

ESTUDO DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA DE NÍQUEL 625 EM AÇOS API COM O PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA PÓ DE ARCO TRANSFERIDO

Davi de Santana de Oliveira

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Rio de Janeiro

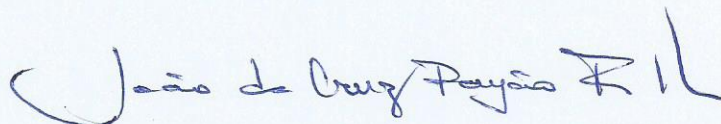
Março de 2019

ESTUDO DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA DE NÍQUEL 625 EM AÇOS API
COM O PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA PÓ DE ARCO TRANSFERIDO

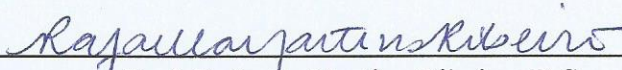
Davi de Santana de Oliveira

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA
(COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

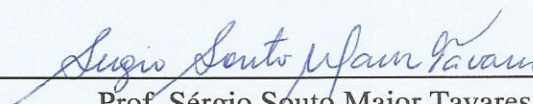
Examinada por:



Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr-Ing.



Prof. Rafaela Martins Ribeiro, D.Sc.



Prof. Sérgio Souto Maior Tavares, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

MARÇO DE 2019

Oliveira, Davi de Santana de

Estudo de Revestimentos de Superliga de Níquel 625 em Aços API com o Processo de Soldagem Plasma Pó de Arco Transferido / Davi de Santana de Oliveira. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2019

VIII 89 p.: il.; 29,7 cm

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Dissertação (mestrado) – UFRJ /COPPE /Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 85-89.

1. Soldagem PPTAW. 2. Revestimento metálico 3. Diluição. I. Payão Filho, João da Cruz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por operar em mim tanto o querer quanto o efetuar, segundo sua boa vontade, me capacitando a alcançar esta conquista.

Aos meus pais por terem me apoiado e motivado durante esta jornada.

À minha esposa por estar ao meu lado com amor e dedicação.

Ao professor João Payão por ter aberto a oportunidade e pela orientação.

Ao professor Sérgio Tavares pelo apoio nos ensaios de corrosão.

Ao engenheiro Daniel Adolpho pelo apoio sempre que necessário.

A todos os colegas do LNTSold pelos conhecimentos trocados, em especial, aos engenheiros Rodrigo Moura e Francisco Werley.

À empresa Cascadura Industrial S.A. por permitir o uso do equipamento de soldagem para este estudo.

À empresa Cockerill Maintenance & Ingénierie (CMI) pelo espaço disponibilizado para ensaios de soldagem.

E à empresa Kennametal pelo treinamento para utilização do seu equipamento de soldagem.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

ESTUDO DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA DE NÍQUEL 625 EM AÇOS API COM O PROCESSO DE SOLDAGEM PLASMA PÓ DE ARCO TRANSFERIDO

Davi de Santana de Oliveira

Março/2019

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O processo de soldagem de revestimento TIG arame quente é vastamente utilizado na indústria *offshore*, apesar da sua baixa taxa de deposição e maior dificuldade de controlar o nível de diluição. Alternativamente, o processo plasma pó com arco transferido PPTAW (*Plasma Powder Transferred Arc Welding*) vem sendo estudado para revestir internamente tubos de aço para obter aumento de resistência à corrosão. Este trabalho apresenta ensaios no sentido de encontrar os parâmetros de soldagem para o equipamento PPTAW utilizado que permitam realizar revestimento de superliga de níquel 625 em tubos de aço API atendendo a requisitos de normas internacionais, como espessura maior que 3 mm com uma única camada de revestimento, diluição menor que 10%, teor de ferro menor que 5% na superfície do revestimento e ausência de trincas maiores que 1,5 mm ou poros maiores que 2 mm. Foi realizada macrografia a fim de medir a espessura e o nível de diluição dos revestimentos soldados, além de microscopia óptica na interface das amostras para avaliar os defeitos existentes. O teor de ferro na superfície dos revestimentos foi analisado por meio de espectroscopia de emissão óptica. Os resultados mostraram que o equipamento PPTAW é capaz de produzir revestimentos que atendem aos requisitos normativos.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

