou $Ni_3(Al,Ti)$ (GUZMAN et al., 2012). A fase γ' é mais presente em ligas de níquel para alta temperatura, devido a maior presença de Al na composição (MIGNANELLI et al., 2017), pois segundo Mignanelli et al. (2014), em ligas

de níquel quaternárias Ni–Cr–Al–Nb, maiores razões entre a quantidade de Al sobre Nb fazem com que a liga tenha uma maior presença da fase γ' sobre a fase γ'' . Sua função é semelhante ao da fase γ'' , melhorar as propriedades mecânicas do material, porém em um grau menor do que a fase γ'' (SLAMA; ABDELLAOUI, 2000). Segundo Sundararaman et al. (1999) a fase γ' não precipita comumente nas ligas Inconel 625.

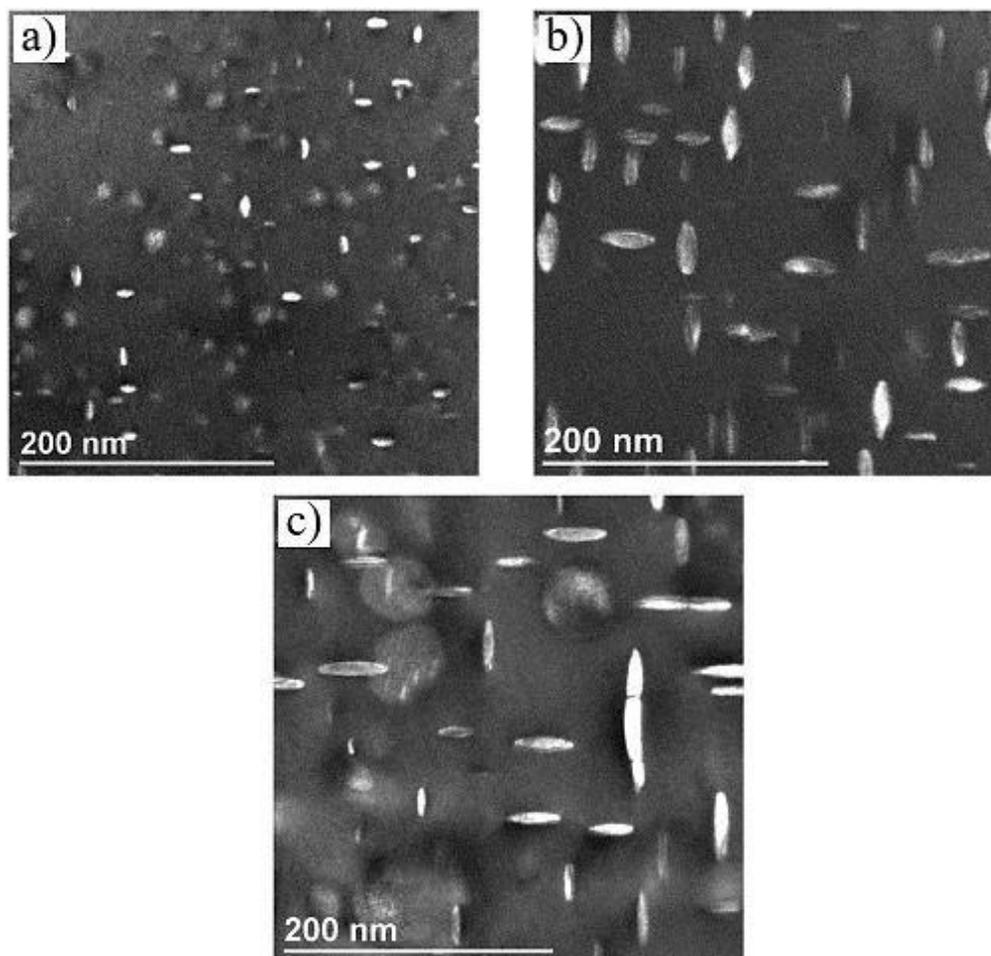
Figura 16 - Cubos de γ' na matriz γ observados por microscópio de transmissão (TEM).



Fonte: David et al. 2015.

As principais fases intermetálicas responsáveis pelo reforço das propriedades mecânicas no Inconel 625 são as fases γ'' ($\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Al},\text{Ti})$) e $\text{Ni}_2(\text{Cr},\text{Mo})$ (PAI; SUNDARARAMAN, 2005). A fase γ'' possui um formato de disco e é encontrada paralela aos planos da matriz γ , começando a se formar em temperaturas de envelhecimento superiores à 400°C (Pai e Sundararaman (2005) e Slama e Abdellaoui (2000)). Segundo Slama e Abdellaoui (2000), nas ligas Inconel 718, a razão entre fase γ'' e γ' é de 4:1. A fase γ'' , no entanto, é metaestável, e em exposições a temperaturas de operação maiores que 650°C , ocorre uma lenta transformação da fase γ'' na fase deletéria TCP δ , limitando a utilização dos aços com bastante presença de fase γ'' nesses casos (MIGNANELLI et al., 2017). A fase γ'' , com um formato de disco mais claro, pode ser observada na Figura 17, onde uma amostra de Inconel 625 foi envelhecida artificialmente a 650°C por diferentes tempos.

Figura 17 - Microestrutura de Inconel 625 envelhecido artificialmente vista por microscópio eletrônico de transmissão. a) 100 horas de envelhecimento; b) 200 horas e c) 1000 horas.



Fonte: Adaptado de Moore, Burke e Palmiere, 2016.

Os estudos de Sundararaman et al. (1999) comprovaram a presença da fase $\text{Ni}_2(\text{Cr},\text{Mo})$ nas ligas de Inconel 625. Essa fase se forma devido a exposição da liga a temperaturas abaixo de 600°C por períodos muito prolongados e possui uma aparência semelhante a um floco de neve. Em seu trabalho, foram selecionadas pequenas fatias de uma tubulação de Inconel 625 que estava em serviço durante 70000 horas. A fase $\text{Ni}_2(\text{Cr},\text{Mo})$ se formou junto da fase γ'' na matriz γ , e sua presença aumentou a dureza da liga. A fase desapareceu quase completamente com apenas 5 horas de tratamento térmico a 700°C , indicando que ela não é estável em temperaturas superiores a 600°C (SUNDARARAMAN et al., 1999).

Diferentemente das fases citadas anteriormente, as fases topologicamente compactas (TCP) não são comumente encontradas em ligas de níquel comerciais. Essas fases são encontradas costumeiramente após processos de soldagem, com sua formação sendo devido a uma solidificação incorreta, ou exposição do material a altas temperaturas por períodos

prolongados. A formação de pequenas quantidades de fases TCP durante o processo de soldagem pode levar o material a ter trincas a quente e uma degradação das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (OGBORN; OLSON; CIESLAK, 1995).

Uma das fases TCP mais comuns de ser encontrada nas ligas de Inconel 625 é fase delta (δ). A fase intermetálica δ pode ser formada em altas temperaturas nucleando diretamente da matriz γ , ou em tempos de exposição prolongados em temperaturas menores, onde a fase metaestável γ'' se transforma em partículas de δ com o formato de agulhas (SUNDARARAMAN; BANERJEE; MORI, 2001).

Nos estudos de Ban et al. (2016), foram feitos depósitos de Inconel 625 pelo processo MIG na forma de arame no interior de uma tubulação de ASTM A333 grau 6, com os seguintes parâmetros de soldagens mostrados na Tabela 8. Após isso, foram recortadas amostras da tubulação que foram posteriormente envelhecidas artificialmente em um forno por 24 horas em quatro temperaturas diferentes, 650, 750, 850 e 950 °C, para tentar gerar precipitações diferentes seguindo o gráfico TTT. Foi empregado o ensaio de polarização cíclica para comparar a resistência à corrosão entre as quatro condições.

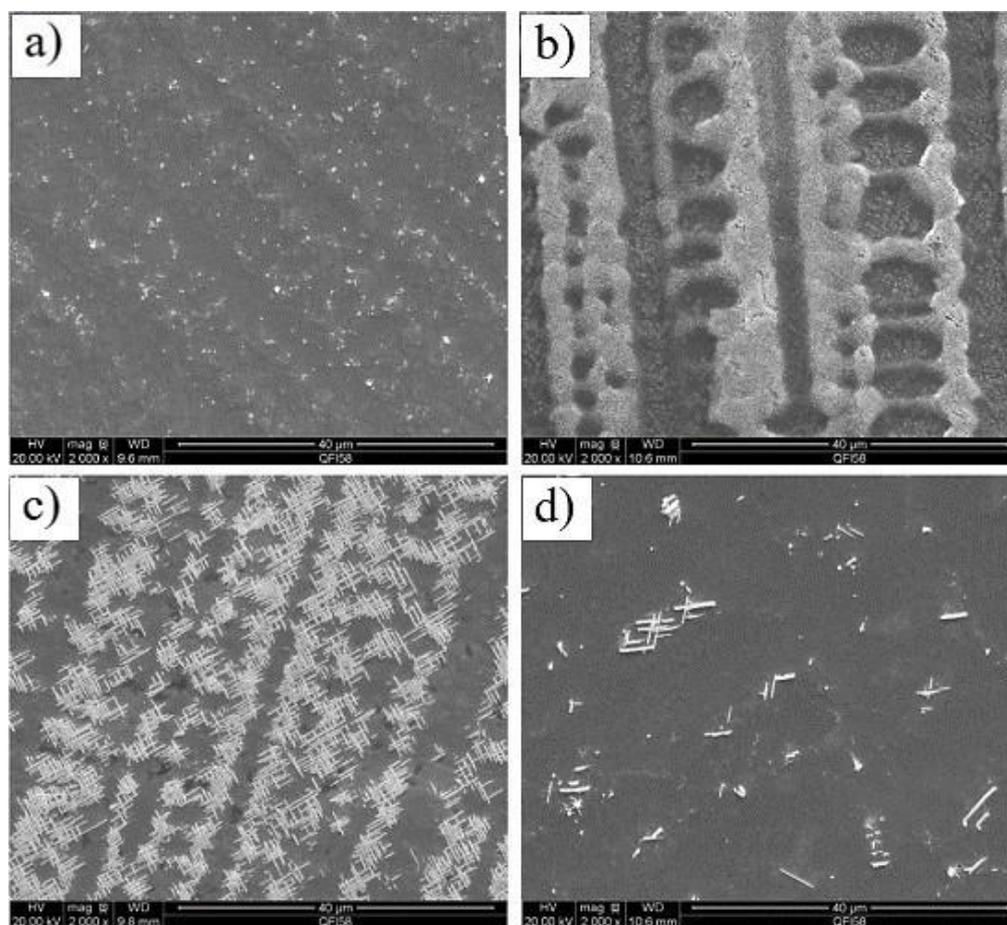
Tabela 8 – Parâmetros de soldagem da deposição de Inconel 625 no A333 GR6.

Metal de adição	Corrente (A)	Potencial (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Velocidade de alimentação (cm/min)
Inconel 625	193	14	19,6	105

Fonte: Adaptado de Ban et al. 2016.

A Figura 18 mostra as microestruturas geradas por MEV resultantes dos ensaios de Ban et al. (2016). A Figura 18 (a) mostra apenas algumas fases secundárias, destacadas em branco, em uma região interdendrítica do Inconel 625. Com 750°C de envelhecimento, Figura 18 (b), é possível observar já a presença de fase γ'' mais fina ao longo da região interdendrítica. Já a Figura 18 (c) mostra claramente o fenômeno de transformação da fase γ'' em fase δ , onde a fase γ'' já se transformou quase completamente em fase δ . Na última condição de tratamento térmico, Figura 18 (d), tanto a fase γ'' quanto a fase δ já desapareceram quase completamente em relação às condições anteriores.

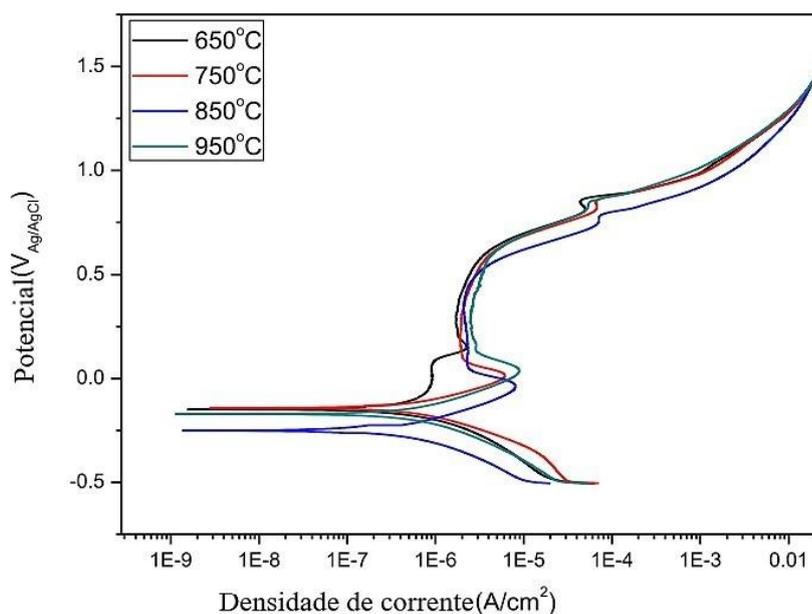
Figura 18 - Microestruturas observadas por MEV do Inconel 625 depositado por MIG. a) 650 horas; b) 750 horas; c) 850 horas; d) 950 horas.



Fonte: Adaptado de Ban et al. 2016.

A Figura 19 e Tabela 9 mostram os resultados dos ensaios de polarização cíclica de Ban et al. (2016). Para a temperatura de envelhecimento de 850 °C, onde se obteve a maior quantidade de fase δ , apresentou potenciais de corrosão e de pitting ligeiramente menores que as outras condições, com todas as outras condições, 650, 750 e 950 °C, apresentando comportamentos bastante similares. Esse acontecimento pode indicar uma menor resistência à corrosão do material devido à maiores quantidades de fase δ formada.

Figura 19 - Gráfico de polarização cíclica das condições envelhecidas de Inconel 625 depositado por MIG.



Fonte: Adaptado de Ban et al. 2016.

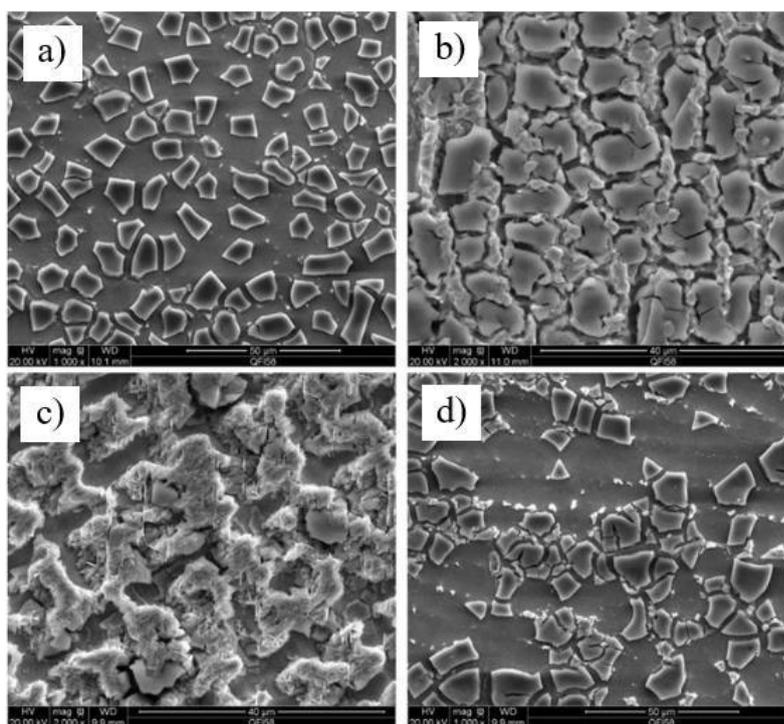
Tabela 9 – Valores de potenciais e corrente obtidos nos ensaios de polarização do Inconel 625 depositado por MIG.

	650°C	750°C	850°C	950°C
E_{corr} (mV)	-149,1	-142,1	-249,7	-171,8
E_{pit} (mV)	637,0	619,5	487,0	585,2
ΔE (mV)	786,2	761,7	736,7	756,9
I_{corr} (nA)	973,5	691,0	367,3	732,8

Fonte: Adaptado de Ban et al. 2016.

Também é válido observar no estudo de Ban et al. (2016) em que apesar do comportamento nas curvas de polarização indicarem a formação de pites, não houve corrosão por pitting em nenhuma das condições. A Figura 20 demonstra as superfícies das amostras após os ensaios de polarização cíclica. Em todas as superfícies apareceram produtos de corrosão consistindo de Nb, Mo e O. Nestes casos, a matriz dendrítica serviu como um anodo de sacrifício para que ocorresse corrosão galvânica no material.

Figura 20 - Microestruturas, após ensaios de polarização cíclica, observadas por MEV do Inconel 625 depositado por MIG. a) 650 horas; b) 750 horas; c) 850 horas; d) 950 horas.

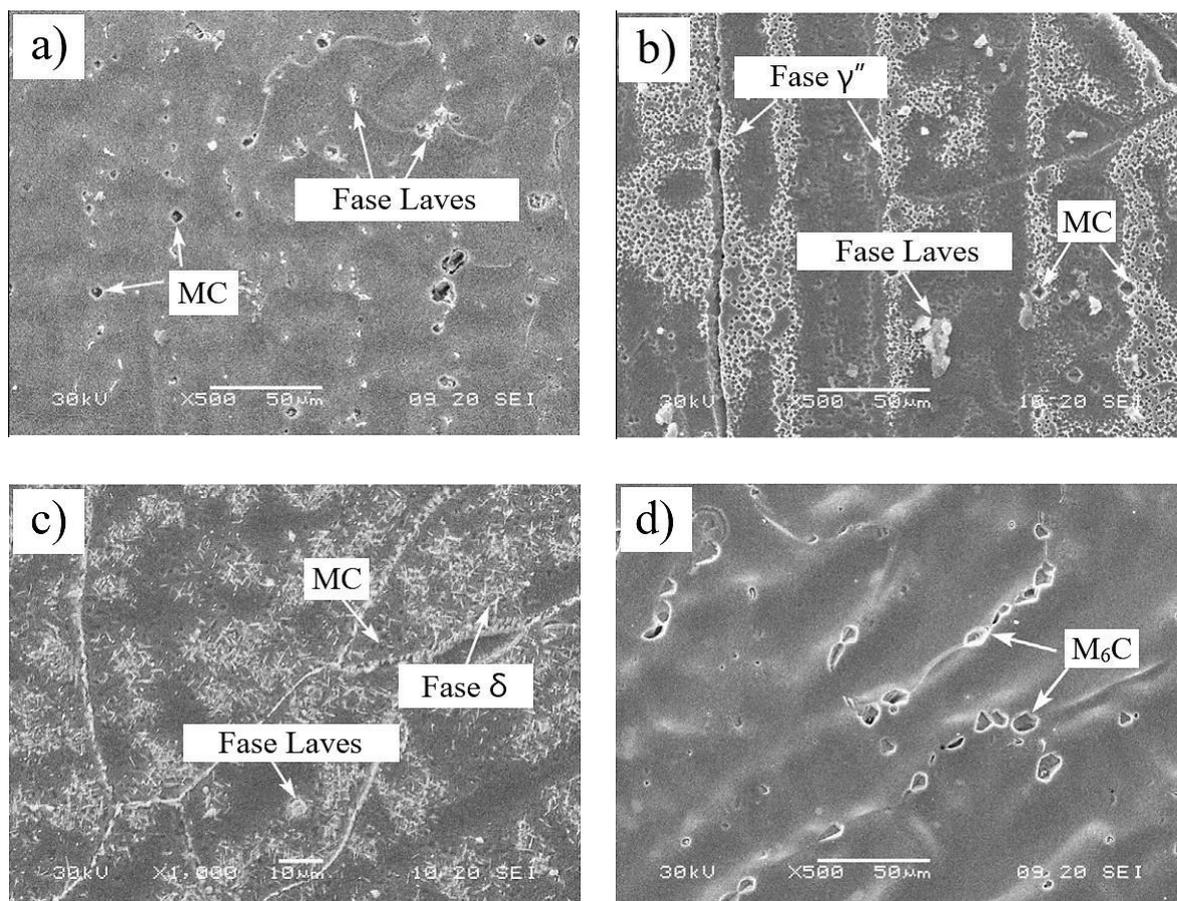


Fonte: Adaptado de Ban et al. 2016.

Outra fase intermetálica comumente encontrada no Inconel 625 é fase Laves, que possui uma composição A_2B , onde A pode ser Ni, Cr ou Fe, e B indica Nb, Mo ou Ti (XING; DI; WANG, 2014). Segundo Ram et al. (2005) e Qi, Azer e Ritter (2009), a fase Laves já foi comprovada de ser prejudicial para as propriedades mecânicas da liga, ocorrendo uma diminuição da ductilidade, resistência à fadiga e à ruptura. Isso se deve a fase Laves retirar os principais elementos de liga necessários para o endurecimento por precipitação do material (QI; AZER; RITTER, 2009). Na Figura 21 podemos observar imagens da microestrutura do Inconel 625 depositado por processo TIG e tratado termicamente após, por 4 horas, em diferentes temperaturas, 650°C, 750°C, 850°C e 950 °C, geradas no trabalho de Xing, Di e Wang (2014). Segundo os autores, Xing, Di e Wang (2014), na Figura 21 (a) pouco mudou na microestrutura do material desde como ele foi soldado, apresentando alguns carbonetos e uma quantia elevada de fase Laves. Com o aumento na temperatura, na Figura 21 (b) observamos uma diminuição da fase Laves, com uma aparição marcante da fase γ'' . A 850°C, Figura 21 (c), ocorre uma diminuição das fases γ'' , Laves e de carbonetos MC, ocorrendo também o surgimento de uma fase secundária com aparência de agulhas, fase δ . Na última condição, ambas as fases γ'' e δ desaparecem quase completamente, sobrando uma fase secundária identificada por TEM como

M_6C . A literatura aponta que a maneira de remover a fase Laves da estrutura bruta de fusão, gerada por soldagem, é conduzir um tratamento térmico no material a temperaturas superiores a $1040^{\circ}C$. Isso, porém, levaria ao aumento do tamanho de grão do material, e se conduzido a temperaturas menores, à formação de fase δ (RAM et al., 2005).

Figura 21 - Microestrutura por MEV de Inconel 625 depositado por GTAW, com diferentes temperaturas de tratamento térmico pós soldagem. a) $650^{\circ}C$; b) $750^{\circ}C$; c) $850^{\circ}C$; d) $950^{\circ}C$.



Fonte: Adaptado de Xing, Di e Wang, 2014.

2.3 Polarização Potenciodinâmica Cíclica

Alguns metais e ligas se protegem de ambientes corrosivos através de uma camada passiva protetora, que pode ser definida como um filme de óxidos que cobre toda a superfície do material. Essa camada, no entanto, pode ser destruída através de métodos eletroquímicos ou mecânicos, causando uma corrosão localizada, como corrosão por pitting e por fresta, na região onde ela se rompeu (ESMAILZADEH; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018).

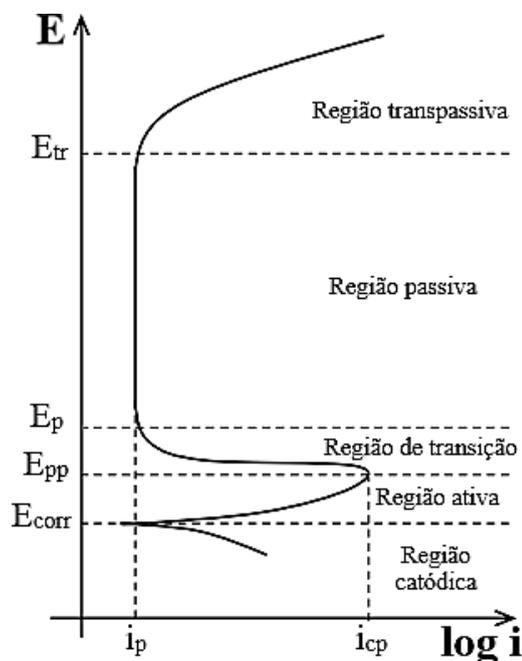
Como uma maneira de prever a resistência a corrosão localizada é utilizado o ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica. O ensaio se dá início colocando a amostra de trabalho

em contato com um eletrólito, composto por água destilada e 3,5% de NaCl (ASTM INTERNATIONAL; 2018), até se criar um potencial de circuito aberto (OCP), que é o potencial elétrico da amostra, medido pelo eletrodo de referência também em contato com o eletrólito, sem corrente líquida circulando pelo sistema. O eletrodo de referência recomendado pela ASTM G61 (2018) é o de calomelano saturado, SCE (*Saturated Calomel Electrode*), mas comumente também é empregado o de prata/cloreto de prata, Ag/AgCl. Para se obter o OCP, a amostra deve ficar neste estado até apresentar uma variação de menos de 3 mV/min de potencial (ESMAILZADEH; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018). Além do eletrodo de referência, também é necessário um contra eletrodo, que é recomendado pela ASTM G61 (2018) a utilização de um fio, ou chapa fina, de platina, contando que este tenha uma área de contato, com o eletrólito, no mínimo duas vezes maior que a amostra. Após então, se inicia o ensaio, com a aplicação de um crescente potencial elétrico de 0,6 V/h pelo potenciostato (ASTM INTERNATIONAL; 2018).