STUDY OF NICKEL-BASED SUPERALLOY 625 CLADDING ON API STEELS
WITH PLASMA POWDER ARC TRANSFERRED WELDING PROCESS

Davi de Santana de Oliveira

March/2019

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

GTAW-HW (Hot Wire Gas Tungsten Arc Welding) cladding process is widely used in the offshore industry, despite its low deposition rate and greater difficulty to control the level of dilution. The Plasma Powder Transferred Arc Welding (PPTAW) process is an alternative for internal cladding steel pipes to obtain increased corrosion resistance. This study presents tests to find the welding parameters for the PPTAW equipment used to allow the cladding of nickel 625 superalloy on API steel pipes meeting international standards requirements, such as thickness greater than 3 mm with a single cladding layer, dilution lower than 10%, iron content lower than 5% on the cladding surface and absence of cracks greater than 1.5 mm or pores larger than 2 mm. Macrography was performed to measure the thickness and dilution level of welded claddings, as well as optical microscopy at the sample interface to evaluate the defects. Iron content on the surface of the samples was analyzed by means of optical emission spectroscopy. The results showed that PPTAW equipment is capable of producing weld overlay that meet regulatory requirements.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1	Aços alta resistência baixa liga (ARBL)	3
2.2	Aços API.....	4
2.3	Ligas de níquel.....	6
2.3.1	Ligas de níquel comercialmente puras	7
2.3.2	Ligas a base de níquel endurecidas por solução sólida	8
2.3.3	Ligas a base de níquel endurecidas por precipitação.....	8
2.3.4	Ligas de níquel especiais	11
2.3.5	Superliga de níquel 625	11
2.4	Processo de soldagem a plasma.....	14
2.5	Soldagem de revestimento	16
2.6	Parâmetros do processo PPTAW.....	18
2.6.1	Recuo do eletrodo	18
2.6.2	Diâmetro do orifício constritor	18
2.6.3	Distância bocal-peça.....	19
2.6.4	Corrente de soldagem	19
2.6.5	Velocidade de soldagem.....	19
2.6.6	Oscilação da tocha	19
2.6.7	Taxa de alimentação do pó	20
2.6.8	Gás de plasma	20
2.6.9	Gás de arraste.....	20
2.6.10	Gás de proteção.....	21
2.7	Zona termicamente afetada dos aços e suas características.....	21
2.8	Ensaio de corrosão por pite.....	24
2.9	Revestimentos de ligas de níquel em aços.....	27
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	29
3.1	Materiais	29

3.1.1	Metal de base	29
3.1.2	Metal de adição.....	30
3.2	Equipamento para soldagem.....	31
3.2.1	Ensaio de cordão isolado.....	31
3.2.2	Ensaio de revestimentos	32
3.3	Metodologia.....	35
3.3.1	Soldagem de cordões isolados	36
3.3.2	Soldagem de revestimentos	36
3.3.3	Macrografia	37
3.3.4	Microscopia óptica	39
3.3.5	Caracterização microestrutural	39
3.3.6	Ensaio de corrosão.....	40
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1	Ensaio de cordões isolados	43
4.2	Ensaio preliminar de revestimentos.....	51
4.3	Ensaio definitivo de revestimentos.....	58
4.4	Caracterização microestrutural e microdureza	69
4.5	Ensaio de corrosão por pite.....	79
5	CONCLUSÕES	83
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	84
7	BIBLIOGRAFIA	85

1 INTRODUÇÃO

O petróleo e seus derivados se destacam como os principais recursos energéticos do mundo, tendo papel primordial na dinâmica da sociedade moderna. Por essa razão, as empresas do ramo têm investido em pesquisas com o objetivo de desenvolver materiais e processos de fabricação que aumentem a eficiência de suas operações, o que resulta em aumentar a vida útil do equipamento e reduzir o número de paradas para manutenção, minimizando os custos de exploração e produção.

Um dos maiores desafios da indústria petroquímica é a corrosividade do petróleo sobre os equipamentos de produção de óleo e gás. Além disso, a maioria das bacias petrolíferas encontradas no Brasil é classificada como *offshore*, isto é, pertencem à plataforma continental ou estão ao longo da sua margem (ESPINOLA, 2013), fazendo com que esses equipamentos geralmente operem em ambientes corrosivos, o que torna o assunto ainda mais relevante.

A constatação de que os metais oxidam, tornando necessário protegê-los contra a corrosão não é fato novo para a humanidade, bem como a observação de que revestimentos auxiliam no combate à corrosão de metais, a qual é conhecida desde o começo do século XII (RAMANATHAN, 1988). Atualmente existem diversas formas de revestir materiais para as mais variadas finalidades dentre as quais se destaca a soldagem de revestimento onde um material de menor custo (aço) é revestido com um material nobre (superliga de níquel) com o propósito de elevar a resistência à corrosão de equipamentos industriais. A utilização de um material que apresente todas as propriedades mecânicas e metalúrgicas para operar em meio ácido pode ser demasiadamente onerosa. Por isso, uma saída é revestir um metal menos nobre com um mais custoso que resulte em elevada resistência à corrosão.

O processo de soldagem de revestimento TIG arame quente é vastamente utilizado na indústria *offshore*, todavia a maior dificuldade de controlar a diluição e a baixa taxa de deposição são limitações do processo. Como uma alternativa, o processo plasma pó com arco transferido (PPTAW - *Plasma Powder Transferred Arc Welding*) tem sido estudado para aplicação de soldagem de revestimento interno de tubos em instalações

petroquímicas uma vez que ele fornece vantagens como cordões homogêneos, alta produtividade e baixo nível de diluição (MIRANDA, 2014).

O equipamento PPTAW utilizado nesta pesquisa é inovador, pois dispõe de uma longa tocha de soldagem que permite soldar internamente tubos de 3 metros de comprimento e pelo menos 4 polegadas de diâmetro. Este trabalho tem como objetivo principal encontrar parâmetros de soldagem que permitam realizar neste equipamento revestimentos de superliga de níquel 625 com os seguintes requisitos:

- Diluição menor que 10%;
- Teor de ferro menor que 5% a uma distância de 3 mm da linha de fusão conforme DNV ST F101 (2017). Para isso, a espessura do revestimento deve ser pelo menos 3 mm, o que neste estudo deve ser alcançado com apenas uma camada para garantir a alta produtividade do processo PPTAW, fazendo dele competitivo perante outros processos;
- Ausência de trincas maiores que 1,5 mm ou poros maiores que 2 mm conforme ISO 15614-7 (2007).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços alta resistência baixa liga (ARBL)

Os aços ARBL formam um grupo de ligas de ferro com baixo teor de carbono. Eles apresentam maior valor de resistência mecânica que os aços comuns com baixo teor de carbono. Sua composição química é capaz de influenciar fortemente suas propriedades mesmo em pequenas variações. A adição de carbono promove a elevação dos limites de resistência e de escoamento e também da dureza, ao passo que diminui a tenacidade do aço. A temperabilidade se eleva conforme o teor de carbono aumenta, diminuindo a soldabilidade por conta da propensão ao endurecimento e surgimento de trincas no metal de solda e na ZTA (zona termicamente afetada) (TELLES, 1989).

O aumento da quantidade de manganês também eleva a resistência mecânica e a dureza do aço, mas reduz menos a tenacidade e a soldabilidade quando comparado ao carbono. Combate o efeito deletério do enxofre ao combinar-se com ele, formando sulfeto de manganês (TELLES, 1989).

Elementos como vanádio, titânio e nióbio atuam no refino de grão ao limitar o crescimento de grão da austenita, podendo também retardar sua recristalização quando da laminação a quente. Desta forma, a transformação em ferrita acontece a partir da austenita deformada (GONZAGA, 2015).

Fósforo e enxofre são considerados como impurezas, pois prejudicam a qualidade do aço (TELLES, 1989). Apesar de o fósforo apresentar alguns benefícios como a melhoria da resistência mecânica, da resistência à corrosão e ao desgaste, os efeitos prejudiciais deste elemento predominam, como a diminuição da tenacidade e a fragilização ao revenido. Por essa razão, o teor de fósforo no aço é controlado com rigor. Com relação ao enxofre, quando este se combina com ferro formando FeS, provoca fragilidade no aço em trabalhos a quente (SILVA, 2010).

2.2 Aços API

A Figura 1 apresenta o desenvolvimento de aços de Grau API especificados pela *American Petroleum Institute (API)*. Nos anos 70, a laminação controlada substituiu a laminação a quente e a normalização. O primeiro processo permitiu que aços de X60 até X70, microligados com nióbio, tivessem o teor de carbono reduzido. Nos anos 80, o processo termomecânico de laminação controlada seguida de resfriamento rápido possibilitou o surgimento do grau X80, com teor de carbono ainda mais reduzido, conferindo excelente soldabilidade. Em seguida, o grau X100 emergiu no início dos anos 90, quando um aumento na resistência mecânica foi proporcionado pela adição de níquel, cobre e molibdênio (HILLENBRAND *et al.*, 2001).

Este avanço metalúrgico ocorreu devido à necessidade de se alcançar: maior refino de grão, o que implica simultaneamente a elevação da tenacidade e da resistência mecânica; e redução do teor de carbono, uma vez que isto melhora a soldabilidade ao reduzir a possibilidade de trinca a frio, pois a tendência à formação de martensita é reduzida (SILVA, 2010).