A Figura 22 demonstra as regiões e alguns potenciais presentes em uma curva de polarização cíclica. O ensaio se inicia na região catódica, e com o aumento do potencial, chegamos no potencial de corrosão (E_{corr}), que é caracterizado por uma baixa densidade de corrente, e por ser a divisão entre a região anódica e catódica. Logo após, percebemos um aumento considerável e em seguida uma diminuição na densidade de corrente. Este fenômeno acontece devido ao material ter começado a formar sua camada passiva, se protegendo do ambiente corrosivo e fazendo com que a densidade de corrente diminuísse novamente. O potencial no ponto onde a densidade de corrente é revertida, também chamada de densidade de corrente de passivação completa ou i_{cp} , se chama de potencial de passivação primária, ou E_{pp} (ARAÚJO, 1999). A densidade de corrente então se estabiliza em um valor chamado de densidade de corrente passiva, i_p , e obtemos o potencial de passivação, E_p , que dita o início da região passiva da curva, onde não há corrosão no material devido a sua passivação completa. A taxa de aumento de potencial segue, então, até haver um aumento abrupto da densidade de corrente novamente. Este ponto onde há o aumento de densidade de corrente é o que chamamos de potencial de transpassivação, E_{tr} . Este ponto pode indicar dois fenômenos principais, a corrosão localizada no material, ou a evolução de oxigênio, que consiste na decomposição das moléculas de água. No caso da formação de corrosão localizada no material, o E_{tr} passa a ser chamado de E_{bd} , ou potencial de *breakdown*, podendo também ser mais específico, e sendo chamado de potencial de pitting E_{pit} , caso haja a presença de pitting no material, ou potencial de corrosão por fresta, E_{crev} , caso haja presença de corrosão por fresta no material (BELLEZZE;

GIULIANI; ROVENTI, 2018). Quanto maior for a diferença entre o E_{bd} e o E_{corr} , maior será a resistência a corrosão localizada do material (ARAÚJO, 1999).

Figura 22 - Regiões de curva de polarização potenciodinâmica cíclica.



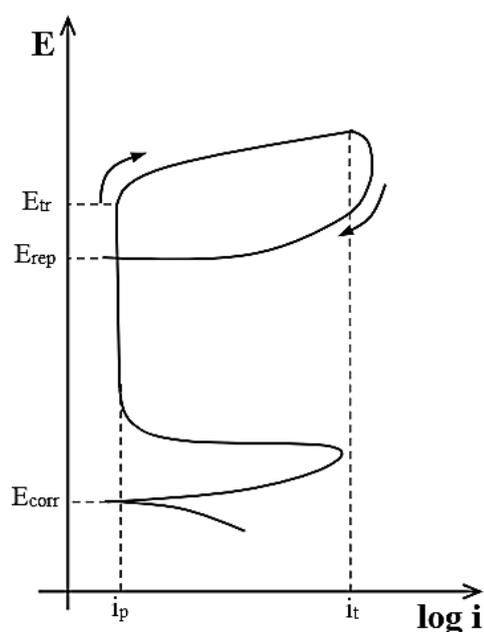
Fonte: Adaptado de Bellezze, Giuliani e Roventi, 2018.

Após a obtenção do potencial de *breakdown*, a densidade de corrente irá continuar a aumentar até chegar em um valor específico chamado de densidade de corrente de reversão, i_t (ARAÚJO, 1999), determinado como 5 mA/cm² (ASTM INTERNATIONAL; 2018). Neste ponto, a varredura de potencial se inverte, e o potencial elétrico imposto começa a diminuir. Aqui poderemos observar o comportamento do material no ciclo reverso, que dirá se o material irá se repassivar, ou não, e o quão fácil o material se repassivou.

Durante o ciclo reverso, que pode ser visto na Figura 23, a varredura continua até cruzar a curva gerada no ciclo normal. Este ponto de interseção se chama de potencial de repassivação, E_{rep} (ESMAILZADEH; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018). O fenômeno de repassivação, ou regeneração da camada passiva, ocorre apenas nos casos em que o E_{rep} possui um valor maior do que E_{corr} . A regeneração da camada passiva representa o ponto em que a propagação de pites no material se cessa. Caso o E_{rep} apresentar um valor menor que o E_{corr} , não ocorrerá a repassivação do material, e o material continuará ativo propagando os pites já formados (ARAÚJO, 1999). A diferença entre os potenciais pitting e o de repassivação, $E_{pit} - E_{rep}$, é chamada de histerese, e ela indica a quantidade de corrosão localizada, sendo a mais comum

pitting, sofrida pelo material. Quanto maior a histerese de um material, mais difícil foi o processo de repassivação do mesmo (ESMAILZADEH; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018).

Figura 23 – Curva de polarização potenciodinâmica cíclica com ciclo reverso.

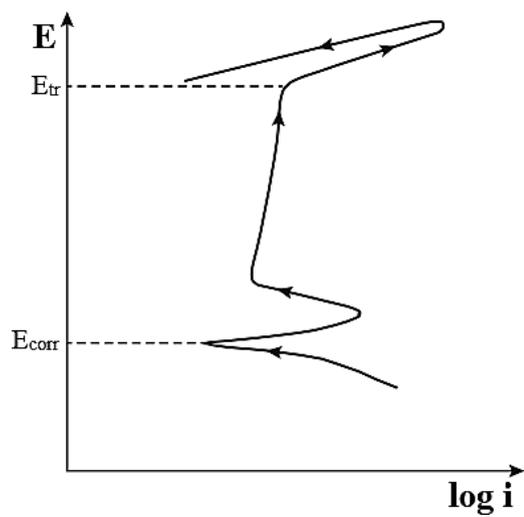


Fonte: Adaptado de Esmailzadeh, Aliofkhazraei e Sarlak, 2018.

Dentro da histerese ainda podemos dividi-la em duas categorias, a histerese positiva e a histerese negativa. A histerese positiva é o tipo de histerese já observado na Figura 23. Esse tipo de histerese está relacionado a presença de corrosão localizada no material, causando um aumento de densidade de corrente em relação ao mesmo potencial no ciclo normal do ensaio. Já a histerese negativa, observada na Figura 24, ocorre quando não há a quebra da camada passiva no material, demonstrando alta resistência à corrosão localizada do mesmo, e é atingido o potencial de decomposição da água, ou evolução do oxigênio, fazendo com que haja um aumento na densidade de corrente. A reação de decomposição da água pode ser dada por $2\text{H}_2\text{O}$

$= \text{O}_2 + 4\text{H}^+ + 4\text{e}^-$ (ESMAILZADEH; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018).

Figura 24 - Histerese negativa no ciclo reverso da curva de polarização potenciodinâmica cíclica.

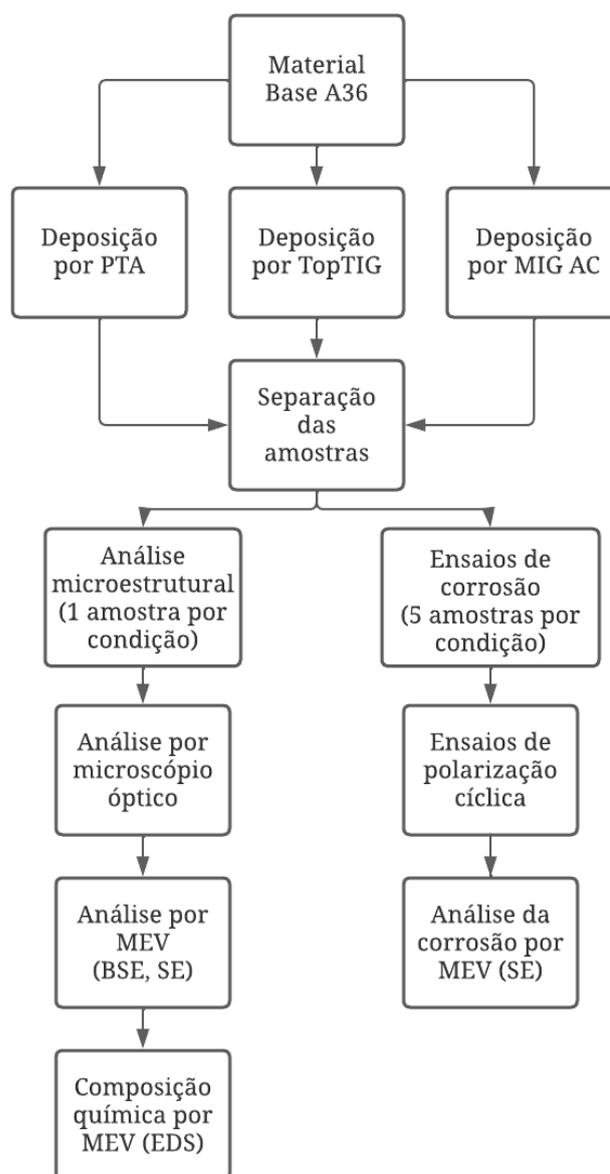


Fonte: Adaptado de Esmailzadeh, Aliofkhazraei e Sarlak, 2018.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho foi desenvolvido utilizando equipamentos e materiais do Laboratório de Metalografia da Universidade de Passo Fundo e do LABSOLDA da Universidade Federal de Santa Catarina. Nesta seção serão apresentados os materiais utilizados e a metodologia, que pode ser vista na Figura 25, em detalhes.

Figura 25 - Fluxograma da metodologia proposta



3.1 Materiais

Como material base foi utilizada uma chapa de 12,7 mm de espessura de aço ASTM A36, sua composição química pode ser vista na Tabela 10. Como material de adição, foi utilizado Inconel 625 na forma de pó para o processo PTA, e na forma de arame para os processos TopTIG e MIG AC. A composição química do Inconel 625 nas duas formas pode ser vista na Tabela 11.

Tabela 10 – Composição química nominal do aço ASTM A36

Elementos	Conteúdo (%)
C	0,25-0,29
Fe	98,0
Cu	0,20
Mn	1,03
P	0,04
Si	0,28
S	0,05

Fonte: AzoMaterials, 2012.

Tabela 11 – Composição química do Inconel 625 na forma de pó (PTA) e arame (TopTIG e MIG AC).

Pó		Arame	
Elementos	Conteúdo (%)	Elementos	Conteúdo (%)
C	0,011	C	0,10 máx.
Si	0,29	Si	0,50 máx.
S	0,003	S	0,015 máx.
P	0,003	P	0,02 máx.
Cr	22,50	Cr	20,00-23,00
Mo	9,30	Mo	8,00-10,00
Fe	0,47	Fe	5,00 máx.
Nb	3,49	Nb	3,15-4,15
Ni	63,90	Ni	58,00 mín.

Fonte: Weld-Inox, 2021.

3.2 Processos de Soldagem

Os processos de deposição por soldagem escolhidos foram o *Plasma Transferred Arc* (PTA), TopTIG, e MIG AC. Através das seguintes tabelas, Tabela 12, Tabela 13 e Tabela 14, Conseguimos observar os parâmetros utilizados para a deposição por cada processo.

Tabela 12 - Parâmetros utilizados na deposição de Inconel 625 por PTA.

Fonte: Autor, 2022.

Tabela 13 - Parâmetros utilizados na deposição de Inconel 625 por TopTIG.

Parâmetros e Variáveis	Valores	Unidades
Liga depositada	Inconel 625	-
Corrente de soldagem	220	A
Tensão média	10,5	V
Velocidade de soldagem	15	cm/min
Velocidade de alimentação	3	m/min

Fonte: Autor, 2022.

Tabela 14 - Parâmetros utilizados na deposição de Inconel 625 por MIG AC.

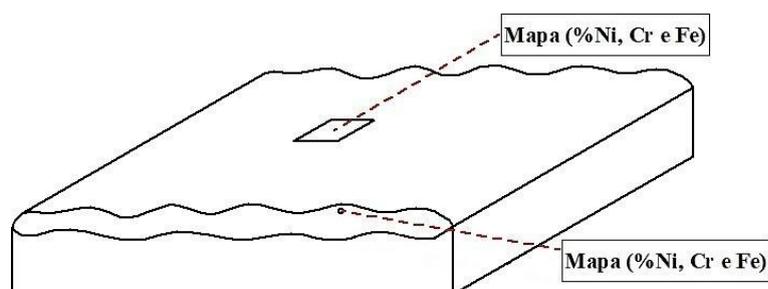
Parâmetros e Variáveis	Valores	Unidades
Liga depositada	Inconel 625	-
Corrente de pulso	360	A
Tempo de pulso	3,2	ms
Corrente de base	40	A
Tempo de base	3,2	ms
Corrente negativa	-52	A
Tempo de corrente negativa	7,6	ms
Velocidade de alimentação	11,7	m/min
Frequência	2	Hz
Velocidade de soldagem	20	cm/min
Vazão de gás	15	L/min

Fonte: Autor, 2022.

3.3 Composição Química

Foi empregado o MEV com a técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) para aquisição da composição química de diferentes regiões do Inconel 625. Serão avaliados, principalmente, os teores de ferro diluídos durante a soldagem. As duas regiões de interesse estudadas nesse trabalho são a superfície e a região transversal do revestimento. Na região transversal será feita uma análise da região próxima a superfície do revestimento. Será observado se houve diferença considerável na diluição química do material base no revestimento ao longo de sua altura. A Figura 26 representa as regiões onde serão feitas as medições de composição química.

Figura 26 - Esquema das regiões de medição da composição química.



Fonte: Autor, 2022.

3.4 Macrografias e Micrografias

A análise de microestrutura foi realizada utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV). A preparação foi realizada com lixamento sequencial e polimento utilizando alumina 1μ . No MEV foram utilizados dois detectores, elétrons retroespalhados (BSE) e elétrons secundários (SE). As amostras tiveram a superfície de análise divididas em duas regiões, uma região sem ataque químico para análise com BSE e outra com ataque químico para análise com SE. A ausência de ataque químico na análise com BSE se deve ao detector distinguir as fases pelo seu peso atômico. O ataque eletroquímico utilizado para a análise com SE empregou ácido oxálico (10% ácido oxálico e 90% H_2O), onde a amostra foi submersa e submetida a um potencial de 12 V por 20 segundos.

Para as macrografias as amostras foram lixadas sequencialmente, polidas com alumina $1\mu m$ e atacadas com Nital 10% por 10 segundos.

3.5 Polarização Potenciodinâmica Cíclica

Nos ensaios de polarização cíclica, foram buscados os potenciais de corrosão (E_{corr}), pitting (E_{pit}) e repassivação (E_{rep}), sendo empregados os parâmetros apresentados na Tabela 15. Todos os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM G61. Os equipamentos utilizados foram potenciostato marca Metrohm Autolab modelo PGSTAT128N, eletrodo de referência de Ag/AgCl, contra eletrodo de platina em solução de 1 mol/L de NaCl para imersão da amostra. Os ensaios foram realizados em ambiente desaerado com injeção de gás N_2 .

Tabela 15 - Parâmetros empregados nos ensaios de polarização cíclica.

Corrente de Retorno	1 mA/cm ²
Tempo de OCP	3600 s
Potencial Inicial	-0,3 V abaixo do OCP de cada amostra
Velocidade de Escaneamento	1 mV/s

Fonte: Autor, 2022.

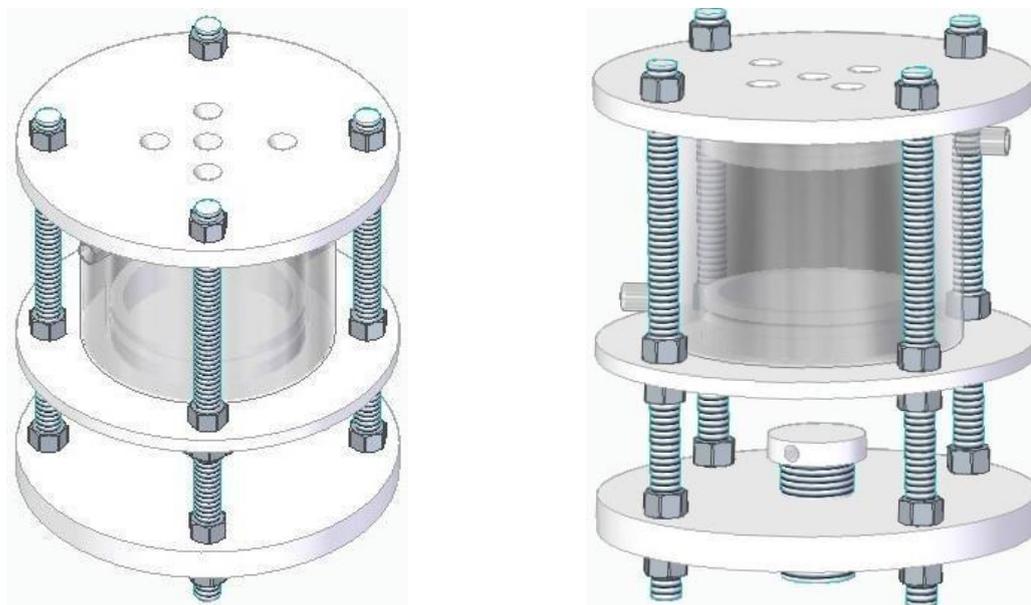
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para a condução dos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica, foi projetada uma célula específica, Figura 27, que isolasse a amostra e o meio reagente do ambiente externo.

O corpo da célula foi primeiramente construído utilizando um vidro de camisa dupla. Este modelo de corpo de célula apresentou resultados satisfatórios durante os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. No entanto, ao trabalharmos com temperaturas elevadas, esse modelo de célula apresentou uma trinca em sua camisa externa devido principalmente ao esforço mecânico de compressão juntamente da expansão térmica gerada pelo aquecimento.

Um segundo modelo do corpo da célula foi desenvolvido consistindo em um espesso tubo de vidro, atuando como a camisa interna da célula, e uma camisa externa fabricada utilizando nylon. A utilização de vidro no corpo da célula se deve ao mesmo apresentar um coeficiente de condução de calor mais favorável em relação a outros materiais metálicos.

Figura 27 – Célula para polarização potenciodinâmica cíclica e temperatura crítica de pitting desenvolvida.



Fonte: Autor, 2022.

Os ensaios de polarização potenciodinâmica geraram curvas de comportamento semelhante entre os grupos, com exceção das amostras depositadas pelo processo TopTIG. A Figura 28 apresenta um gráfico com uma curva representativa de cada grupo estudado. As curvas do grupo TopTIG se destacam das outras devido ao seu potencial de pitting mais elevado, assim como um comportamento de histerese positiva quando realizado o ciclo

reverso.

Figura 28 - Gráfico de polarização potenciodinâmica cíclica contendo todos os grupos.

Fonte: Autor, 2022.

Na Tabela 16 conseguimos observar os valores obtidos de potencial de corrosão, pitting e repassivação dos grupos estudados. Conseguimos, também, perceber que as amostras do grupo PTA e MIG AC não apresentaram um potencial de repassivação igual ao grupo TopTIG. Esse comportamento se deu graças a histerese negativa encontrada em todos os ensaios realizados no grupo.

Essa diferença considerável entre o comportamento das curvas e potencial de pitting entre o grupo TopTIG e os demais está possivelmente ligado ao tipo de corrosão que foi induzida devido a microestrutura resultante de cada processo. A maior dificuldade do processo TopTIG se repassar, ligado a um maior potencial de pitting podem indicar a formação de corrosão localizada no material. A corrosão localizada ataca o material de forma mais severa, dificultando a repassivação, no entanto também, esse tipo de corrosão possui maior dificuldade em quebrar a camada passiva do material.

As amostras do grupo PTA e MIG AC com seus menores potenciais de pitting e comportamento de curva no ciclo reverso com histerese negativa podem indicar a presença de uma corrosão interdendrítica. A corrosão interdendrítica tem uma maior facilidade de se iniciar devido a atacar a camada passiva do material em uma ampla área, no entanto, devido ao seu ataque de característica ampla, não consegue danificar tanto o material quanto uma corrosão localizada. Esse fenômeno explica a histerese negativa apresentada nesses grupos, já que o

material não sofreu um forte ataque, a camada passiva conseguiu se regenerar quase instantaneamente ao começar o ciclo reverso.

A Tabela 17 juntamente da Figura 29 evidenciam a diferença do potenciais de pitting encontrados nos ensaios de voltametria. Ambas as condições de TopTIG quanto PTA CS obtiveram resultados estatisticamente diferentes dos demais, sendo classificados em seus próprios grupos.

Tabela 16 - Média e desvio padrão dos resultados de polarização potenciodinâmica cíclica.

Processo	Variação	E_{corr} (mV)		E_{pit} (mV)		E_{rep} (mV)	
		Média	Desv. Pad.	Média	Desv. Pad.	Média	Desv. Pad.
PTA	Camada Simples	-198,22	83,12	734,14	21,44	-	-
	Camada Dupla	-252,84	23,24	695,73	6,96	-	-
TopTIG	Camada Simples	-72,64	38,26	1030,57	12,73	879,23	5,53
	Camada Dupla	-174,64	32,71	983,09	27,01	874,75	21,27
MIG AC	Camada Simples	-135,69	77,44	671,12	18,06	-	-
	Camada Dupla	-169,89	45,45	665,52	18,36	-	-

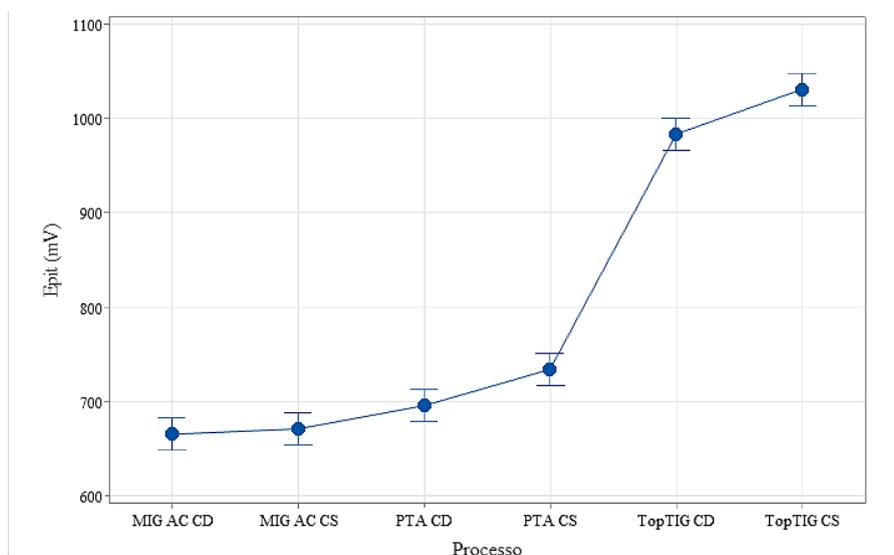
Fonte: Autor, 2022.

Tabela 17 – Teste de Tukey no potencial de pitting.

Processo	N	Média (mV)	Agrupamento			
TopTIG CS	5	1030,57	A			
TopTIG CD	5	983,1		B		
PTA CS	5	734,14			C	
PTA CD	5	695,73				D
MIG AC CS	5	671,12				D
MIG AC CD	5	665,52				D

Fonte: Autor, 2022.

Figura 29 – Gráfico com os valores médios de potencial de pitting junto de seu desvio padrão para cada processo.