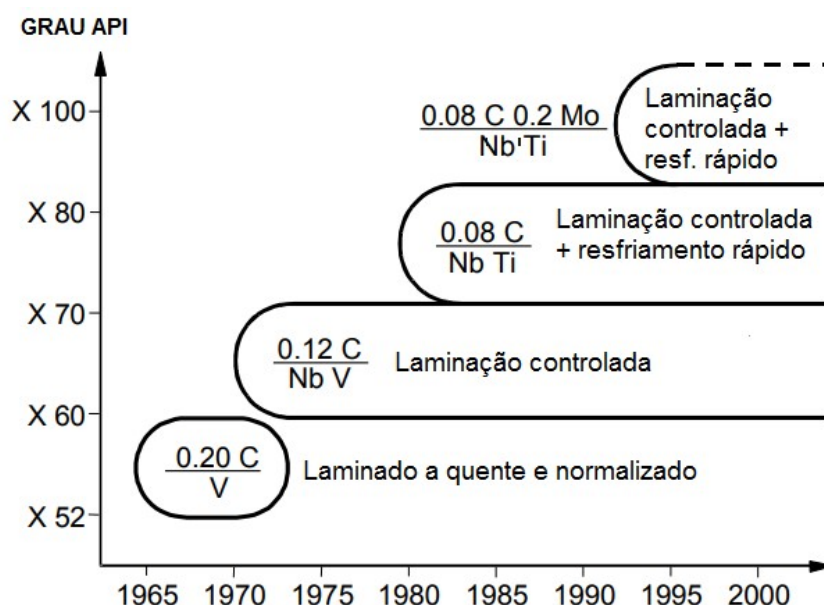


Figura 1 – Desenvolvimento de aços API (adaptado de HILLENBRAND *et al.*, 2001).

A Figura 2 apresenta microestruturas de três tipos de aço utilizados em linhas de tubulação. O aço X60 é caracterizado por ferrita e perlita bandeadas e grãos grosseiros, enquanto o aço X70 possui microestrutura mais uniforme e com grãos mais refinados.

Já o aço X80, que é produzido por meio de um processamento termomecânico de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, apresenta uma microestrutura ainda mais uniforme e refinada (HILLENBRAND *et al.*, 2001).