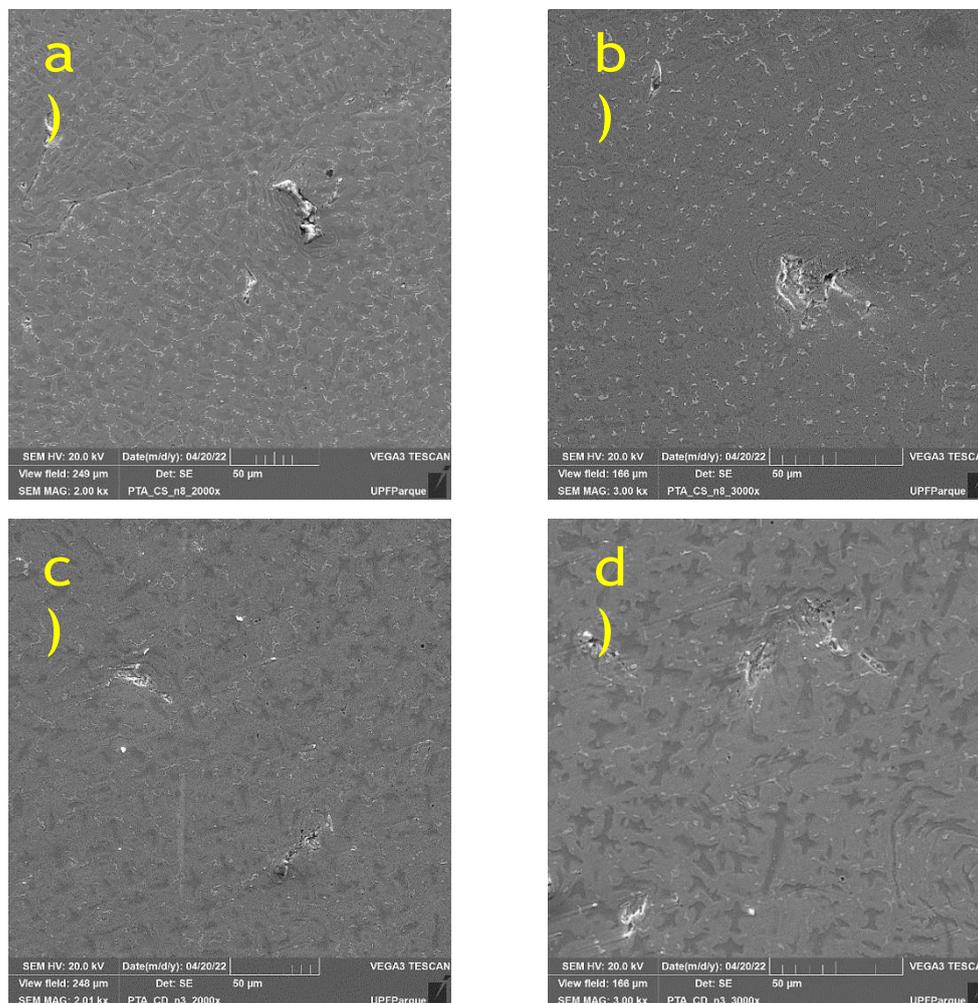


Fonte: Autor, 2022.

Conforme relatado anteriormente, nas amostras geradas pelo processo PTA, há a presença de uma corrosão interdendrítica, conforme a Figura 30, expondo a microestrutura dendrítica. Entre as amostras com apenas uma camada e a com camada dupla conseguimos observar também uma microestrutura mais grossa na amostra com camada dupla.

Conseguimos observar também a presença de uma baixa densidade de corrosão localizada. A concentração da corrosão localizada na amostra está localizada principalmente ao redor, ou dentro, de grandes colônias de fases intermetálicas. O fenômeno pode estar atrelado à formação de carbonetos de cromo do tipo $M_{23}C_6$. A formação desses carbonetos se dá pela retirada do cromo do núcleo da dendrita, onde está em maior concentração, para sua formação nos contornos de grão. Este fenômeno já foi relatado como prejudicial a resistência a corrosão localizada do material, facilitando a formação de pites nas regiões empobrecidas de cromo (XU et al., 2019).

Figura 30 - Superfície do revestimento depositado pelo processo PTA após os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. a e b) Camada simples, 2000x e 3000x respectivamente, c e d) camada dupla, 2000x e 3000x respectivamente.



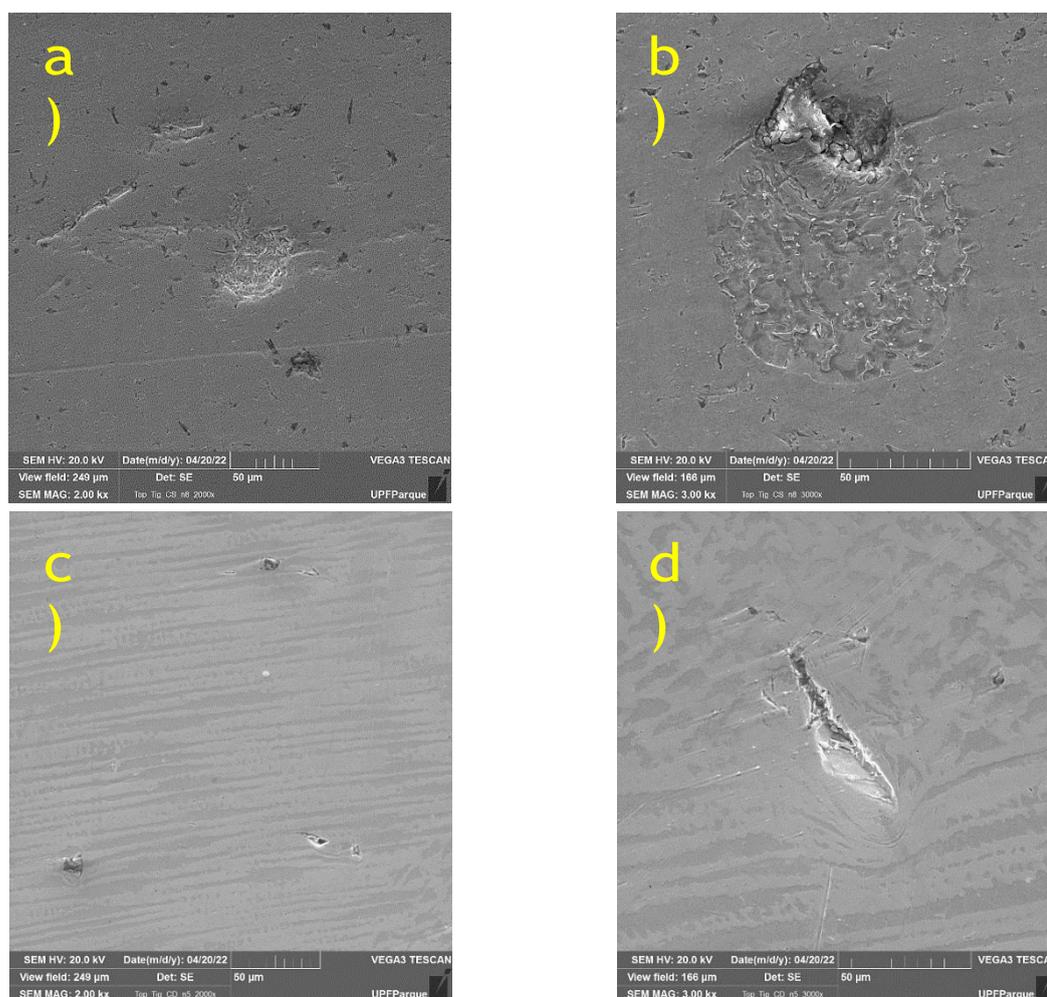
Fonte: Autor, 2022.

As amostras de TopTIG apresentaram uma superfície mais uniforme, não tão agredida, corroborando com os elevados potenciais de pitting obtidos nas curvas de polarização. Semelhante ao processo PTA comentado anteriormente, a corrosão localizada ocorreu principalmente em regiões próximas a concentrações de precipitados.

A amostra de TopTIG com camada simples apresentou uma superfície única entre todos os processos. Não é possível observar uma corrosão interdendrítica tão presente quanto nas outras amostras, tendo como forma de ataque primariamente a corrosão localizada. A amostra de TopTIG de camada dupla também apresentou um ataque majoritariamente localizado, no entanto é possível perceber uma fraca presença de corrosão generalizada delineando as dendritas resultantes do processo de fusão. Essa presença de uma corrosão interdendrítica mais

presente pode ter sido um dos fatores que levou a amostra com camada dupla ter o potencial de pitting levemente abaixo da amostra com camada simples.

Figura 31 - Superfície do revestimento depositado pelo processo TopTIG após os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. a e b) Camada simples, 2000x e 3000x respectivamente, c e d) camada dupla, 2000x e 3000x respectivamente.



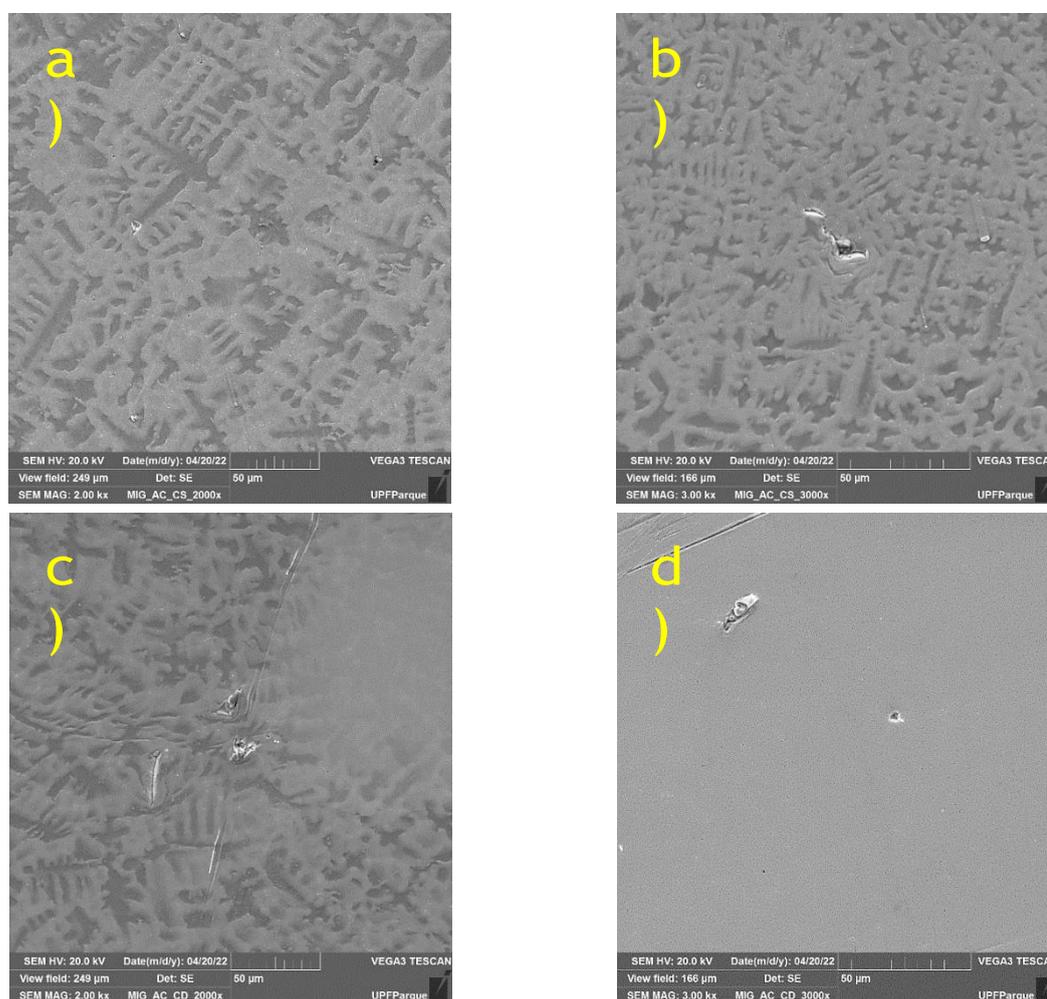
Fonte: Autor, 2022.

O grupo depositado pelo processo MIG AC apresenta uma forte corrosão interdendrítica no material, dando um grande contraste entre as regiões dendríticas e interdendríticas. A densidade de corrosão localizada é bastante pequena se compararmos com os outros processos.

Essa presença majoritária de corrosão interdendrítica pode estar atrelada à característica do processo MIG/MAG depositar maiores quantias de material do que os outros processos. Devido a essa elevada taxa de deposição, a altura dos depósitos gerados pelo processo foi mais elevada em relação aos outros. Considerando essa elevada altura de depósito, podemos esperar uma baixa diluição de ferro do material base no Inconel 625.

A presença do ferro no Inconel durante o processo de solidificação pode causar a migração de elementos para regiões diferentes da dendrita. Segundo Xu et al. (2022), o ferro faz com que o Nb e Mo se desloque para as regiões interdendríticas, mantendo a maioria do cromo na região dendrítica. Esse deslocamento de elementos cria uma maior suscetibilidade do material sofrer corrosão intergranular, e também corrosão por pite em regiões mais pobres de Cr.

Figura 32 - Superfície do revestimento depositado pelo processo MIG AC após os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica. a e b) Camada simples, 2000x e 3000x respectivamente, c e d) camada dupla, 2000x e 3000x respectivamente.



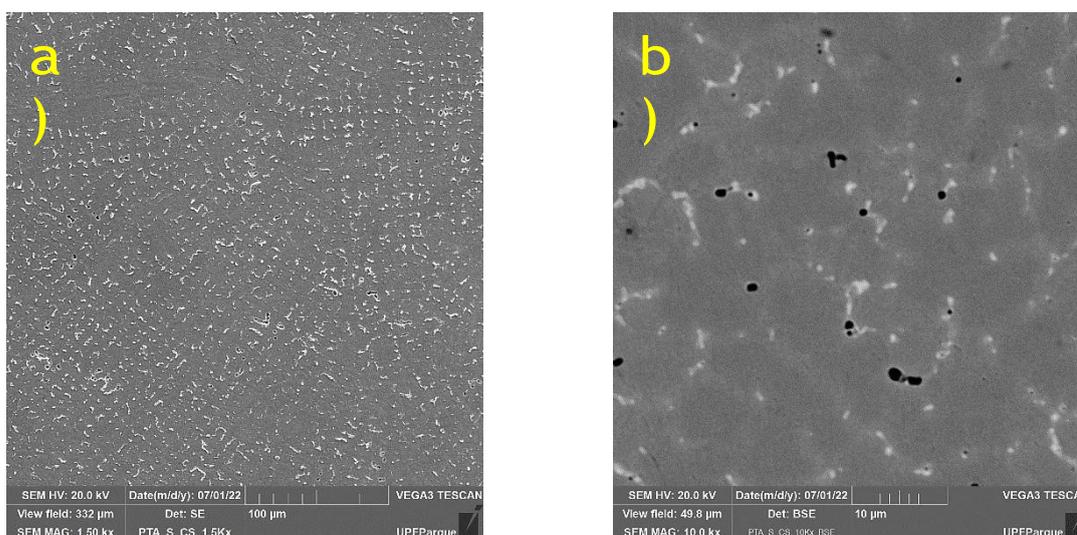
Fonte: Autor, 2022.

Nas análises das amostras nas condições que chegaram conseguimos observar um comportamento em comum entre os grupos, com exceção das amostras de TopTIG com camada simples, a presença de dendritas equiaxiais na face superior do revestimento e dendritas colunares na região lateral.

As amostras do grupo PTA camada simples apresentam uma microestrutura fina, como visto nas Figuras 33 (a) e 34 (a) que foram feitas utilizando microscopia com elétrons secundários SE. No entanto é possível perceber também a presença de poros em diversos pontos da microestrutura, tanto na superfície quanto na lateral do revestimento. Essa porosidade, principalmente na face do revestimento, pode facilitar a formação de corrosão por pite na mesma, com o poro servindo como um pite pré formado.

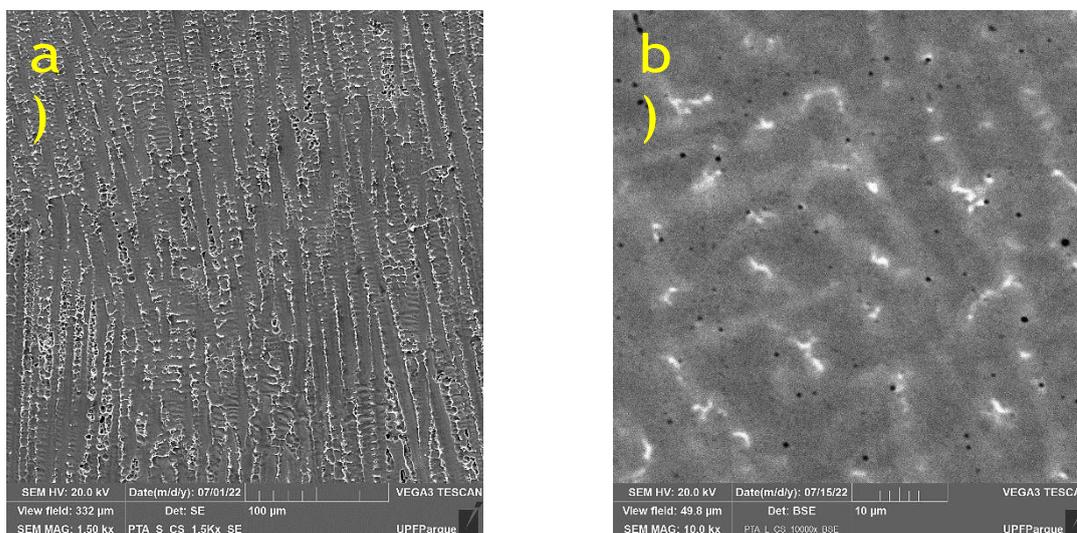
Nas análises com elétrons retroespalhados BSE não é possível observar uma presença abundante de precipitados formados na superfície do revestimento. No entanto, conforme já comentado anteriormente, se observa uma preferência de precipitação de fases na região interdendrítica do material, como visto nas Figuras 33 (b) e 34 (b). é possível observar fases que se assemelham a fase Laves, de cor mais clara e formato semelhante a um bloco, e carbonetos, possivelmente NbC, de cor escura devido ao baixo peso atômico do carbono.

Figura 33 - Microestrutura da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

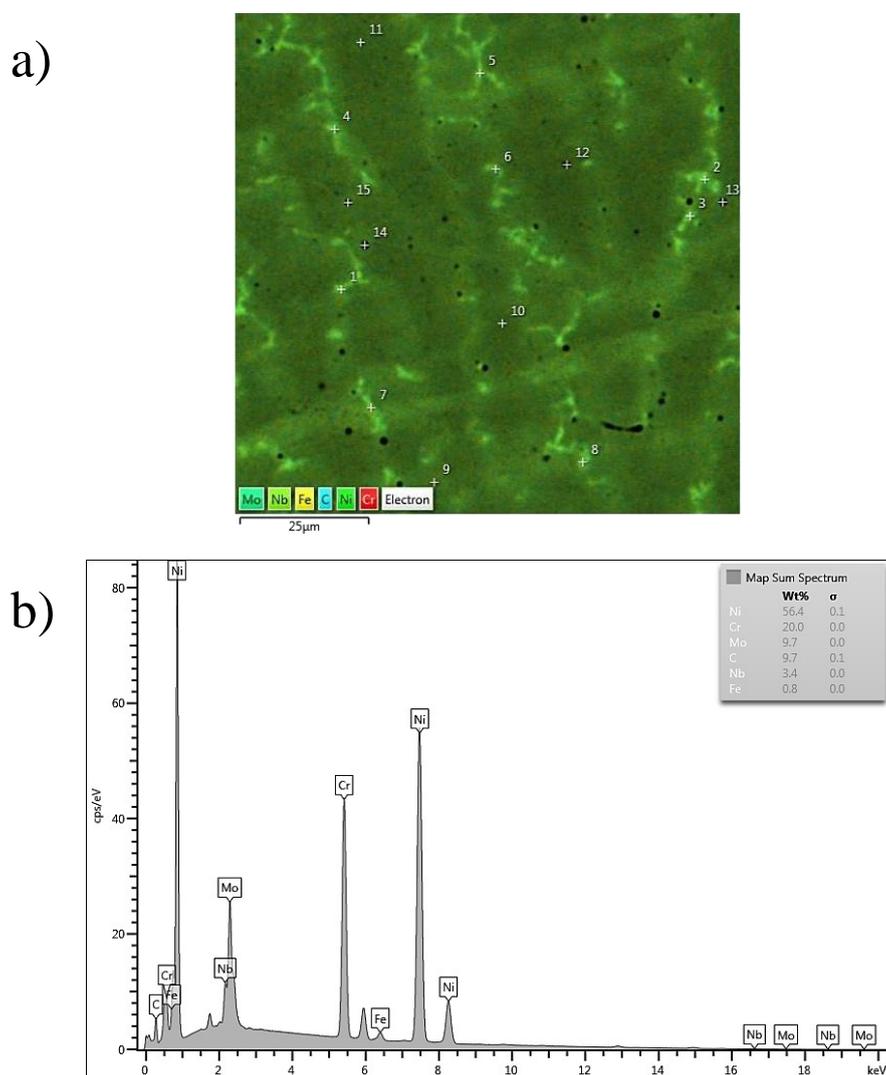
Figura 34 - Microestrutura do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Em ambas as regiões foram realizadas também mapas de EDS para uma análise da diluição principalmente de Fe no revestimento. O revestimento de camada simples originado pelo processo PTA não apresentou uma elevada diluição de ferro, com um teor de apenas 0,8% de ferro na região da superfície analisada na Figura 35 (a). Na região lateral, observada na Figura 36, do revestimento próxima a superfície não é possível detectar a presença do ferro, colocando em evidencia uma baixa diluição química. No entanto, apesar da possibilidade de apresentar um certo erro na leitura de carbono pelo EDS, é possível observar em ambas as regiões uma quantia considerável de carbono. A presença considerável de carbono colabora a possível formação de carbonetos do tipo NbC comentados anteriormente.

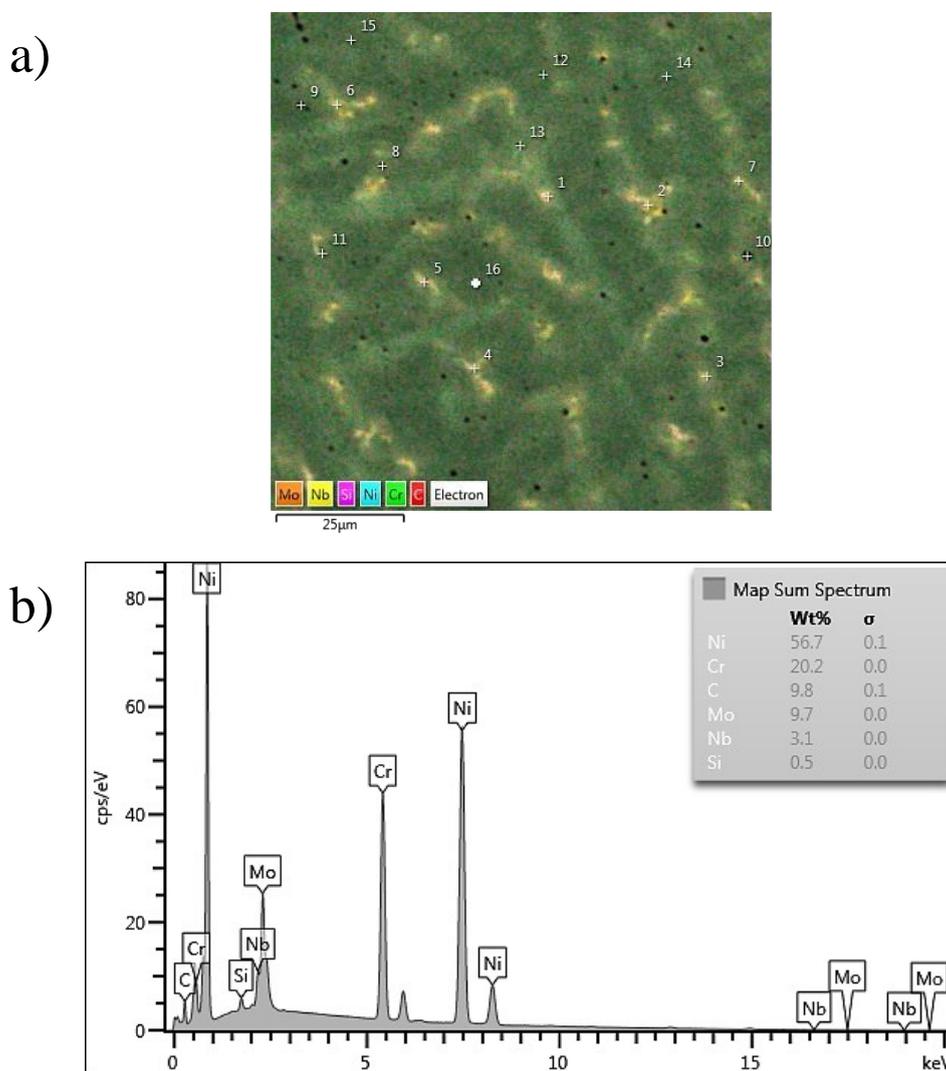
Figura 35 - Composição química da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

Apesar da ausência da presença de ferro na região lateral próxima a superfície do revestimento, conseguimos detectar a presença do mesmo em regiões mais próximas a interface do revestimento e material base.

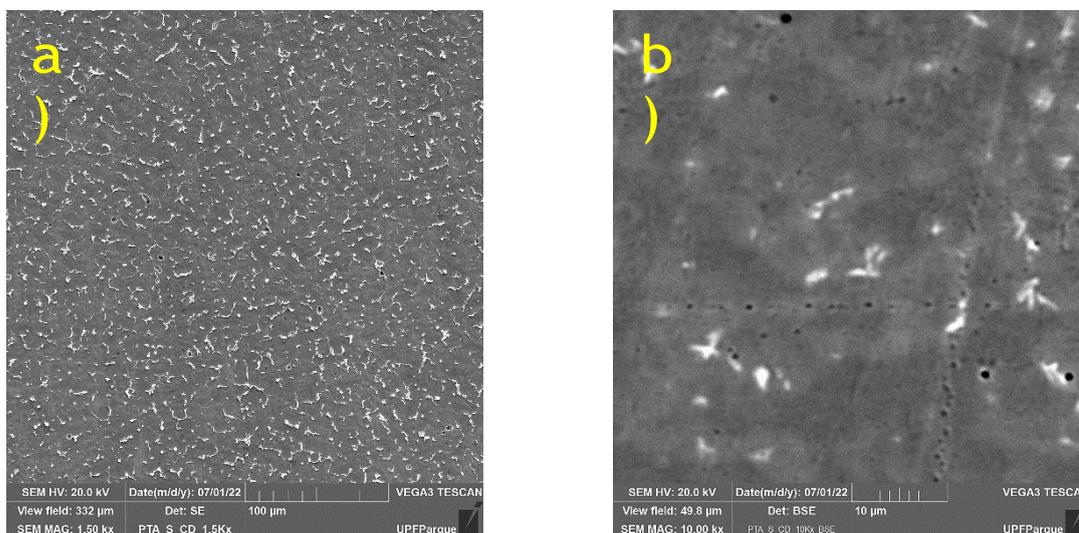
Figura 36 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

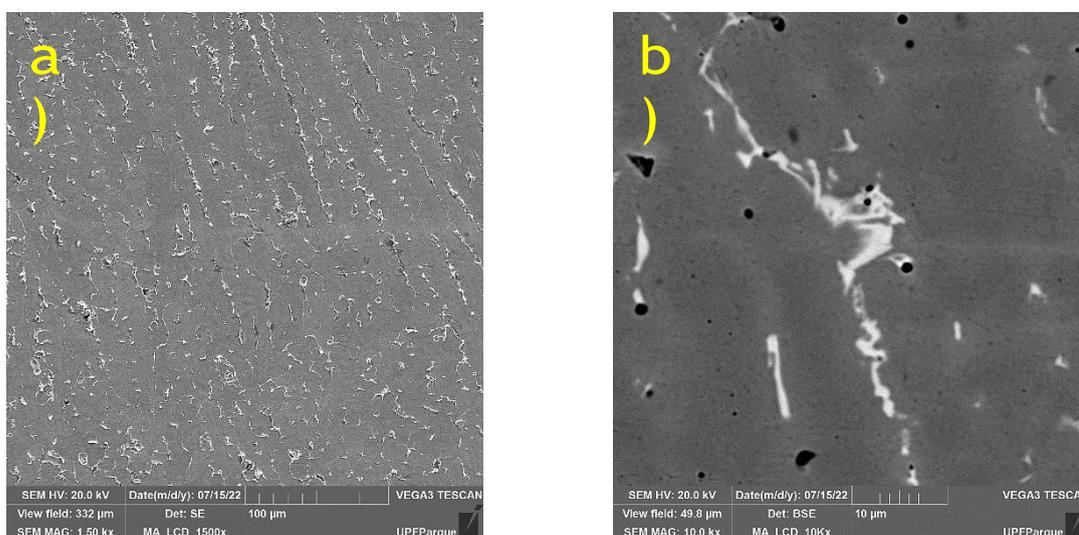
A diferença microestrutural entre as amostras de PTA de camada simples e dupla é tão sutil quanto a diferença entre os potenciais de pitting dos dois grupos. A microestrutura do grupo de camada dupla, tanto na superfície quanto lateral, Figuras 37 (a) e 38 (a), se apresenta de forma mista, sem um sentido claro para a formação das dendritas e mistura de tipos diferentes de formação dendrítica. O fenômeno pode estar atrelado a dupla fusão que o revestimento sofreu durante o processo de deposição.

Figura 37 - Microestrutura da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 38 - Microestrutura do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Os mapas de EDS da superfície para o grupo de camada simples e camada dupla, Figura 39, foram bastante semelhantes. Ambos os mapas demonstram uma baixa diluição de ferro na região estudada. A maior diferença entre os dois processos está observando a lateral do revestimento. A Figura 40 (b) demonstra que na lateral do revestimento de camada dupla foi possível detectar uma quantidade considerável de ferro no revestimento próximo a superfície. Para

o revestimento de camada simples, não conseguimos detectar uma quantia considerável de ferro na lateral próxima a superfície, no entanto, próximo a interface do revestimento com o material base conseguimos encontrar aproximadamente 7% de ferro na região estudada. Diferentemente, no revestimento de camada dupla conseguimos encontrar um teor elevado de ferro mesmo na região próxima a superfície.

As seguintes equações são fornecidas por Lorenzoni et al. (2018), onde DQ significa diluição química. Os resultados obtidos através das equações a seguir evidenciam uma baixa variação na diluição química do material base no revestimento de camada dupla, em relação ao de camada simples, entre as regiões mais próximas da superfície e da interface. Ou seja, o material base conseguiu se diluir mais profundamente no revestimento de camada dupla, apresentando traços de sua presença mesmo em regiões próximas da superfície do revestimento.

$$DQ_{CS \text{ Lateral Superfície}} = (0 - 0,47) / (98 - 0,47) = 0\% \quad (1)$$

$$DQ_{CS \text{ Lateral Interface}} = (7 - 0,47) / (98 - 0,47) = 6,70\% \quad (2)$$

$$DQ_{CD \text{ Lateral Superfície}} = (6,9 - 0,47) / (98 - 0,47) = 6,60\% \quad (3)$$

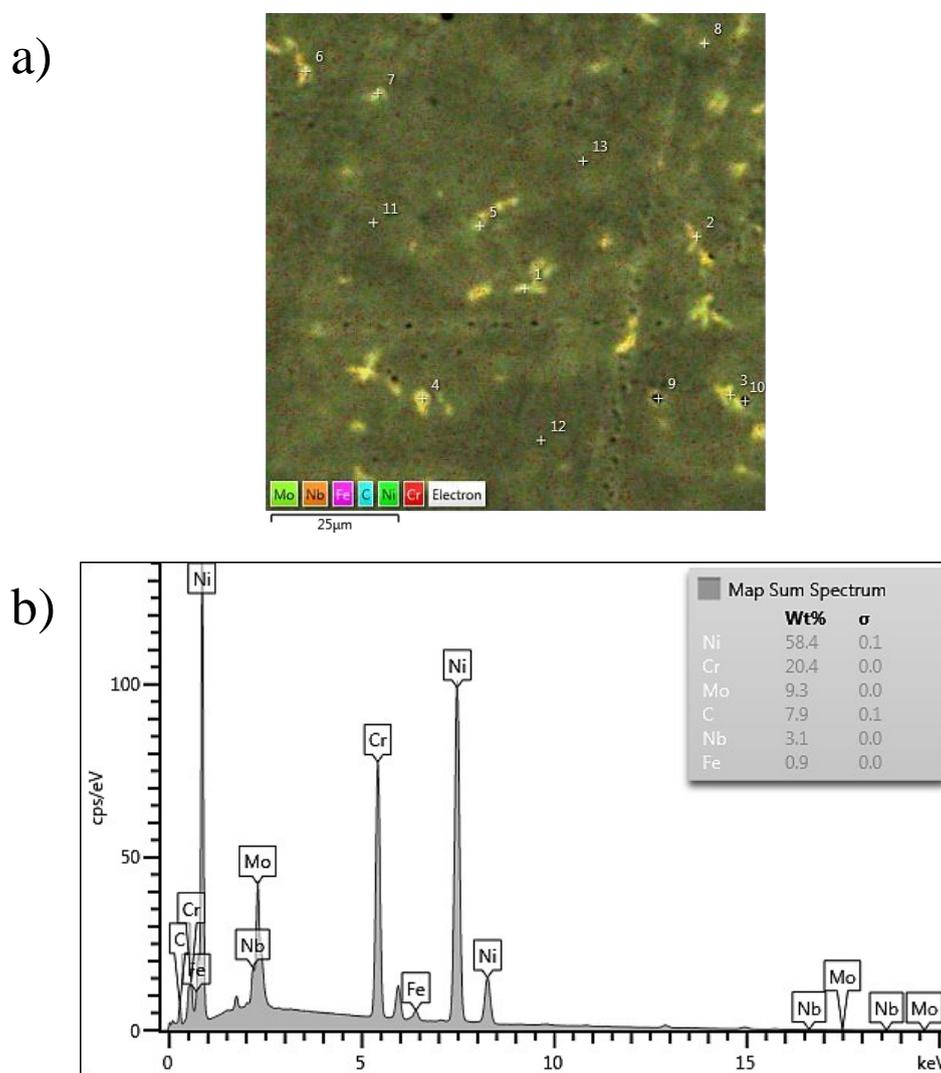
$$DQ_{CD \text{ Lateral Interface}} = (8,3 - 0,47) / (98 - 0,47) = 8,02\% \quad (4)$$

$$\Delta DQ_{CS} = (DQ_{CS \text{ Lateral Interface}} - DQ_{CS \text{ Lateral Superfície}}) = (6,70\% - 0\%) = 6,70\% \quad (5)$$

$$\Delta DQ_{CD} = (DQ_{CD \text{ Lateral Interface}} - DQ_{CD \text{ Lateral Superfície}}) = (8,02\% - 6,60\%) = 1,42\% \quad (6)$$

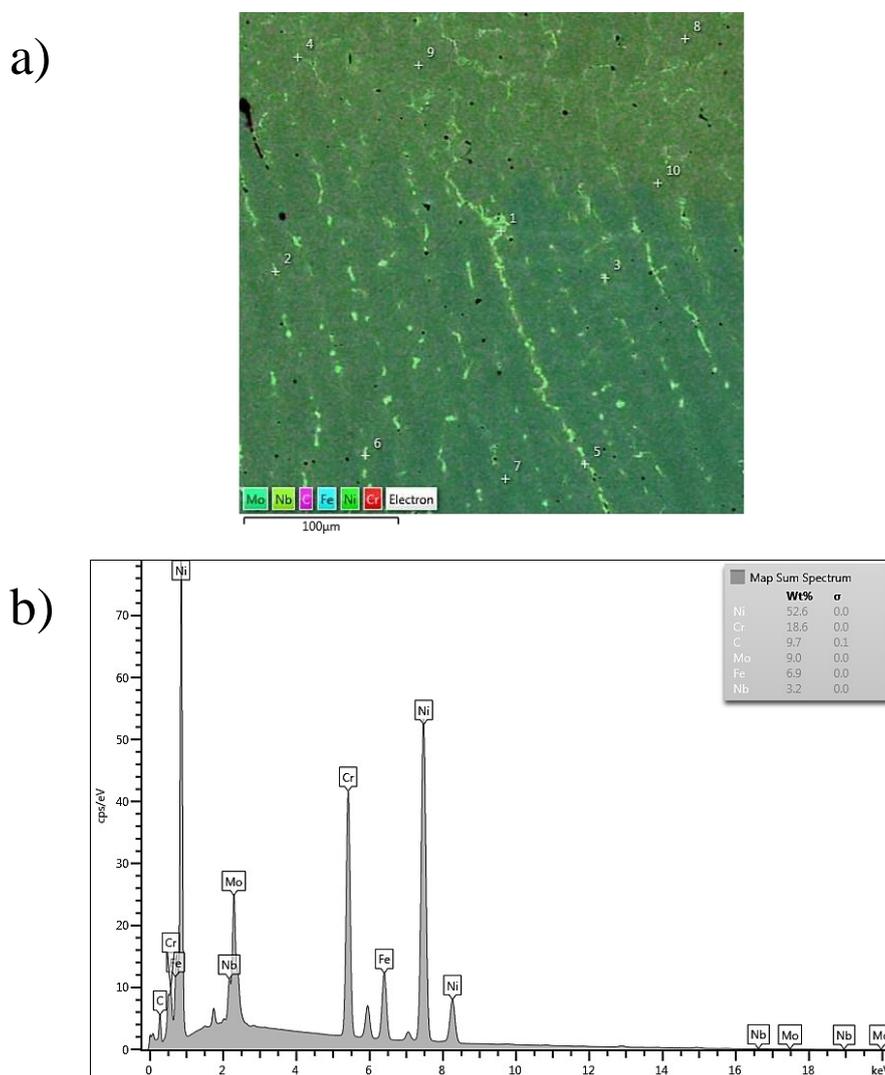
O fenômeno comentado anteriormente contradiz a noção de que uma maior camada de revestimento reduziria a contaminação de ferro no revestimento de Inconel 625. Isso pode ser oriundo, novamente, da refusão sofrida pelo material para se obter uma camada dupla. Durante a deposição da segunda camada de revestimento ocorre a fusão da primeira camada juntamente com uma porção do material base, ou seja, a fusão de uma porção do material ocorre duas vezes, diluindo mais do mesmo para o revestimento depositado.

Figura 39 - Composição química da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 40 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

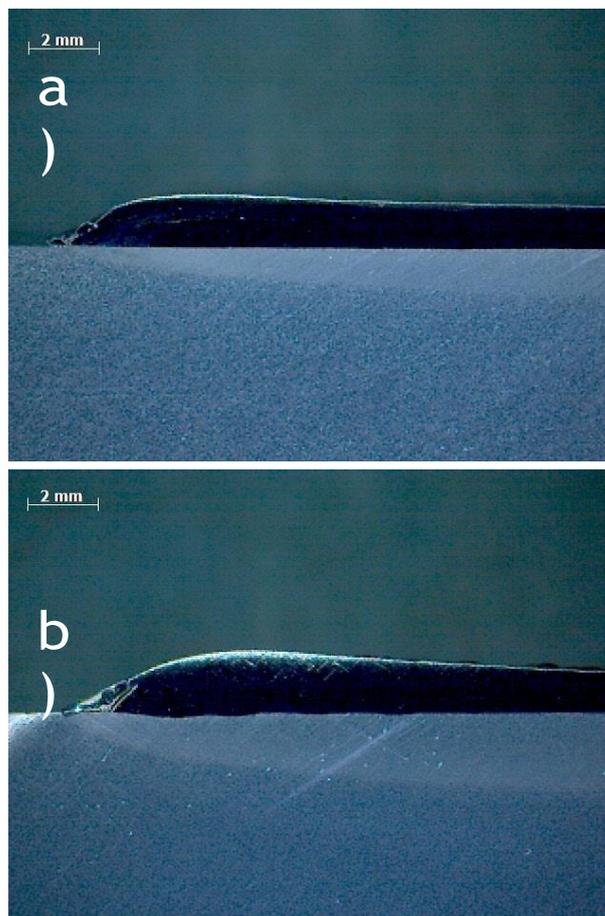
Através da Figura 41 conseguimos observar uma falta de penetração do revestimento depositado por PTA. Conseguimos chegar a valores de 0% para a região estudada no revestimento de camada simples.

Estes resultados de diluição geométrica associados aos de diluição química nos indicam uma falta de fusão do material base durante a deposição do revestimento. Graças a essa descoberta, é possível deduzir que grande parte do calor do processo está localizada no material de adição, fazendo com que o Inconel absorva grandes quantidades de energia. Essa grande quantidade de energia absorvida, juntamente dos diversos elementos de liga presentes no Inconel, possibilitam grandes modificações microestruturais que afetam a resistência a corrosão do revestimento.

$$GD_{PTA\ CS} = (0 * 100) / (21,88 + 0) = 0\% \quad (7)$$

$$GD_{PTA\ CD} = (0,28 * 100) / (21,38 + 0,28) = 1,29\% \quad (8)$$

Figura 41 – Macrografias dos revestimentos depositados por PTA. a) Camada simples; b) Camada dupla.



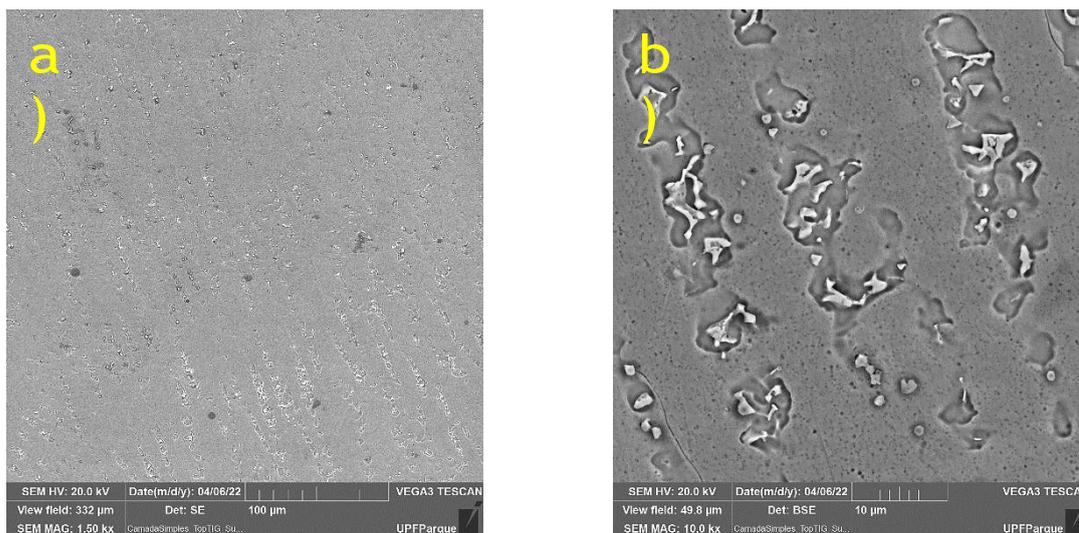
Fonte: Autor, 2022.

Na Figura 42 (a) e Figura 43 (a) observamos a microestrutura resultante da deposição do revestimento de camada simples por TopTIG. Como comentado anteriormente, observamos a presença de dendritas colunares na superfície do revestimento e equiaxiais na lateral, aparência essa contrária a os demais grupos. A alta resistência a corrosão deste grupo de amostras o tornou difícil de se atacar quimicamente com o mesmo procedimento para os outros grupos, não sendo possível obter imagens claras da microestrutura.

Nas imagens de BSE, porém, Figura 42 (b) e Figura 43 (b), observamos um comportamento semelhante aos demais grupos, à formação de precipitados na região interdendrítica do material. Na superfície observamos a presença de fases intermetálicas

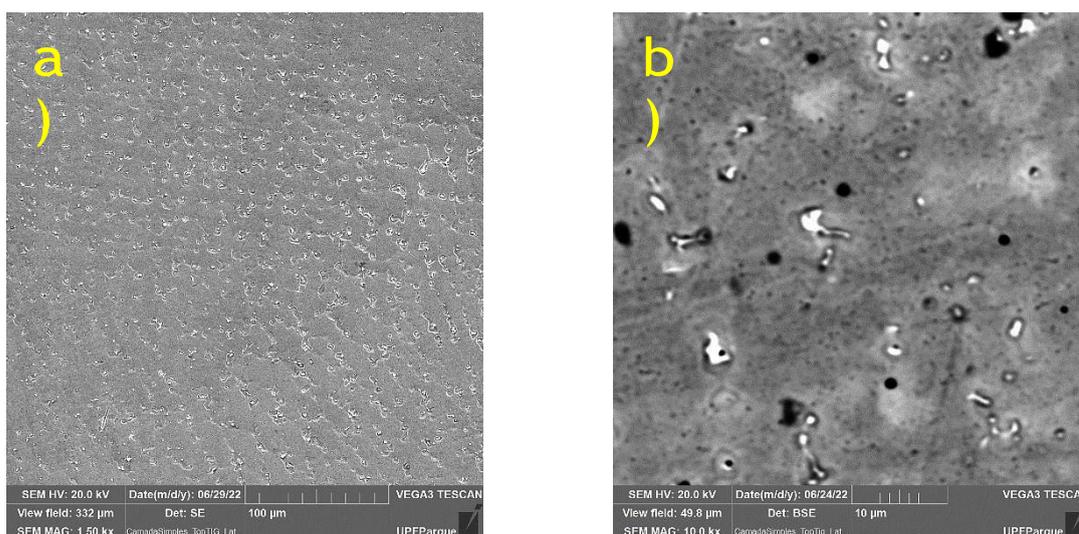
compostas por materiais pesados e com morfologia semelhante a fase Laves. Já na lateral do revestimento, observamos também fases semelhantes a fase Laves, mas também é possível observar a presença de fases circulares e leves, possíveis, já comentados, carbonetos de nióbio.

Figura 42 – Microestrutura da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 43 - Microestrutura do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Nos mapas de EDS, Figura 44 e Figura 45, conseguimos observar outra característica única do processo TopTIG, tanto para o de camada simples, quanto de camada dupla, sua alta diluição do material base. O processo TIG é conhecido por gerar cordões de solda de alta qualidade, no entanto, também é conhecido pelo elevado nível de diluição que traz consigo. Essa diluição é desejável ao tentar unir dois materiais, porém na deposição de revestimentos não costuma ser algo positivo.

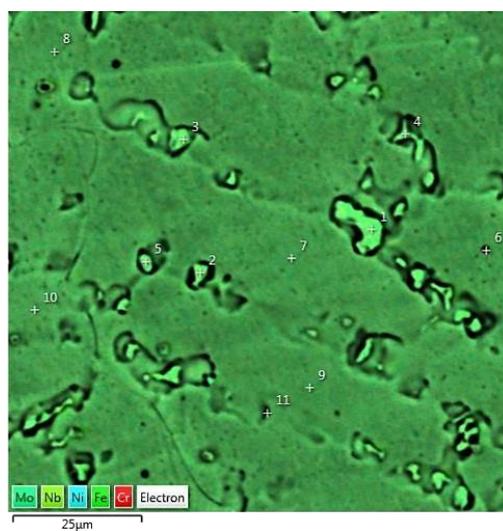
Nas amostras estudadas de TopTIG observamos uma alta resistência a corrosão nos dois tipos de camada, demonstrando que a diluição de ferro no revestimento não surtiu fortes efeitos negativos. Foi observado também uma menor densidade de precipitados formados pela deposição com TopTIG.

Esse fenômeno está relacionado ao balanço de energia do processo TIG. Por mais que exista um pré aquecimento do arame de adição utilizando calor irradiado do arco elétrico na variante TopTIG, o processo ainda conta com uma maior quantia do calor focada no material base. Essa baixa taxa de fusão do material de adição do processo é diminuída graças ao pré aquecimento, mas ainda é consideravelmente mais baixa em relação ao processo GMAW e PTA. Porém, graças a esse menor aporte térmico sobre o material de adição, não há modificações microestruturais tão fortes sobre o Inconel depositado, criando menos fases intermetálicas, e logo, uma superfície da camada depositada com maior homogeneidade na distribuição dos elementos constituintes.