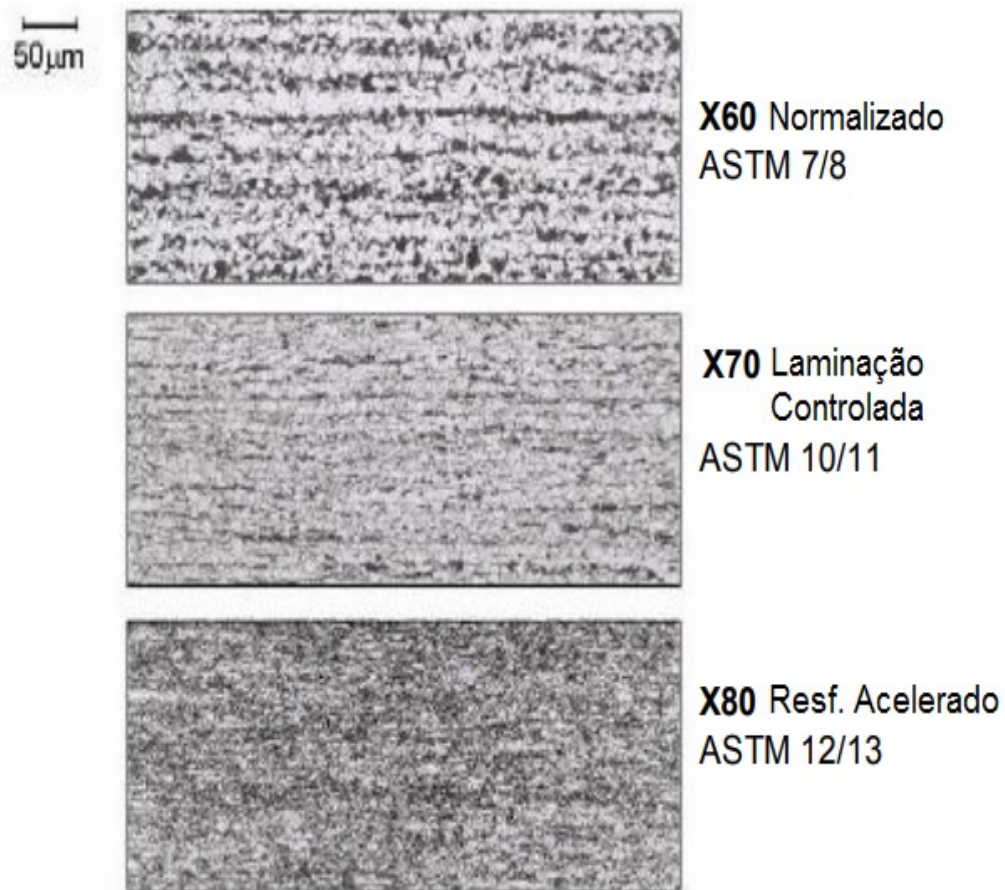


Figura 2 – Microestruturas típicas de aços API X60, X70 e X80 (adaptado de HILLENBRAND *et al.*, 2001).

Os fenômenos metalúrgicos provenientes do resfriamento acelerado e da laminação controlada são apresentados na Figura 3. É possível utilizar o resfriamento duas vezes durante a laminação, sendo que o primeiro aumenta o refinamento da ferrita e o segundo evita a formação de perlita, tornando a microestrutura final mais homogênea (HILLENBRAND *et al.*, 2001). São obtidos grãos austeníticos menores e alongados quando a austenita não se recristaliza, o que favorece a nucleação da ferrita, resultando em um grão ferrítico mais fino (SILVA, 2010).

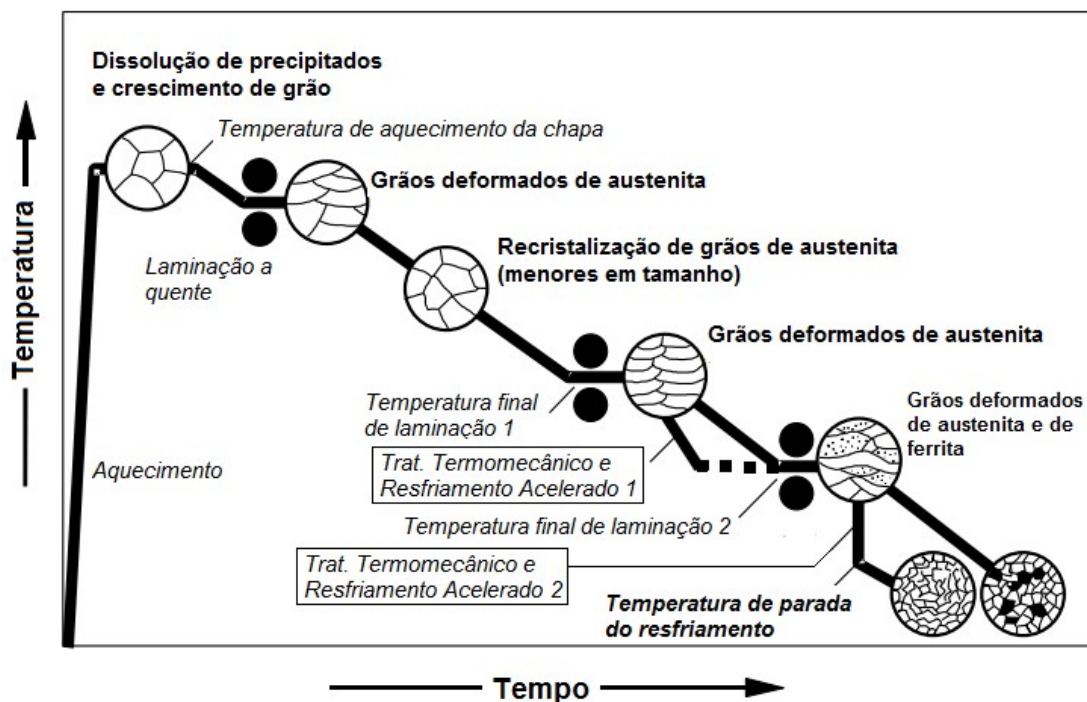


Figura 3 – Desenho esquemático dos processos metalúrgicos envolvidos durante a laminação controlada e resfriamento rápido (adaptado de HILLENBRAND *et al.*, 2001).

2.3 Ligas de níquel

O níquel é um metal extremamente relevante em engenharia. Possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), o que o faz altamente deformável, além de possuir excelente resistência à corrosão em altas temperaturas. Contudo, é relativamente caro e sua densidade é alta (8,9 g/cm³), limitando seu emprego (SMITH, 1998).