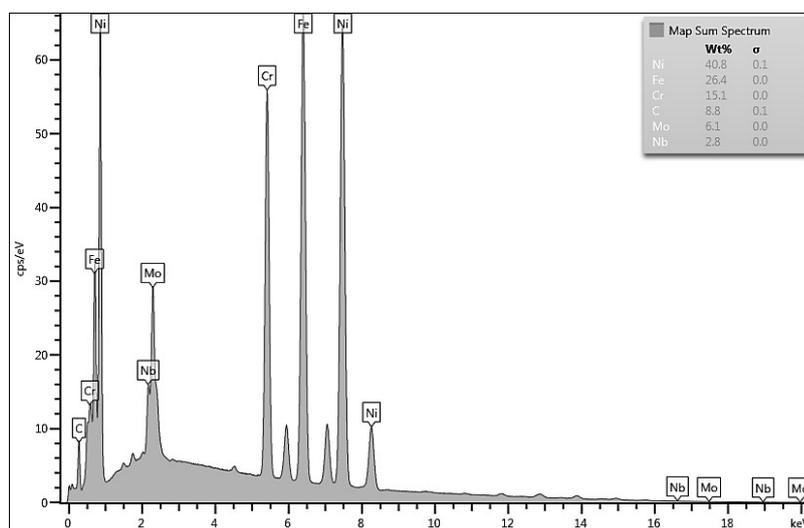
As menores velocidades de soldagem do processo são, também, consequência da baixa taxa de fusão do material de adição e fazem com que o arco elétrico permaneça mais tempo sobre a mesma região do material base, fundindo grande parte do mesmo. Essa forte fusão do material base pode estar ligada às altas taxas de diluição química do processo.

Figura 44 - Composição química da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG.
a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.

a)



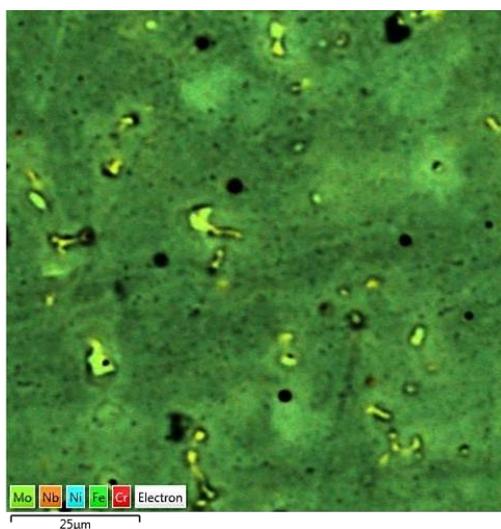
b)



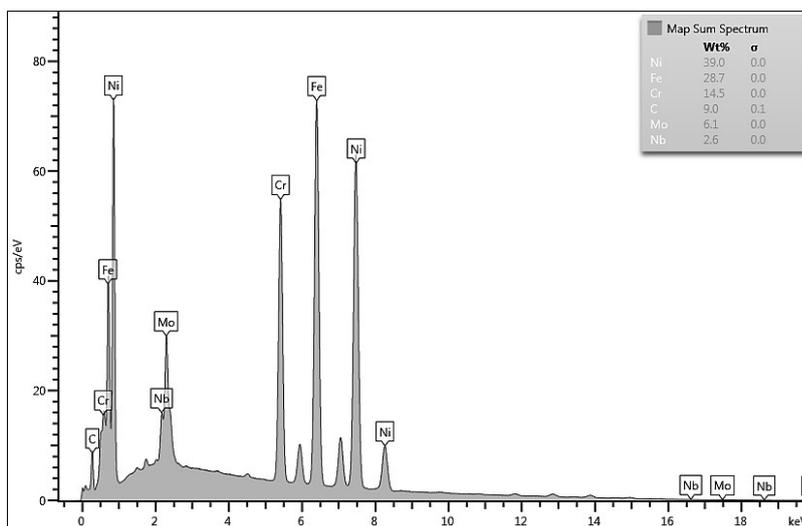
Fonte: Autor, 2022.

Figura 45 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de fases detectadas por EDS.

a)



b)

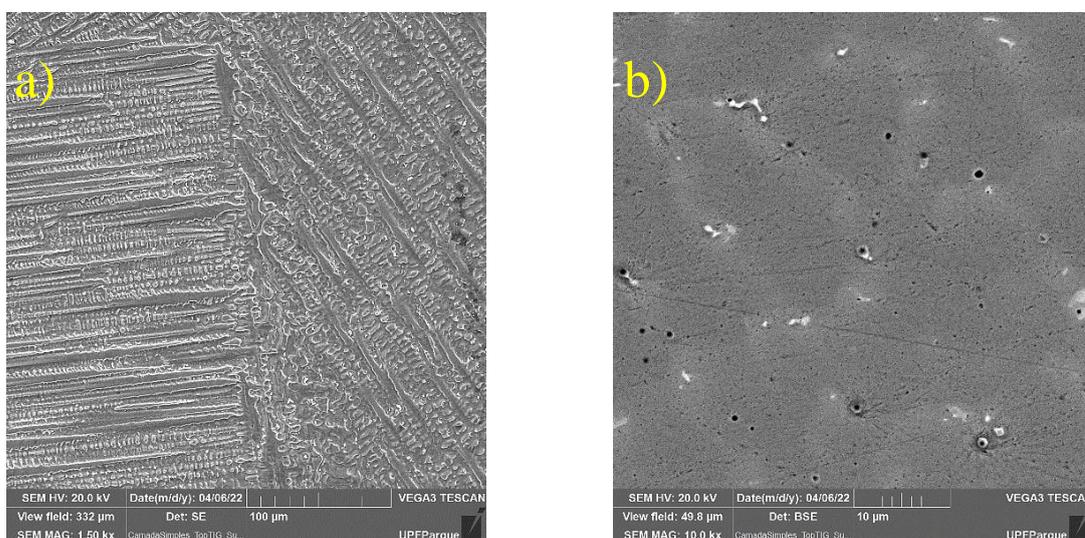


Fonte: Autor, 2022.

A microestrutura resultante da deposição de camada dupla, Figura 46 (a) e Figura 47 (a), foi bastante uniforme, tanto na superfície quanto na lateral, possuindo poucas imperfeições se comparada aos outros processos.

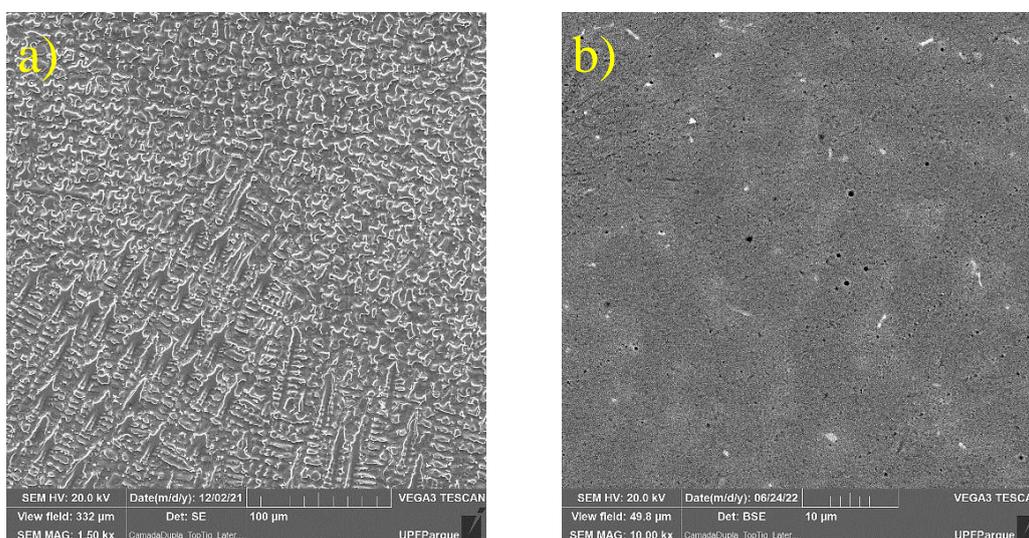
A presença de precipitados, como observado na Figura 46 e Figura 47, também é bastante reduzida, assim como no grupo de camada simples. Neste grupo, no entanto conseguimos observar a presença de outras fases intermetálicas na sua superfície, em relação ao grupo de camada simples, como carbonetos e precipitados formados dentro de outros precipitados.

Figura 46 - Microestrutura da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 47 - Microestrutura do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Por não haver uma medida precisa, fornecida pelo fabricante, da quantidade de ferro presente no arame de Inconel 625, será considerado a metade do seu valor máximo, 2,5%.

Como já comentado anteriormente, a diluição do processo TopTIG se apresentou extremamente elevada, chegando a 27,43% na região próxima a superfície do revestimento de camada simples.

Apesar de uma menor diluição de ferro encontrada na região da superfície do grupo de camada dupla, é observado um maior gradiente de diluição química entre as regiões da lateral se compararmos com o grupo de camada simples. Isto pode estar associado a maior quantidade de revestimento depositada no grupo de camada dupla. Devido ao processo TIG não possuir uma taxa de deposição elevada, o grupo de camada simples apresentou uma altura de revestimento baixa em relação aos demais grupos, o que pode explicar a pouca diferença de diluição entre as regiões da lateral.

$$DQ_{CS \text{ Lateral Superfície}} = (28,7 - 2,5) / (98 - 2,5) = 27,43\% \quad (9)$$

$$DQ_{CS \text{ Lateral Interface}} = (28 - 2,5) / (98 - 2,5) = 26,70\% \quad (10)$$

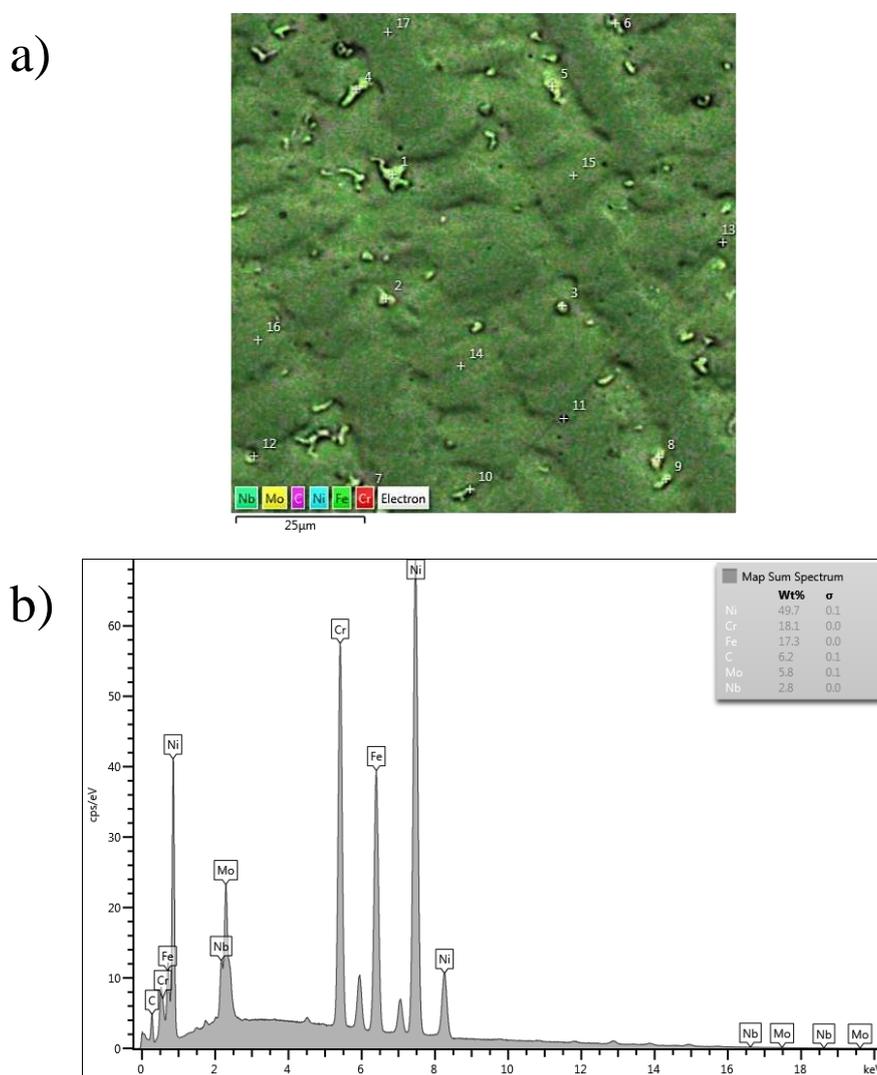
$$DQ_{CD \text{ Lateral Superfície}} = (14,7 - 2,5) / (98 - 2,5) = 12,77\% \quad (11)$$

$$DQ_{CD \text{ Lateral Interface}} = (35,3 - 2,5) / (98 - 2,5) = 34,34\% \quad (12)$$

$$\Delta DQ_{CS} = (DQ_{CS \text{ Lateral Interface}} - DQ_{CS \text{ Lateral Superfície}}) = (26,70\% - 27,43\%) = -0,73\% \quad (13)$$

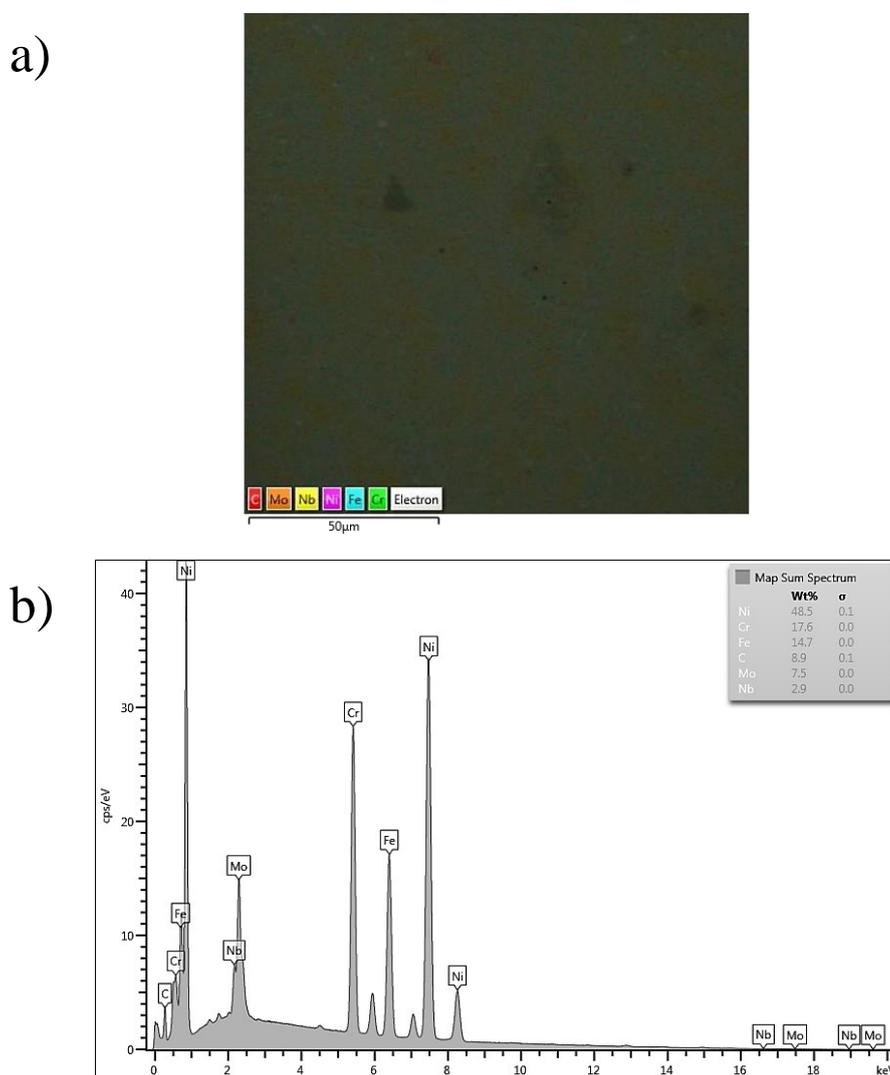
$$\Delta DQ_{CD} = (DQ_{CD \text{ Lateral Interface}} - DQ_{CD \text{ Lateral Superfície}}) = (34,34\% - 12,77\%) = 21,57\% \quad (14)$$

Figura 48 - Composição química da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 49 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



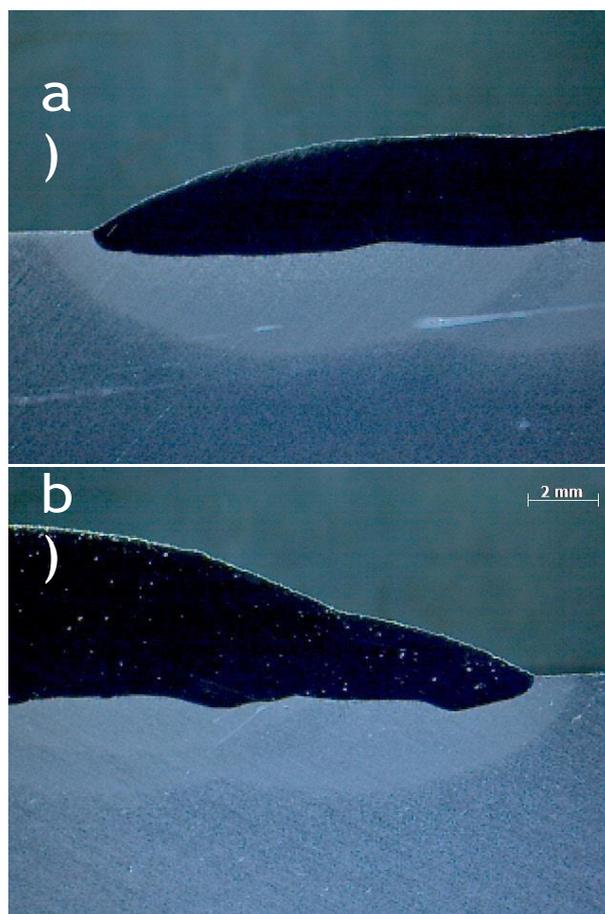
Fonte: Autor, 2022.

Os revestimentos de TopTIG também foram os únicos que apresentaram uma diluição geométrica considerável entre os processos. Os altos valores de diluição geométrica encontrados evidenciam um maior aporte térmico na deposição por TopTIG.

$$GD_{\text{TopTIG CS}} = (8,33 * 100) / (31,88 + 8,33) = 20,71\% \quad (15)$$

$$GD_{\text{TopTIG CD}} = (7,41 * 100) / (41,82 + 7,41) = 15,05\% \quad (16)$$

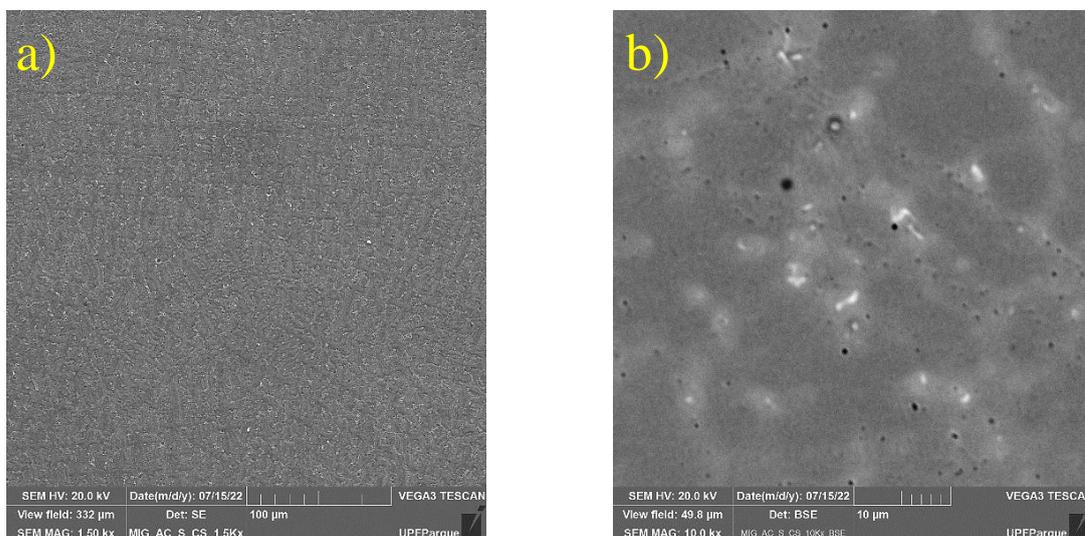
Figura 50 - Macrografias dos revestimentos depositados por TopTIG. a) Camada simples; b) Camada dupla.



Fonte: Autor, 2022.

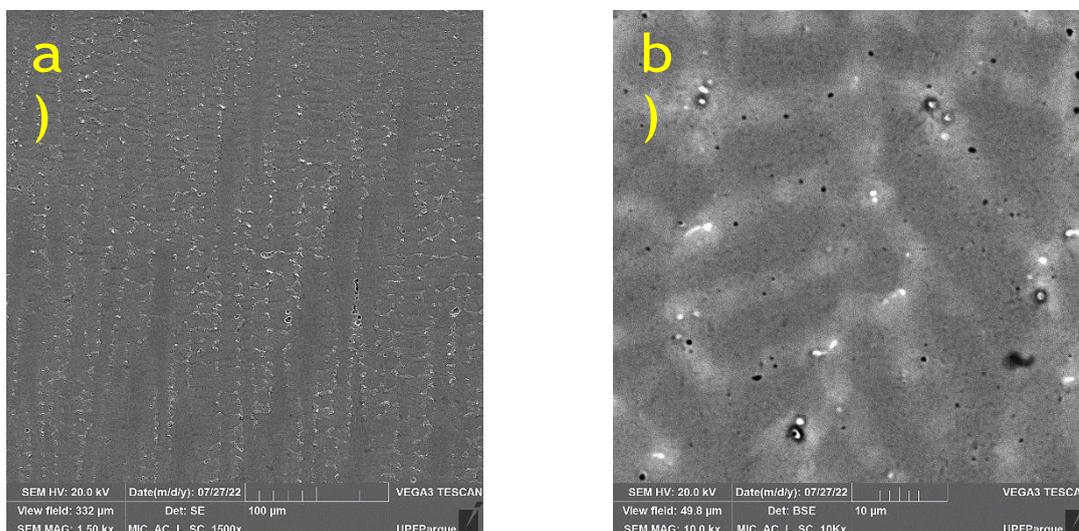
A microestrutura resultante do revestimento simples pelo processo MIG AC se apresenta com aparência fina na região superficial, sendo composta majoritariamente por dendritas coaxiais. Na região lateral é clara a presença de dendritas colunares. Ambas as regiões apresentam pequenos furos possivelmente causados por gases presos no cordão durante a solidificação. A presença de precipitados nas imagens geradas utilizando BSE é mais evidente se compararmos com as microestruturas geradas por TopTIG.

Figura 51 - Microestrutura da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

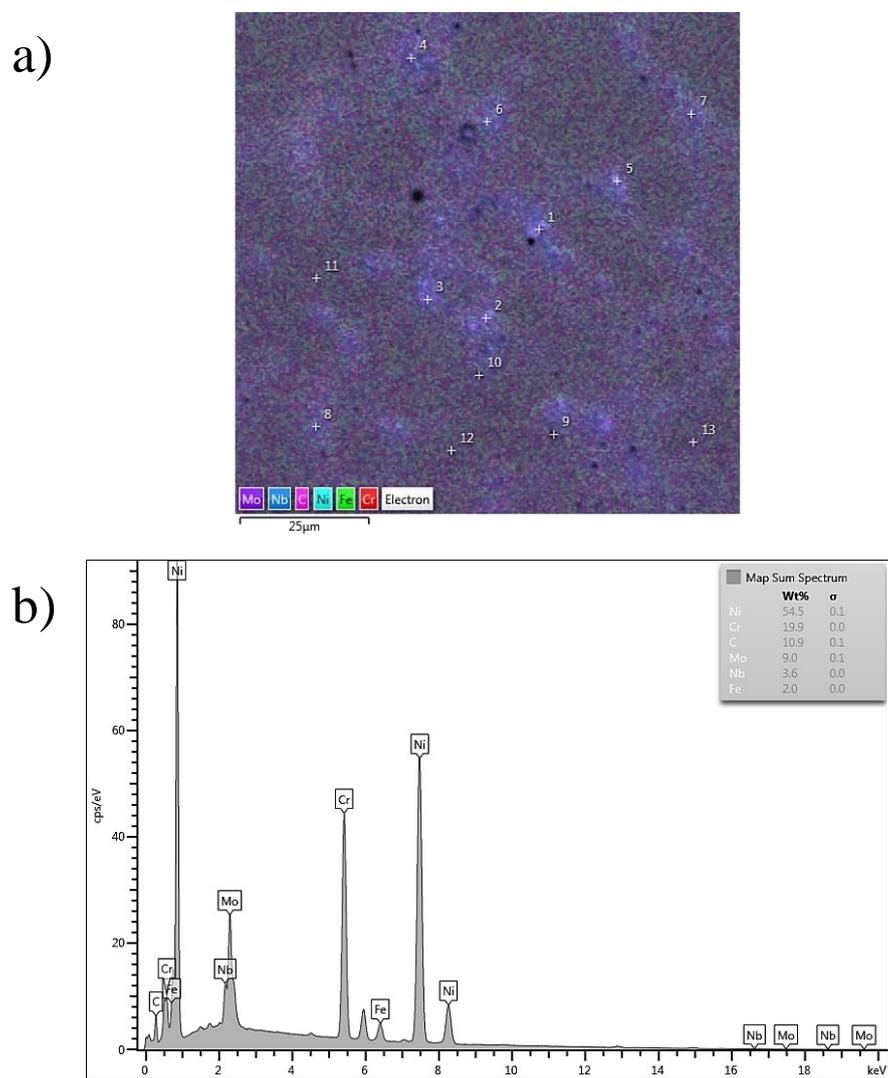
Figura 52 - Microestrutura do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

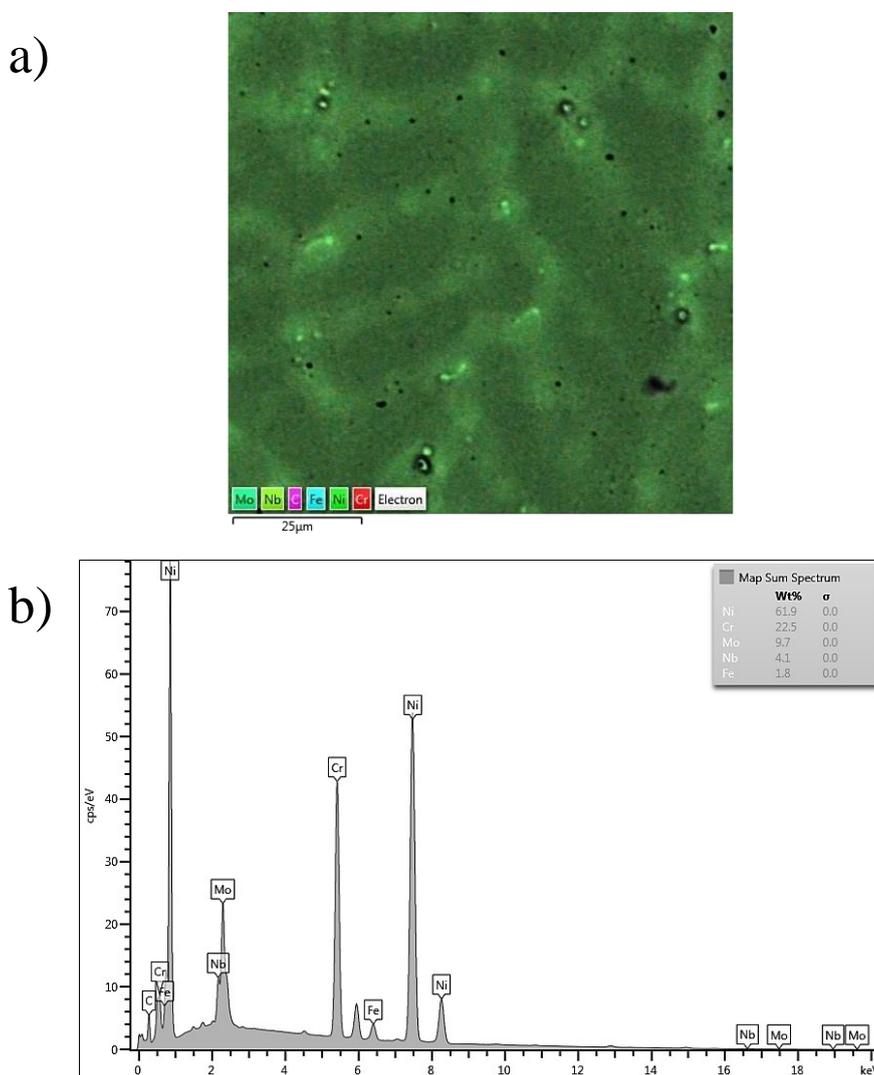
Os depósitos de camada simples de MIG AC não apresentam uma grande diluição de ferro como evidenciam os mapas de EDS, Figura 53 e Figura 54. A grande taxa de deposição do processo GMAW consegue criar revestimentos altos com apenas um passe. Essa maior quantidade de material depositado contribuiu para encontrarmos uma menor quantidade de ferro nas regiões superiores dos depósitos.

Figura 53 - Composição química da face do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC.
a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 54 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de fases detectadas por EDS.



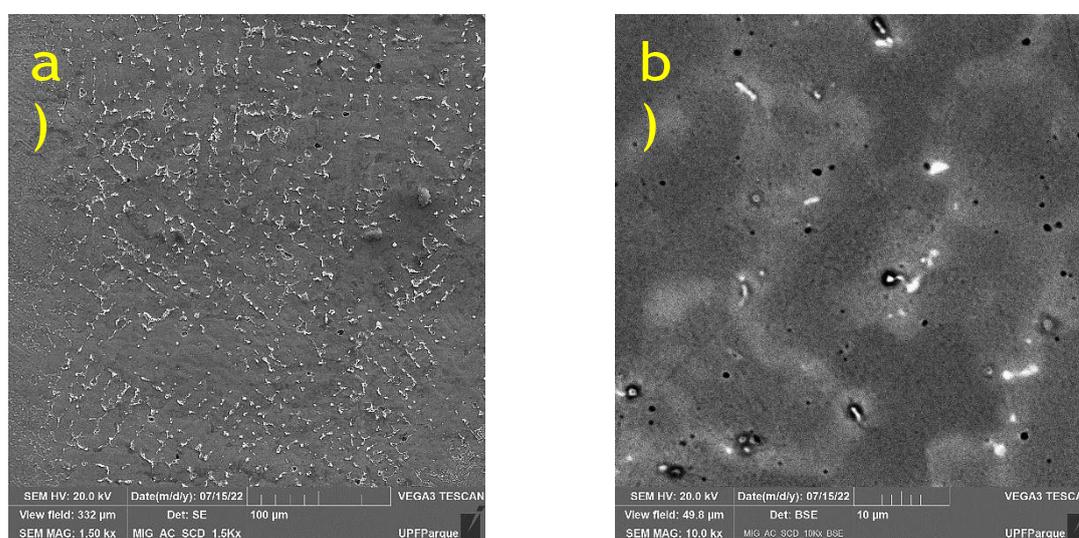
Fonte: Autor, 2022.

A microestrutura resultante do revestimento com dupla deposição por MIG AC, Figura 55 e Figura 56, se apresenta com aspecto mais deteriorado em relação a sua contraparte de camada simples. As dendritas de solidificação, principalmente na superfície, não apresentam uma orientação, nem um arquétipo, claro. Ambas as regiões contam ainda com a presença de porosidade, que também teve sua presença constada nas amostras de camada simples. A refusão do revestimento durante a deposição da segunda camada não aparenta ter causado uma maior quantidade de precipitados.

O menor desempenho da camada dupla em relação à camada simples pode estar relacionada ao grande aporte térmico suportado pelo material de adição. O processo MIG AC torna o calor gerado mais focado no material de adição utilizando de períodos em corrente

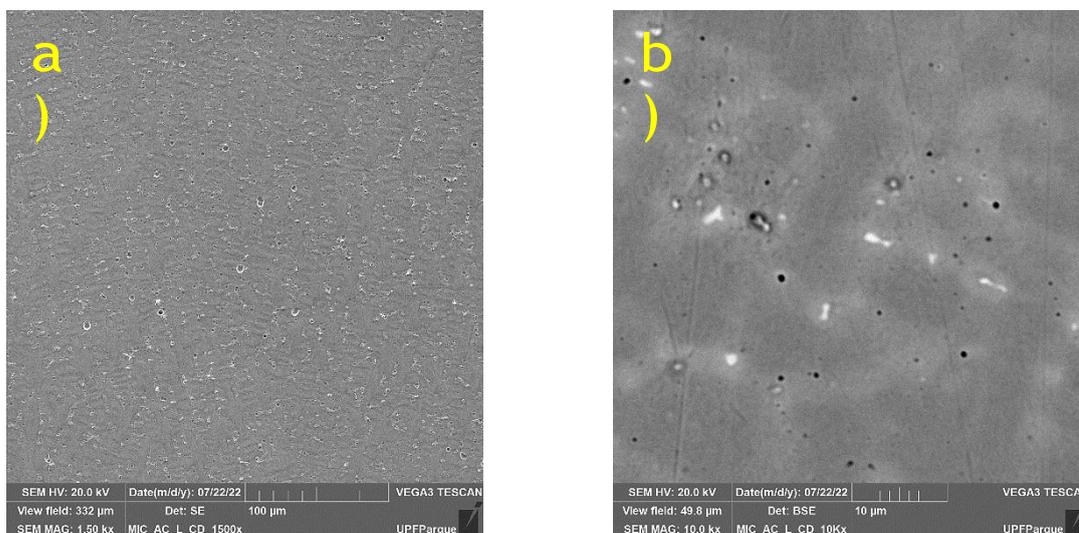
continua negativa. Juntando o fato de parte do revestimento já depositado ser refundido, juntamente com o grande aporte térmico suportado pelo material sendo adicionado, é gerado uma microestrutura resultante bastante deteriorada. Essa desorientação da microestrutura, juntamente com a presença de diversas fases intermetálicas associadas ao grande aporte térmico no revestimento, prejudica consideravelmente o desempenho contra a corrosão do Inconel 625 depositado duplamente por MIG AC.

Figura 55 - Microestrutura da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Figura 56 - Microestrutura do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC na região lateral mais próxima da superfície. a) Detector SE, b) Detector BSE.



Fonte: Autor, 2022.

Os mapas de EDS, Figura 57 e Figura 58, demonstram um comportamento esperado quanto a diluição de ferro no material. Em ambas as condições, camada simples e dupla, a presença de ferro foi quase insignificante. A grande taxa de deposição característica do processo, junto da maior parte de calor gerada pelo processo ser focalizada no material de adição, fazem com que não seja possível detectar grandes quantidades de ferro, tanto próximo da superfície do revestimento quanto na interface entre revestimento e material base. Devido ao baixo teor de ferro encontrado em todas as condições e regiões, não é possível calcular a diluição química utilizando as mesmas condições aplicadas para o cálculo das amostras de TopTIG.

$$DQ_{CS \text{ Lateral Superfície}} = (1,8 - 2,5) / (98 - 2,5) = - \% \quad (17)$$

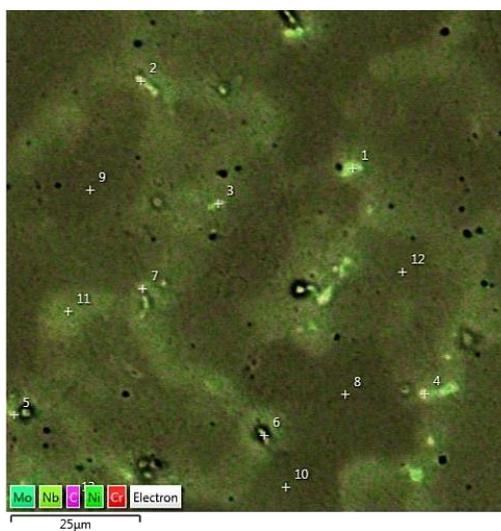
$$DQ_{CS \text{ Lateral Interface}} = (1,1 - 2,5) / (98 - 2,5) = - \% \quad (18)$$

$$DQ_{CD \text{ Lateral Superfície}} = (0,4 - 2,5) / (98 - 2,5) = - \% \quad (19)$$

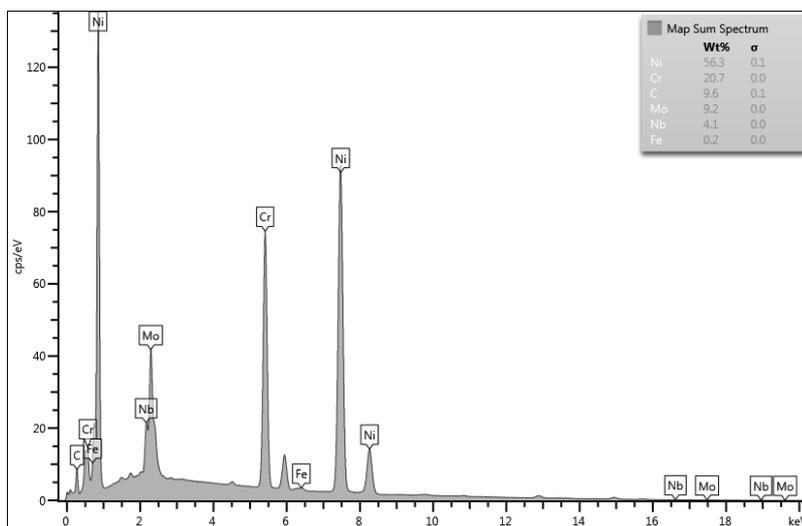
$$DQ_{CD \text{ Lateral Interface}} = (0,4 - 2,5) / (98 - 2,5) = - \% \quad (20)$$

Figura 57 - Composição química da face do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.

a)

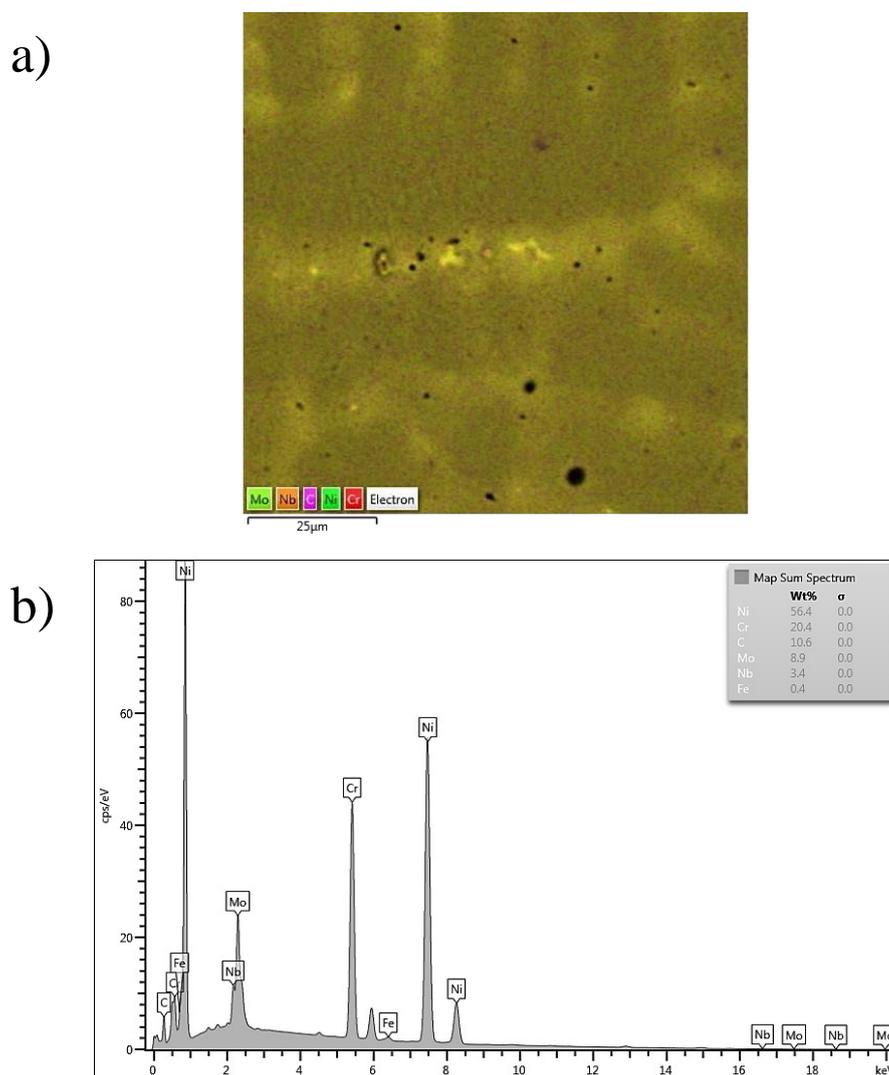


b)



Fonte: Autor, 2022.

Figura 58 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à superfície. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de fases detectadas por EDS.



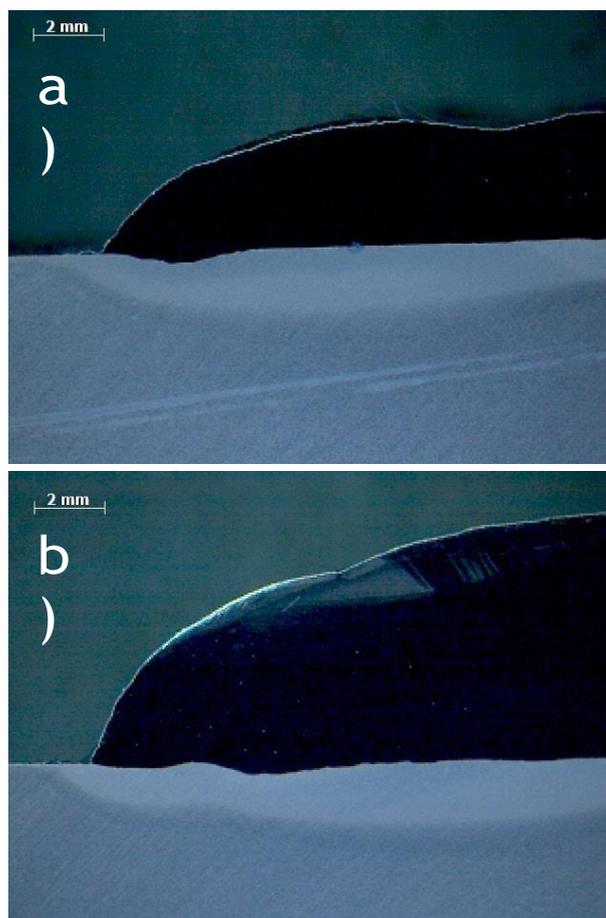
Fonte: Autor, 2022.

Reforçando os argumentos anteriores, conseguimos observar uma diluição geométrica também bastante baixa, demonstrando que o processo gerou um baixo aporte térmico no material base.

$$GD_{MIG AC CS} = (0,68 * 100) / (43,38 + 0,68) = 1,54\% \quad (21)$$

$$GD_{MIG AC CD} = (1,51 * 100) / (78,58 + 1,51) = 1,88\% \quad (22)$$

Figura 59 - Macrografias dos revestimentos depositados por MIG AC. a) Camada simples; b) Camada dupla.



Fonte: Autor, 2022.

5 CONCLUSÕES

A resistência a corrosão, assim como a microestrutura da deposição de Inconel 625 por PTA, TopTIG e MIG AC foi explorada nesse trabalho. Com isso, foi possível extrair as seguintes conclusões:

- O processo TopTIG é capaz de gerar os revestimentos com maior resistência a corrosão entre os grupos estudados.
- Os revestimentos gerados por TopTIG foram os únicos capazes de gerar corrosão localizada no material, com os outros processos tendo uma corrosão predominantemente intergranular.
- Graças ao tipo de corrosão gerada nos revestimentos de TopTIG, os mesmos tiveram maior dificuldade de repassar após o início da corrosão.
- Apesar da menor resistência a corrosão apresentada pelos revestimentos de PTA e MIG AC, ambos os grupos não sofreram uma corrosão forte o suficiente para quebrar a camada passiva por completo, fazendo com que houvesse uma repassivação praticamente instantânea no ciclo reverso.
- A deposição de uma segunda camada de Inconel 625 se provou prejudicial à resistência à corrosão do revestimento, sendo a utilização de uma camada do material a condição ótima.
- A microestrutura resultante da deposição por TopTIG tem aparência uniforme, tanto em sua superfície quanto em sua seção transversal, com baixa presença de precipitados, mesmo apresentando uma alta diluição química e geométrica em relação aos outros grupos.
- A baixa diluição química e geométrica dos grupos PTA e MIG AC pode indicar uma maior concentração do calor no material de adição, dado que ambos os grupos apresentam microestruturas com alta presença de fases intermetálicas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Algumas das sugestões para trabalhos futuros descobertas durante a realização deste trabalho são:

- Analisar a microestrutura através de um microscópio eletrônico de transmissão para a identificação dos precipitados encontrados;
- Analise da distribuição de calor de cada processo durante a deposição do revestimento;
- Analisar a temperatura crítica de pitting para as diferentes condições de soldagem;
- Avaliar os processos em diferentes condições de parâmetros de soldagem.

7 REFERÊNCIAS

- ABIOYE, T.e.; MCCARTNEY, D.G.; CLARE, A.T.. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 217, p. 232-240, mar. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.024>.
- ALVARÃES, Camila Pereira; MADALENA, Francisco Carlos Albuquerque; SOUZA, Luís Felipe Guimarães de; JORGE, Jorge Carlos Ferreira; ARAÚJO, Leonardo Sales; MENDES, Matheus Campolina. Performance of the INCONEL 625 alloy weld overlay obtained by FCAW process. **Matéria (Rio de Janeiro)**, [S.L.], v. 24, n. 1, p. 1-12, 2019. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620190001.0627>
- ARAÚJO, Carlos Roberto de. **ESTUDO DO COMPORTAMENTO ANÓDICO DO AÇO INOXIDÁVEL ABNT 304 COM FILME DE INTERFERÊNCIA, EM NaCl 3,5% E FeCl3.6H2O 6% p/v**. 1999. 212 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciência e Engenharia dos Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1999.
- ASTM G61-86(2018), Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, www.astm.org.
- AZOMATERIALS. ASTM A36 Mild/Low Carbon Steel. 2012. Disponível em: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=6117>. Acesso em: 23 nov. 2021.
- BAN, So-Dam; SHIN, Young-Taek; LEE, Sung Riong; LEE, Hae-Woo. Corrosion Resistance of Inconel 625 Overlay Welded Inside Pipes as a Function of Heat Treatment Temperature. **International Journal Of Electrochemical Science**, [S.L.], p. 7764- 7774, set. 2016. <http://dx.doi.org/10.20964/2016.09.22>.
- BELLEZZE, Tiziano; GIULIANI, Giampaolo; ROVENTI, Gabriella. Study of stainless steels corrosion in a strong acid mixture. Part 1: cyclic potentiodynamic polarization curves examined by means of an analytical method. **Corrosion Science**, [S.L.], v. 130, p. 113-125, jan. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2017.10.012>.
- BENOIT, A; JOBEZ, S; PAILLARD, P; KLOSEK, V; BAUDIN, T. Study of Inconel 718 weldability using MIG CMT process. **Science And Technology Of Welding And Joining**, [S.L.], v. 16, n. 6, p. 477-482, ago. 2011. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/1362171811y.0000000031>.
- CAI, Dayong; NIE, Pulin; SHAN, Jiaping; LIU, Wenchang; GAO, Yukui; YAO, Mei. Precipitation and Residual Stress Relaxation Kinetics in Shot-Peened Inconel 718. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, [S.L.], v. 15, n. 5, p. 614-617, 1 out. 2006. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1361/105994906x124613>.