As ligas a base de níquel podem ser aplicadas em temperaturas próximas a 1200°C e em trabalhos criogênicos uma vez que sua matriz permanece CFC desde a solidificação até o zero absoluto. Elementos específicos são adicionados para que a liga resista à corrosão em diversos setores como indústria química, petroquímica, geração de potência, controle de poluição, engenharia aeroespacial, entre outros (DUPONT, 2009).

Como não há sistema de classificação para ligas de níquel assim como há para ligas de alumínio e aços, as ligas a base de níquel são comumente classificadas por suas composições, como mostrado na Figura 4.

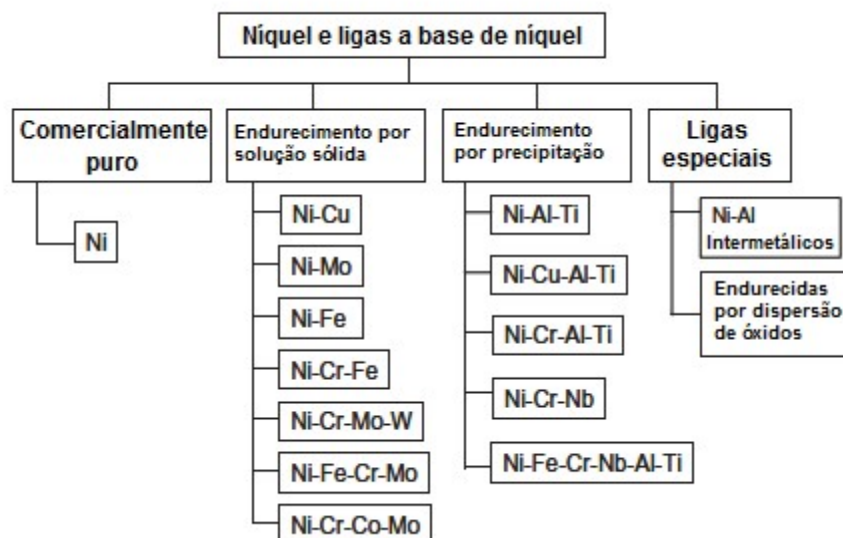


Figura 4 – Classificação de ligas a base de níquel (adaptado de DUPONT, 2009).

2.3.1 Ligas de níquel comercialmente puras

Ligas de níquel comercialmente puras contêm teor de níquel maior que 99% (em peso). Estas ligas são classificadas entre 200 e 201, possuem baixa resistência mecânica, baixa dureza, e alta resistência à corrosão. A Liga 201 tem um limite de 0,02% (em peso) de carbono para aplicação acima de 315°C sem risco de ‘grafitização’. Adições de carbono acima do limite de solubilidade (aproximadamente 0,02%) causam precipitação de partículas de grafite que levam à fragilização do material, uma vez que o carbono é relativamente móvel acima de 315°C na matriz de níquel (DUPONT, 2009).

Estas ligas apresentam boa soldabilidade, porém o fluxo de gás de proteção deve ser suficiente para evitar porosidades. Consumíveis de soldagem de ligas de níquel comercialmente puras possuem adições de até 1,5% de alumínio e de 2% a 3,5% de titânio para compensar os efeitos de contaminações atmosféricas. Estes elementos se combinam com nitrogênio para formar nitretos e com oxigênio para formar óxidos, controlando a formação de porosidades (DUPONT, 2009).

2.3.2 Ligas a base de níquel endurecidas por solução sólida

Ligas de níquel endurecidas por solução sólida são utilizadas em finalidades que exijam resistência mecânica moderada e excelente resistência à corrosão a temperaturas até 800°C, ou ainda chegando a 1200°C em alguns casos. Estas ligas têm ampla aplicação na indústria petroquímica, geração de potência e criogenia, sendo endurecidas pela adição de elementos de liga substitucionais como o ferro e o cobre, bem como cromo, molibdênio e tungstênio, desde que tais elementos respeitem o limite de solubilidade em níquel. A adição destes elementos distorce a estrutura CFC e resulta numa rede endurecida de fase austenítica (DUPONT, 2009). Por exemplo, um átomo do elemento de adição que seja menor que o átomo da rede cristalina, no caso o níquel, exerce tensões trativas sobre sua vizinhança. Da mesma maneira, caso o átomo do elemento adicionado seja maior, ele exercerá tensões compressivas na rede, diminuindo a mobilidade das discordâncias.

O níquel e o cobre, por serem isomorfos, apresentam completa solubilidade sólida, o que viabiliza a produção de ligas em fase única qualquer que seja a variação da composição química. Estas ligas exibem alta resistência à corrosão à água do mar, sendo utilizadas em sistemas fixos de combate a incêndio com água (DUPONT, 2009).