- CAI, Xiaoyu; DONG, Bolun; YIN, Xianlai; LIN, Sanbao; FAN, Chenglei; YANG, Chunli. Wire arc additive manufacturing of titanium aluminide alloys using two-wire TOP-TIG welding: processing, microstructures, and mechanical properties. **Additive Manufacturing**, [S.L.], v. 35, p. 101344, out. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2020.101344>.
- CARRANZA, Ricardo M.; RODRÍGUEZ, Martín A.. Crevice corrosion of nickel-based alloys considered as engineering barriers of geological repositories. **Npj Materials Degradation**, [S.L.], v. 1, n. 1, p. 1-9, 16 out. 2017. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1038/s41529-017-0010-5>.
- CHENG, J. B.; LIANG, X. B.; WANG, Z. H.; XU, B. S.. Formation and Mechanical Properties of CoNiCuFeCr High-Entropy Alloys Coatings Prepared by Plasma Transferred Arc Cladding Process. **Plasma Chemistry And Plasma Processing**, [S.L.], v. 33, n. 5, p. 979-992, 25 jul. 2013. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11090-013-9469-1>.
- CIRINO, Luciano Machado. **Estudo dos efeitos da polaridade na soldagem com corrente contínua e alternada pelos processos TIG e MIG/MAG**. 2009. 112 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.
- DAVID, S. A.; SIEFERT, J. A.; DUPONT, J. N.; SHINGLEDECKER, J. P.. Weldability and weld performance of candidate nickel base superalloys for advanced ultrasupercritical fossil power plants part I: fundamentals. **Science And Technology Of Welding And Joining**, [S.L.], v. 20, n. 7, p. 532-552, 13 maio 2015. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/1362171815y.0000000035>.
- DÍAZ, Víctor Vergara; DUTRA, Jair Carlos; D'OLIVEIRA, Ana Sofia Climaco. Hardfacing by Plasma Transferred Arc Process. In: SUDNIK, Wladislav (ed.). **Arc Welding**. Rijeka: Intech, 2011. p. 3-20.
- DUTRA, Jair Carlos; SILVA, Régis Henrique Gonçalves e; MARQUES, Cleber. Características de fusão e potência de soldagem com a transferência MIG - CMT versus MIG convencional para Alumínio 5183. **Soldagem & Inspeção**, [S.L.], v. 18, n. 1, p. 12-18, mar. 2013. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242013000100003>.
- DUTRA, Jair Carlos; SILVA, Régis Henrique Gonçalves e; MARQUES, Cleber; VIVIANI, Alberto Bonamigo. A new approach for MIG/MAG cladding with Inconel 625. **Welding In The World**, [S.L.], v. 60, n. 6, p. 1201-1209, 26 jul. 2016. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s40194-016-0371-3>.
- ESMAILZADEH, S.; ALIOFKHAZRAEI, M.; SARLAK, H.. Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals: a review. **Protection Of Metals And Physical Chemistry Of Surfaces**, [S.L.], v. 54, n. 5, p. 976-989, set. 2018. Pleiades Publishing Ltd. <http://dx.doi.org/10.1134/s207020511805026x>.

- FESHARAKI, Mohammad Naghiyan; SHOJA-RAZAVI, Reza; MANSOURI, Hojjat Allah; JAMALI, Hossein. Microstructure investigation of Inconel 625 coating obtained by laser cladding and TIG cladding methods. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 353, p. 25-31, nov. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.061>.
- FORTAIN, Jean Marie; GUIHEUX, Stephanie; OPDERBECKE, Thomas. Thin-sheet metal welding. *Welding International*, [S. L.], v. 27, n. 1, p. 30-36, nov. 2013. <https://doi.org/10.1080/09507116.2011.600022>.
- GATTO, A.; BASSOLI, E.; FORNARI, M.. Plasma Transferred Arc deposition of powdered high performances alloys: process parameters optimisation as a function of alloy and geometrical configuration. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 187, n. 2-3, p. 265-271, out. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.02.013>.
- GODINHO, Cassiano. **AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG AUTOMATIZADO ALIMENTADO COM REDUZIDOS ÂNGULOS DE INSERÇÃO DE ARAME EM RELAÇÃO AO ELETRODO**. 2017. 132 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2017.
- GUZMAN, I.; GRANDA, E.; MENDEZ, R.; LOPEZ, G.; ACEVEDO, J.; GONZALEZ, D.. Particle Size of Gamma Prime as a Result of Vacuum Heat Treatment of INCONEL 738 Super Alloy. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, [S.L.], v. 22, n. 4, p. 1143-1148, 26 set. 2012. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-012-0385-y>.
- KLAPPER, Helmuth Sarmiento; ZADOROZNE, Natalia S.; REBAK, Raul B.. Localized Corrosion Characteristics of Nickel Alloys: a review. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, [S.L.], v. 30, n. 4, p. 296-305, 2 mar. 2017. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s40195-017-0553-z>.
- KIM, Jun Seok; PARK, Young Il; LEE, Hae Woo. Effects of heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding. **Metals And Materials International**, [S.L.], v. 21, n. 2, p. 350-355, mar. 2015. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-015-4245-9>.
- KUMAR, S. Sampath; MAHESWARAN, C.B.; KANNAN, T. Deepan Bharathi. Experimental investigation on a pulsed TIG welding of Inconel 625. **Materials Today: Proceedings**, [S.L.], v. 45, p. 2109-2114, 2021. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.724>.
- LEMOS, G. V. B.; HANKE, S.; SANTOS, J. F. dos; BERGMANN, L.; REGULY, A.; STROHAECKER, T. R.. Progress in friction stir welding of Ni alloys. **Science And Technology Of Welding And Joining**, [S.L.], v. 22, n. 8, p. 643-657, 24 fev. 2017. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2017.1288953>.
- LI, Peigang; HURTIG, Kjell; HÖGSTRÖM, Mats; SVENSSON, Lars-Erik; SCOTTI, Americo. A contribution to the study of negative polarity in GMA welding. The

- International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [S.L.], v. 95, n. 5-8, p. 2543-2553, 25 nov. 2017. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-017-1349-z>.
- LONGLONG, Guo; HUALIN, Zheng; SHAOHU, Liu; YUEQIN, Li; XIAODONG, Xu; CHUNYU, Feng. Formation Quality Optimization and Corrosion Performance of Inconel 625 Weld Overlay Using Hot Wire Pulsed TIG. *Rare Metal Materials And Engineering*, [S.L.], v. 45, n. 9, p. 2219-2226, set. 2016. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1875-5372\(17\)30006-1](http://dx.doi.org/10.1016/s1875-5372(17)30006-1).
 - LORENZONI, Raphael Amorim; GASPARINI, Ricardo Paris; SANTOS, Ana Cláudia dos; LUZ, Temístocles de Sousa; MACÊDO, Marcelo Camargo Severo de. A study on the intergranular corrosion and pitting resistance of Inconel 625 coating by PTA-P. **Corrosion Engineering, Science And Technology**, [S.L.], v. 54, n. 1, p. 62-74, 17 out. 2018. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/1478422x.2018.1533677>.
 - MACHADO, João Paulo Sampaio Eufrásio; SILVA, Cleiton Carvalho; SOBRAL-SANTIAGO, Ana Vlândia Cabral; SANT'ANA, Hosiberto Batista de; FARIAS, Jesualdo Pereira. Effect of temperature on the level of corrosion caused by heavy petroleum on AISI 304 and AISI 444 stainless steel. **Materials Research**, [S.L.], v. 9, n. 2, p. 137-142, jun. 2006. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1516-14392006000200005>.
 - MIGNANELLI, P.M.; JONES, N.G.; HARDY, M.C.; STONE, H.J.. The influence of Al:Nb ratio on the microstructure and mechanical response of quaternary Ni-Cr-Al-Nb alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [S.L.], v. 612, p. 179-186, ago. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.021>.
 - MIGNANELLI, P.M.; JONES, N.G.; PICKERING, E.J.; MESSÉ, O.M.D.M.; RAE, C.M.F.; HARDY, M.C.; STONE, H.J.. Gamma-gamma prime-gamma double prime dual-superlattice superalloys. **Scripta Materialia**, [S.L.], v. 136, p. 136-140, jul. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.04.029>.
 - MIRANDA, Edvan Cordeiro de; SILVA, Cleiton Carvalho; MOTTA, Marcelo Ferreira; MIRANDA, Hélio Cordeiro de; FARIAS, Jesualdo Pereira. Avaliação do Uso do Tecimento sobre o Nível de Diluição e Geometria do Cordão de Solda na Soldagem TIG com Alimentação Automática de Arame Frio. **Soldagem & Inspeção**, [S.L.], v. 20, n. 2, p. 180-190, jun. 2015. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2002.06>.
 - MOORE, I.J.; BURKE, M.G.; PALMIERE, E.J.. Modelling the nucleation, growth and coarsening kinetics of γ'' (D022) precipitates in the Ni-base Alloy 625. **Acta Materialia**, [S.L.], v. 119, p. 157-166, out. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.027>.
 - MOORE, I.J.; TAYLOR, J.I.; TRACY, M.W.; BURKE, M.G.; PALMIERE, E.J.. Grain coarsening behaviour of solution annealed Alloy 625 between 600–800 °C. **Materials Science And Engineering: A**, [S.L.], v. 682, p. 402-409, jan. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.060>.

- NASCIMENTO, Alexandre Saldanha do; FERNANDES, Diandro Bailoni; MOTA, Carlos Alberto Mendes da; VILARINHO, Louriel Oliveira. Methodology for determination of parameters for welding MIG with variable polarity. **Welding International**, [S.L.], v. 23, n. 6, p. 473-480, jun. 2009. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/09507110802543435>.
- OGBORN, J.s.; OLSON, D.L.; CIESLAK, M.J.. Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal. **Materials Science And Engineering: A**, [S.L.], v. 203, n. 1-2, p. 134-139, nov. 1995. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09832-1](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(95)09832-1).
- OLIVARES, Erick Alejandro González; DÍAZ, Victor Manuel Vergara. Estudo do Processo TIG Hot-Wire com Material de Adição AISI-316L Analisando o Efeito do Sopro Magnético do Arco sobre a Diluição do Cordão de Solda. **Soldagem & Inspeção**, [S.L.], v. 21, n. 3, p. 330-341, set. 2016. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2103.08>.
- OLIVEIRA, Moisés Alves de. **Estudo da soldagem plasma com alimentação automática de arame para aplicação em revestimentos metálicos**. 2001. 91 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.
- OPDERBECKE, T.; GUIHEUX, S.. TOPTIG: robotic TIG welding with integrated wire feeder. **Welding International**, [S. L.], v. 23, n. 7, p. 823-828, jul. 2009. <https://doi.org/10.1080/09507110802543146>.
- PAI, H.C.; SUNDARARAMAN, M.. A Comparison of the Precipitation Kinetics of γ . Superalloys 718, 625, 706 And Various Derivatives (2005), [S.L.], p. 487-495, jan. 2005. TMS. http://dx.doi.org/10.7449/2005/superalloys_2005_487_495.
- PEREIRA, Fábio Gustavo Lima; LOURENÇO, Jorge Magner; NASCIMENTO, Rubens Maribondo do; CASTRO, Nicolau Apoena. Fracture Behavior and Fatigue Performance of Inconel 625. **Materials Research**, [S.L.], v. 21, n. 4, p. 1-13, 25 jun. 2018. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2017-1089>.
- PICKIN, C.G.; WILLIAMS, S.W.; LUNT, M.. Characterisation of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 211, n. 3, p. 496-502, mar. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.11.005>.
- QI, H.; AZER, M.; RITTER, A.. Studies of Standard Heat Treatment Effects on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Net Shape Manufactured INCONEL 718. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S.L.], v. 40, n. 10, p. 2410-2422, 14 ago. 2009. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-009-9949-3>.
- RAJANI, H.R. Zareie; MOUSAVI, S.A.A. Akbari; SANI, F. Madani. Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates. **Materials & Design**, [S.L.], v. 43, p. 467-474, jan. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.053>.

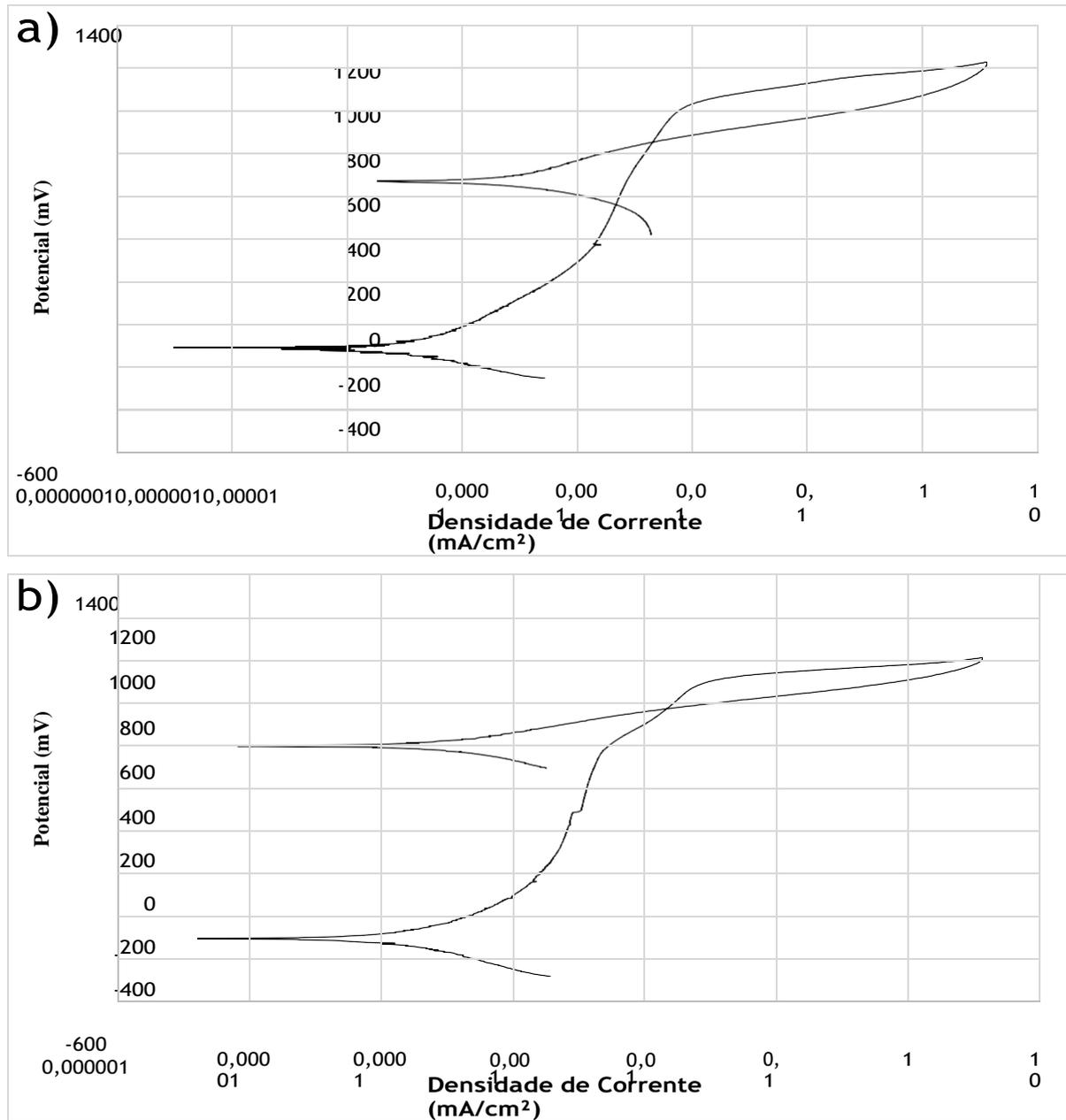
- RAM, G. D. Janaki; REDDY, A. Venugopal; RAO, K. Prasad; REDDY, G. Madhusudhan. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds. **Materials Science And Technology**, [S.L.], v. 21, n. 10, p. 1132-1138, out. 2005. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1179/174328405x62260>.
- THOMAS, A.; EL-WAHABI, M.; CABRERA, J.M.; PRADO, J.M.. High temperature deformation of Inconel 718. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 177, n. 1-3, p. 469-472, jul. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.072>.
- SAHOO, Chinmaya Kumar; MASANTA, Manoj. Microstructure and mechanical properties of TiC-Ni coating on AISI304 steel produced by TIG cladding process. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 240, p. 126-137, fev. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.09.018>.
- SCOTTI, Américo; MONTEIRO, Lindbergh Souza. Uma metodologia para parametrização do processo MIG/MAG CA. **Soldagem & Inspeção**, [S.L.], v. 17, n. 3, p. 271-277, set. 2012. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242012000300011>.
- SPECIAL MATERIALS CORPORATION. INCONEL® Alloy 625. 2021. Disponível em: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/>. Acesso em: 25 out. 2021.
- SHANKAR, Vani; RAO, K Bhanu Sankara; MANNAN, S.L. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. **Journal Of Nuclear Materials**, [S.L.], v. 288, n. 2-3, p. 222-232, fev. 2001. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0022-3115\(00\)00723-6](http://dx.doi.org/10.1016/s0022-3115(00)00723-6).
- SILVA, Cleiton C.; MACHADO, João Paulo S.e.; SOBRAL-SANTIAGO, Ana V.C.; SANT'ANA, Hosiberto B. de; FARIAS, Jesualdo P.. High-temperature hydrogen sulfide corrosion on the heat-affected zone of the AISI 444 stainless steel caused by Venezuelan heavy petroleum. **Journal Of Petroleum Science And Engineering**, [S.L.], v. 59, n. 3-4, p. 219-225, nov. 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.petrol.2007.04.003>.
- SILVA, Cleiton Carvalho; MIRANDA, Hélio Cordeiro de; MOTTA, Marcelo Ferreira; FARIAS, Jesualdo Pereira; AFONSO, Conrado Ramos Moreira; RAMIREZ, Antonio Jose. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S.L.], v. 2, n. 3, p. 228-237, jul. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.02.008>.
- SILVA, Priscila Pereira Barbosa da. **PARAMETRIZAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS POR PLASMA/PÓ COM ARCO TRANSFERIDO SOBRE SUBSTRATO DE AÇO ASTM A-36**. 2019. 77 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2019.

- SILVA, Régis Henrique Gonçalves e; DUTRA, Jair Carlos. Processo PTA-P - uma revisão da literatura como base para inovações. Parte 1 de 2: elementos construtivos. **Soldagem & Inspeção**, [S.L.], v. 17, n. 1, p. 76-85, mar. 2012. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242012000100011>.
- SLAMA, C.; ABDELLAOUI, M.. Structural characterization of the aged Inconel 718. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S.L.], v. 306, n. 1-2, p. 277-284, jun. 2000. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0925-8388\(00\)00789-1](http://dx.doi.org/10.1016/s0925-8388(00)00789-1).
- SUNDARARAMAN, M.; BANERJEE, S.; MORI, H.. THE STABILITY OF γ'' AND γ' PHASES IN ALLOY 718 UNDER ELECTRON IRRADIATION. In: SUPERALLOYS 718. 625. 705 AND VARIOUS DERIVATIVES, 5., 2001. Pittsburgh, Pa: E.A. Loria, 2001. p. 379-387.
- SUNDARARAMAN, M.; KUMAR, Lalit; PRASAD, G. Eswara; MUKHOPADHYAY, P.; BANERJEE, S.. Precipitation of an intermetallic phase with Pt₂Mo-type structure in alloy 625. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S.L.], v. 30, n. 1, p. 41-52, jan. 1999. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-0194-6>.
- SUNDARARAMAN, M.; MUKHOPADHYAY, P.; BANERJEE, S.. Carbide Precipitation in Nickel Base Superalloys 718 and 625 and Their Effect on Mechanical Properties. Superalloys 718, 625, 706 And Various Derivatives (1997), [S.L.], p. 367-378, 1997. TMS. http://dx.doi.org/10.7449/1997/superalloys_1997_367_378.
- TALKINGTON, John Eric. **Variable Polarity Gas Metal Arc Welding**. 1998. 126 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mechanical Engineering, Ohio State University, Columbus, 1998.
- ULUTAN, Mustafa; KILIÇAY, Koray; ÇELIK, Osman Nuri; ER, Ümit. Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc (PTA)-deposited FeCrC composite coatings on AISI 5115 steel. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 236, p. 26-34, out. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.04.032>.
- XING, Xixue; DI, Xinjie; WANG, Baosen. The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S.L.], v. 593, p. 110-116, abr. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.224>.
- XU, Fujia; LV, Yaohui; LIU, Yuxin; SHU, Fengyuan; HE, Peng; XU, Binshi. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy during Pulsed Plasma Arc Deposition Process. **Journal Of Materials Science & Technology**, [S.L.], v. 29, n. 5, p. 480-488, maio 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2013.02.010>.
- XU, Lianyong; SHAO, Chunsheng; TIAN, Lei; ZHANG, Jianli; HAN, Yongdian; ZHAO, Lei; JING, Hongyang. Intergranular corrosion behavior of Inconel 625 deposited by CMT/GTAW. **Corrosion Science**, [S.L.], v. 201, p. 110295, jun. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110295>.

- XU, Lianyong; ZHANG, Jianyang; HAN, Yongdian; ZHAO, Lei; JING, Hongyang. Insights into the intergranular corrosion of overlay welded joints of X65-Inconel 625 clad pipe and its relationship to damage penetration. *Corrosion Science*, [S.L.], v. 160, p. 108169, nov. 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108169>.
- XU, Xiang; MI, Gaoyang; CHEN, Lin; XIONG, Lingda; JIANG, Ping; SHAO, Xinyu; WANG, Chunming. Research on microstructures and properties of Inconel 625 coatings obtained by laser cladding with wire. **Journal Of Alloys And Compounds**, [S.L.], v. 715, p. 362-373, ago. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.252>.
- WANG, Fei; LIU, Yonghong; SHEN, Yang; JI, Renjie; TANG, Zemin; ZHANG, Yanzhen. Machining Performance of Inconel 718 Using High Current Density Electrical Discharge Milling. **Materials And Manufacturing Processes**, [S.L.], v. 28, n. 10, p. 1147-1152, 3 out. 2013. Informa UK Limited. <http://dx.doi.org/10.1080/10426914.2013.822985>.
- WELD-INOX. WI T 6250 - ER NICKRMO 3. 2021. Disponível em: <https://www.weldinox.com.br/produto-informacoes?id=200>. Acesso em: 02 dez. 2021
- WESSEL, James K.. *Handbook of Advanced Materials: Enabling New Designs*. Nova Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2004. 656 p.

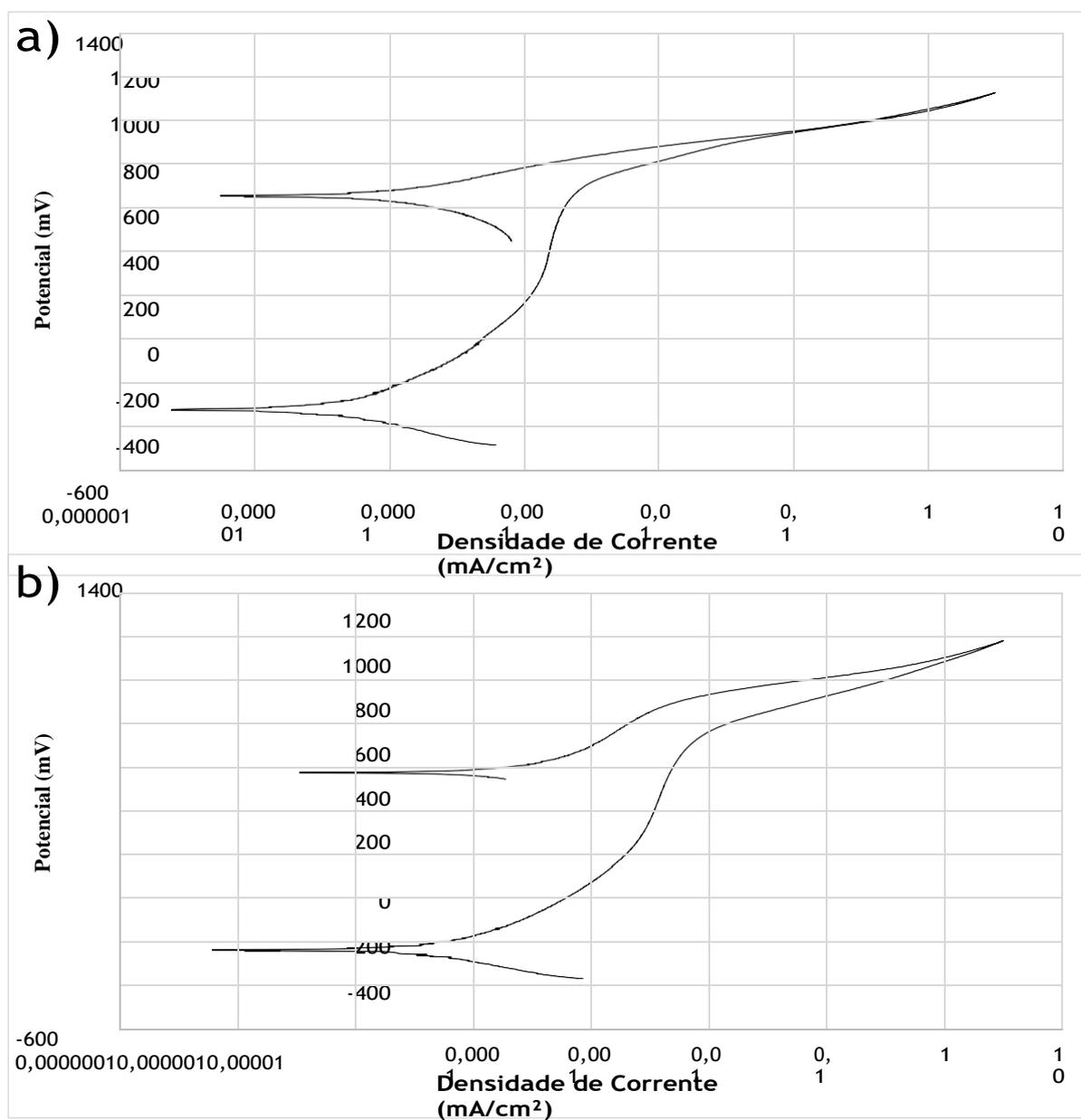
8 APÊNDICE A

Figura A.1 - Gráficos representativos dos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica para os revestimentos depositados pelo processo TopTIG. a) TopTIG de camada simples e b) TopTIG de camada dupla.