Ligas de níquel endurecidas com ferro são utilizadas por devido às suas propriedades elétricas além do alto coeficiente de expansão, como exemplo pode ser citada a liga Ni-Fe com 36% de ferro em peso, conhecida como INVAR^{®iv}, a qual apresenta o mais baixo coeficiente de expansão dentre todas as ligas a base de níquel (DUPONT, 2009).

2.3.3 Ligas a base de níquel endurecidas por precipitação

As ligas de níquel endurecidas por precipitação são conhecidas como “superligas”, pois possuem alta resistência mecânica e resistência à corrosão a elevadas temperaturas. A adição de titânio, nióbio e alumínio geram precipitados com níquel após tratamento térmico adequado, podendo obter uma liga com limite de escoamento maior que 1035 MPa. Os precipitados mais comuns são chamados de γ' (Ni_3Al e Ni_3Ti), que se formam pela adição de alumínio e titânio, e γ'' por meio da adição de nióbio (Ni_3Nb)(DUPONT, 2009). Estas fases distribuídas de forma homogênea no interior do

grão funcionam como barreiras ao movimento das discordâncias, bem como as distorções da rede cristalina em torno dos precipitados, permitindo maior resistência da liga. Em geral, há dois mecanismos pelos quais o deslocamento de discordâncias consegue superar barreiras de precipitados. Um deles ocorre quando os precipitados são coerentes com a matriz, dividindo um mesmo plano de deslizamento. Mesmo com a coerência, os átomos do precipitado e da matriz possuem características distintas, sendo necessário elevar a tensão aplicada. O segundo mecanismo ocorre quando a discordância se encurva ao redor de precipitados, dependendo do espaçamento entre eles, e se restauram após os precipitados para dar prosseguimento ao deslocamento. Este caso é conhecido como mecanismo de Orowan (SANTOS, 2006).

A energia superficial e a deformação elástica provocada pelo desajuste de rede entre γ e γ' (Figura 5) determina a morfologia do precipitado. Se a incompatibilidade for baixa, o formato esférico minimiza a energia superficial e de deformação do precipitado, ao passo que, caso o desajuste seja alto, o precipitado terá morfologia cuboidal, de maneira eles se alinham ao longo das direções $\langle 100 \rangle$, as quais apresentam menor rigidez elástica (BROOKS, 1982). A Figura 5 e a Figura 6 apresentam morfologias referentes a diferentes graus de desajuste.

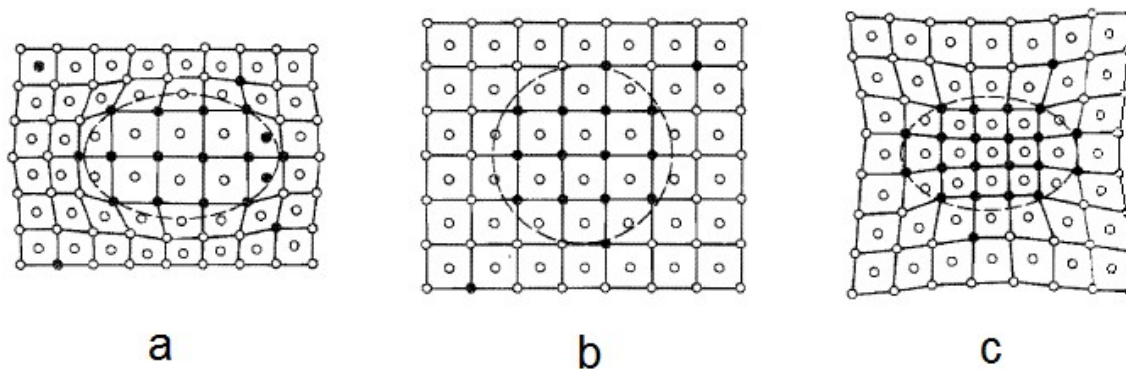


Figura 5 - Estrutura de γ' maior que a de γ (a). Estrutura de γ' igual a de γ (b). Estrutura de γ' menor que a de γ (c). (Adaptado de BROOKS, 1982).