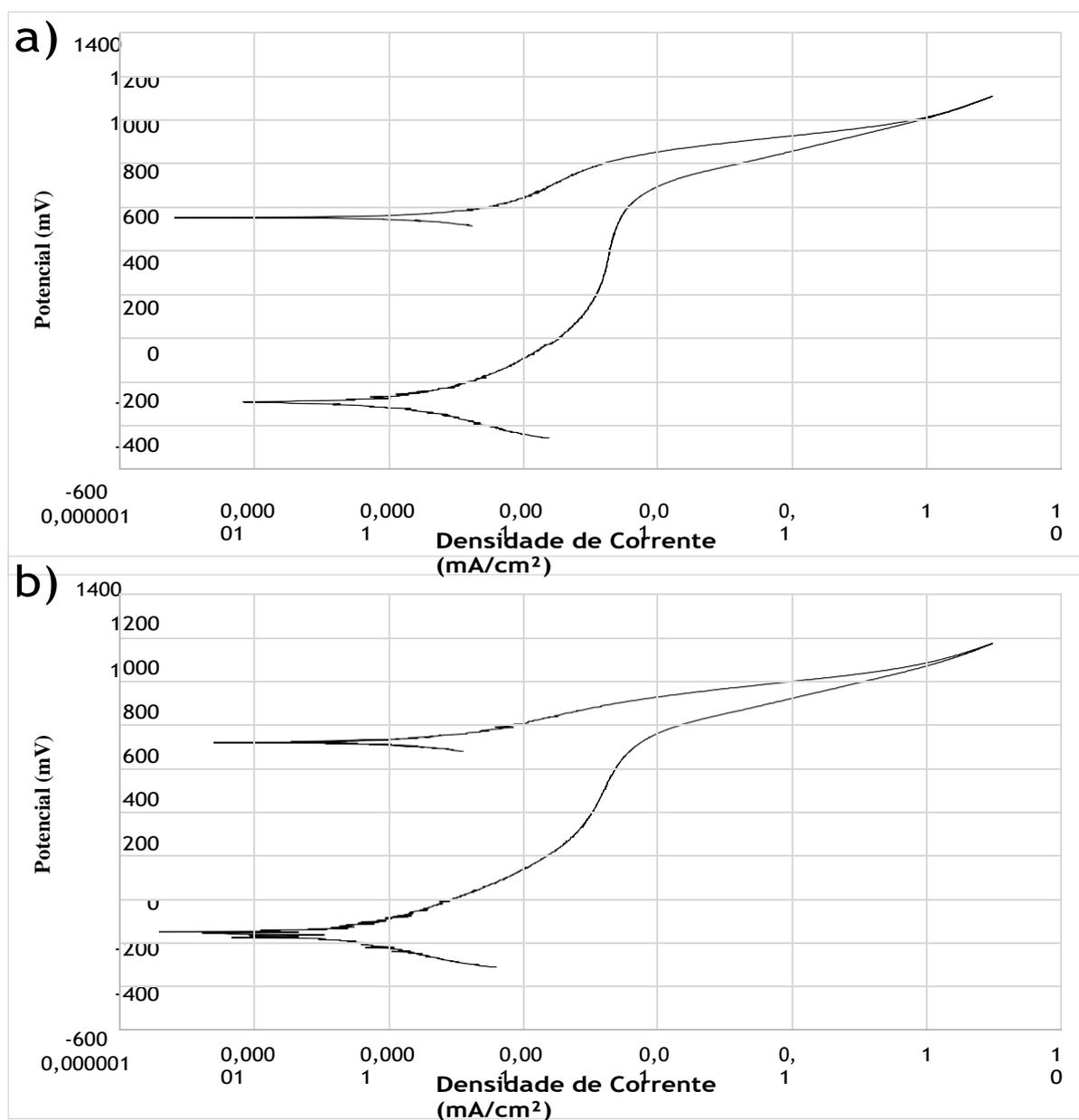
Fonte: Autor, 2022.

Figura A.2 – Gráficos representativos dos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica para os revestimentos depositados pelo processo PTA. a) PTA de camada simples e b) PTA de camada dupla.



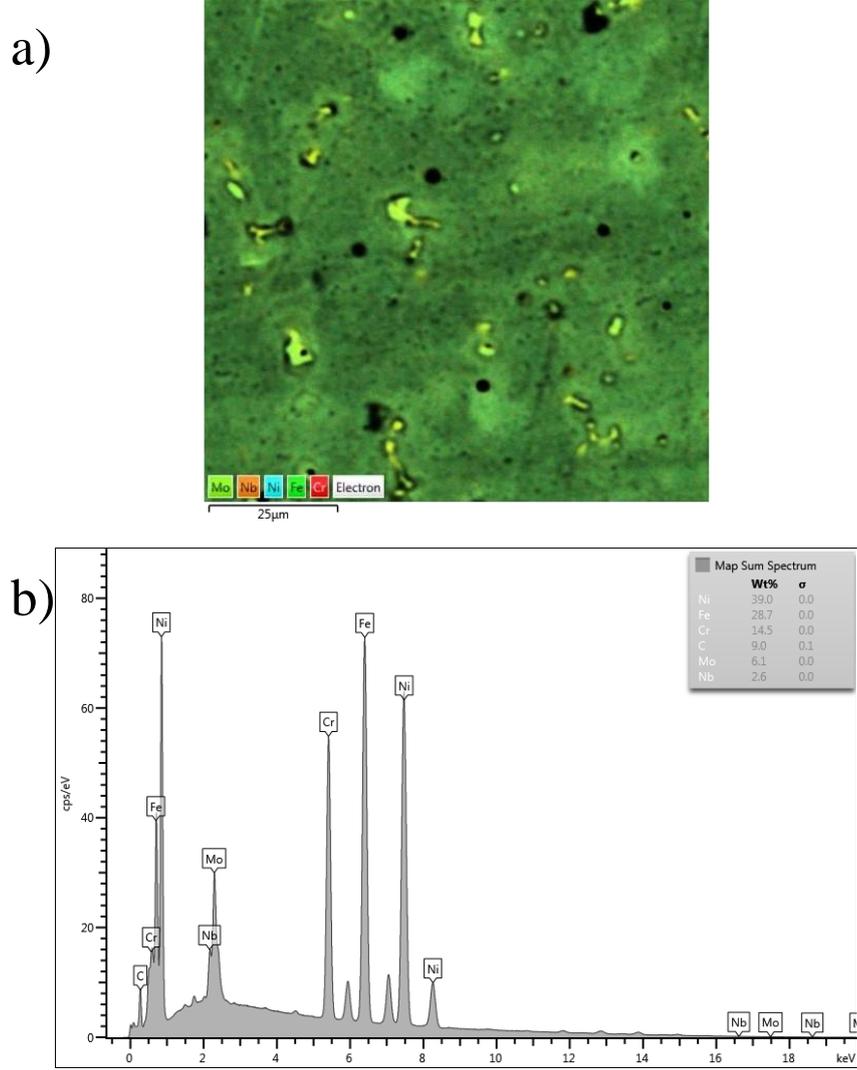
Fonte: Autor, 2022.

Figura A.3 - Gráficos representativos dos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica para os revestimentos depositados pelo processo MIG AC. a) MIG AC de camada simples e b) MIG AC de camada dupla.



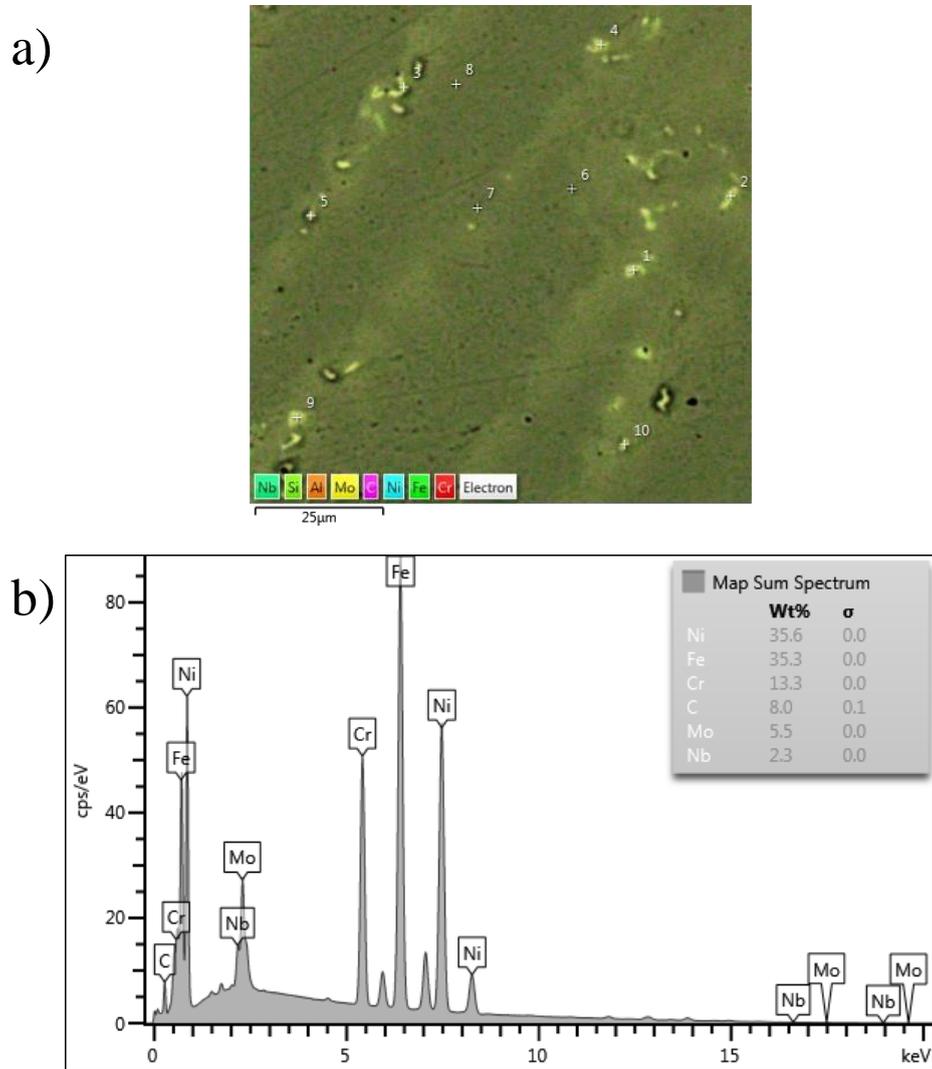
Fonte: Autor, 2022.

Figura A.4 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à interface dos materiais. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



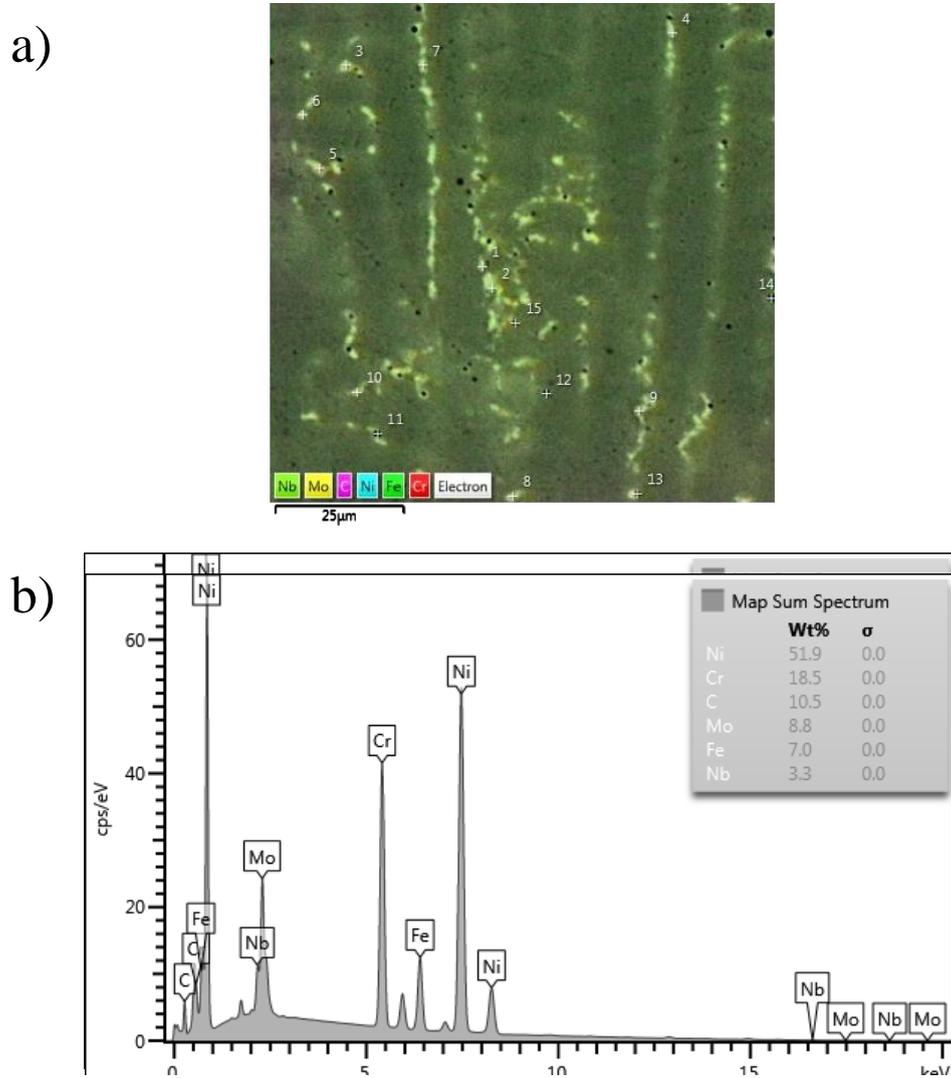
Fonte: Autor, 2022.

Figura A.5 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo TopTIG na região lateral próxima à interface dos materiais. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



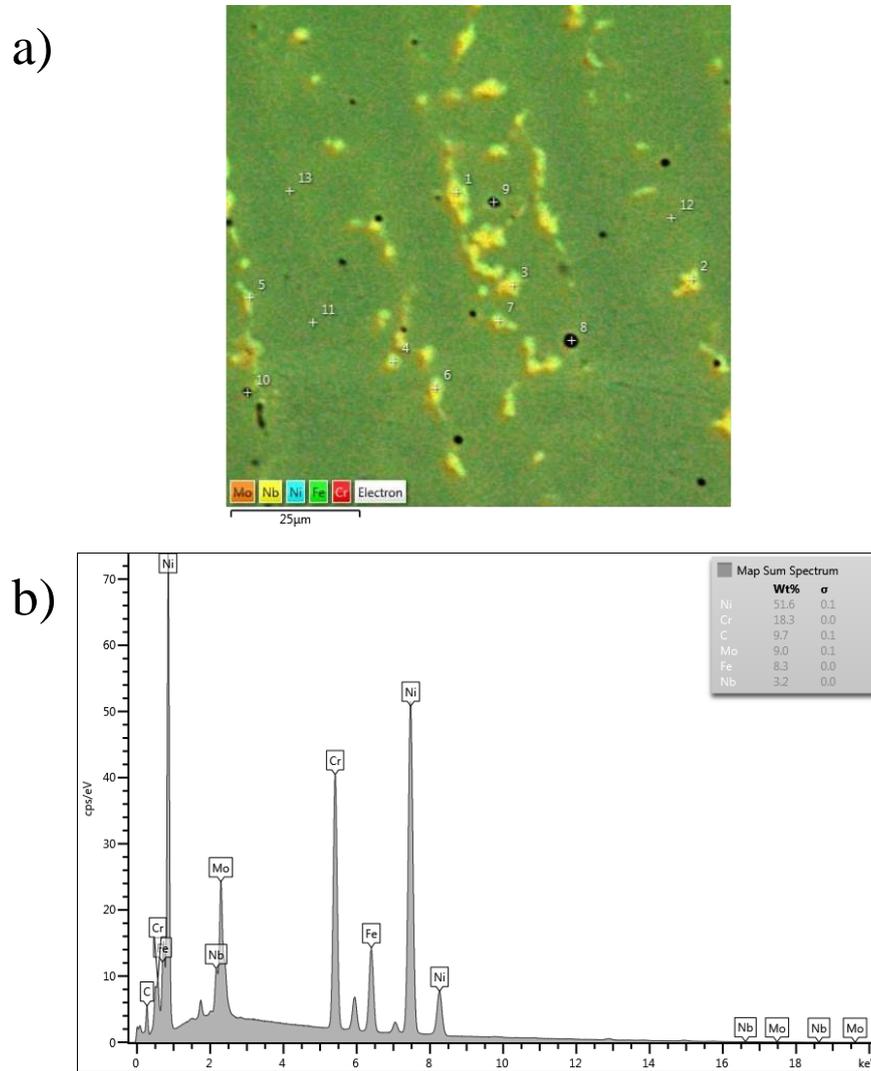
Fonte: Autor, 2022.

Figura A.6 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo PTA na região lateral próxima à interface dos materiais. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.

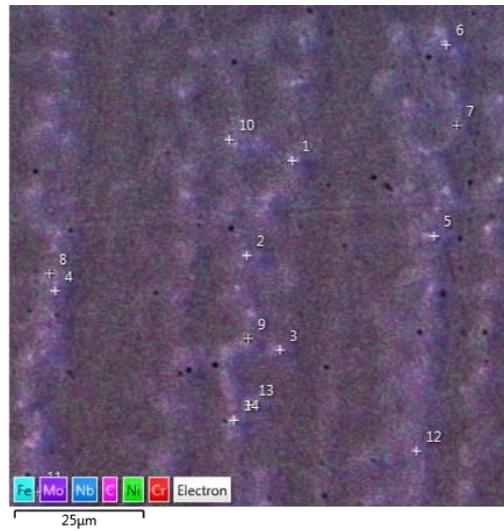
Figura A.7 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo PTA na região lateral próxima à interface dos materiais. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



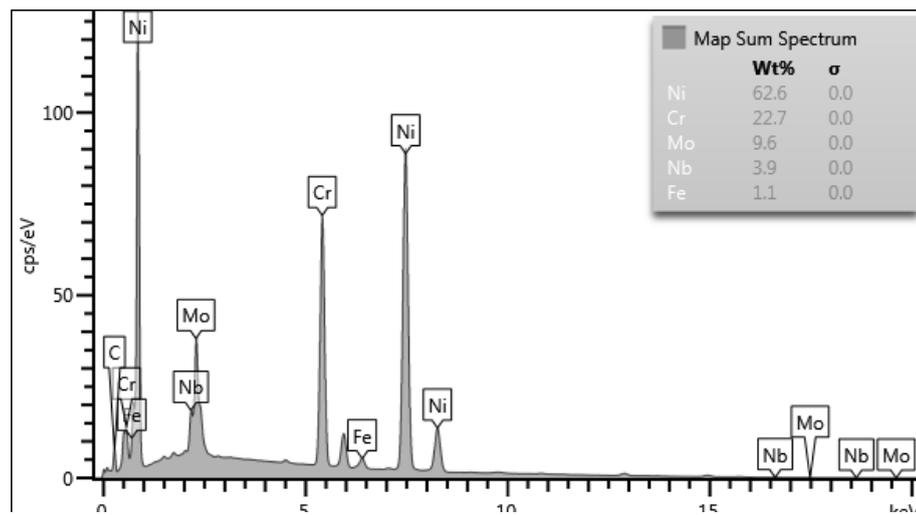
Fonte: Autor, 2022.

Figura A.8 - Composição química do revestimento de camada simples depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à interface dos materiais. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.

a)

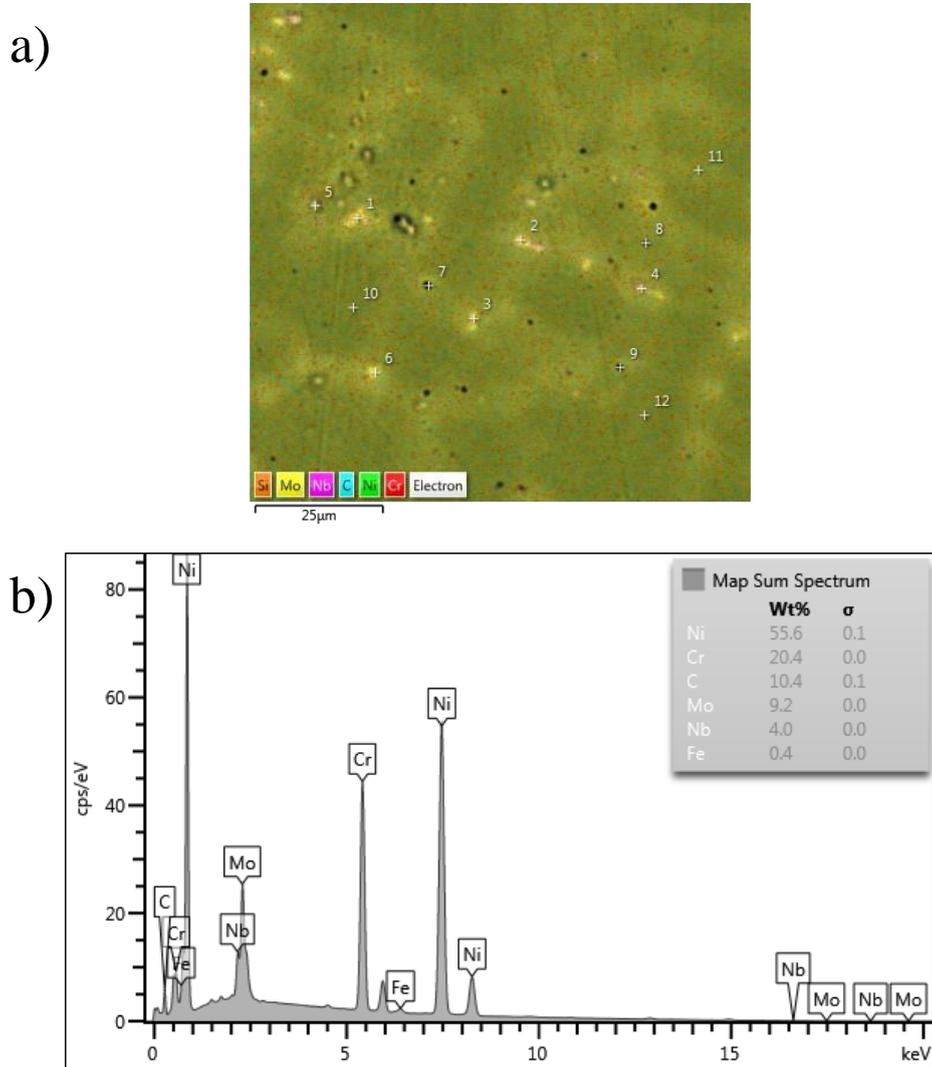


b)

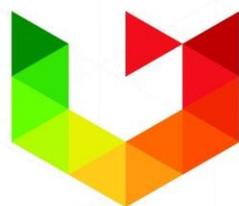


Fonte: Autor, 2022.

Figura A.9 - Composição química do revestimento de camada dupla depositado pelo processo MIG AC na região lateral próxima à interface dos materiais. a) Mapa de EDS, b) Gráfico com porcentagem de elementos detectados por EDS.



Fonte: Autor, 2022.



UPF

UNIVERSIDADE
DE PASSO FUNDO

UPF Campus I - BR 285, São José
Passo Fundo - RS - CEP: 99052-900
(54) 3316 7000 - www.upf.br