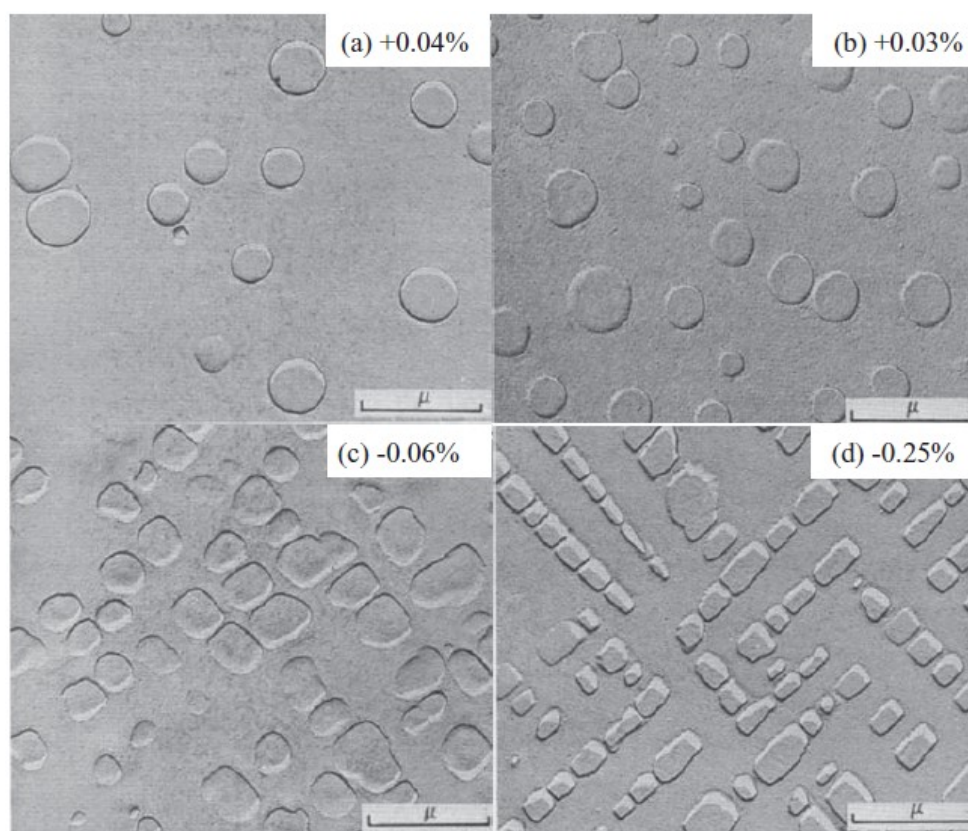


Figura 6 – Micrografia de γ' em diferentes desajustes de rede na liga Ni-Al-Mo (DUPONT, 2009).

2.3.4 Ligas de níquel especiais

As ligas endurecidas por dispersão de óxidos são produzidas por meio de processamento mecânico que mistura metal e óxidos. Em seguida, a mistura é tratada termicamente para alcançar as propriedades mecânicas necessárias. Aluminetos de níquel são ligas baseadas em um sistema intermetálico. Estas ligas especiais são resistentes e significativamente mais leves que superligas a base de níquel convencionais uma vez que existe alta fração de volume de alumínio, porém elas têm baixa tenacidade. Devido à relação resistência/peso tanto as ligas endurecidas por dispersão de óxidos quanto os aluminetos de níquel possuem aplicações na indústria de motores de turbina aeroespacial (DUPONT, 2009).

2.3.5 Superliga de níquel 625

A superliga de níquel 625 apresenta alta resistência mecânica, excelente resistência à corrosão e marcante resistência à fluência. Dentre os exemplos de aplicações da superliga de níquel 625 podem-se citar as indústrias petroquímica, aeronáutica e aeroespacial (SHANKAR *et al.*, 2001). A Tabela 1 apresenta a composição química desta liga conforme a norma (ASTM B446, 2014).

Tabela 1 – Composição química da superliga de níquel 625 (ASTM B446, 2014).

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

Apesar da liga ter sido projetada, a princípio, para ser endurecida por solução sólida pela adição de alguns elementos (cromo, molibdênio e nióbio), foi detectada a precipitação de fases intermetálicas e carbonetos mediante tratamento térmico de envelhecimento na faixa de 550°C a 750°C. O endurecimento é devido principalmente à fase metaestável γ'' [$\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al}, \text{Ti})$] formada em temperaturas elevadas (550°C a 650°C), que tem estrutura tetragonal de corpo centrado, e se transforma na fase ortorrômbica δ [$\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Mo})$] após envelhecimento prolongado (Figura 7). Em temperaturas mais altas (760°C a 980°C), carbonetos precipitam enquanto γ'' e $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$ se dissolvem, e a fase δ se forma em envelhecimentos de mais longa duração (Figura 8) (SHANKAR *et al.*, 2001).

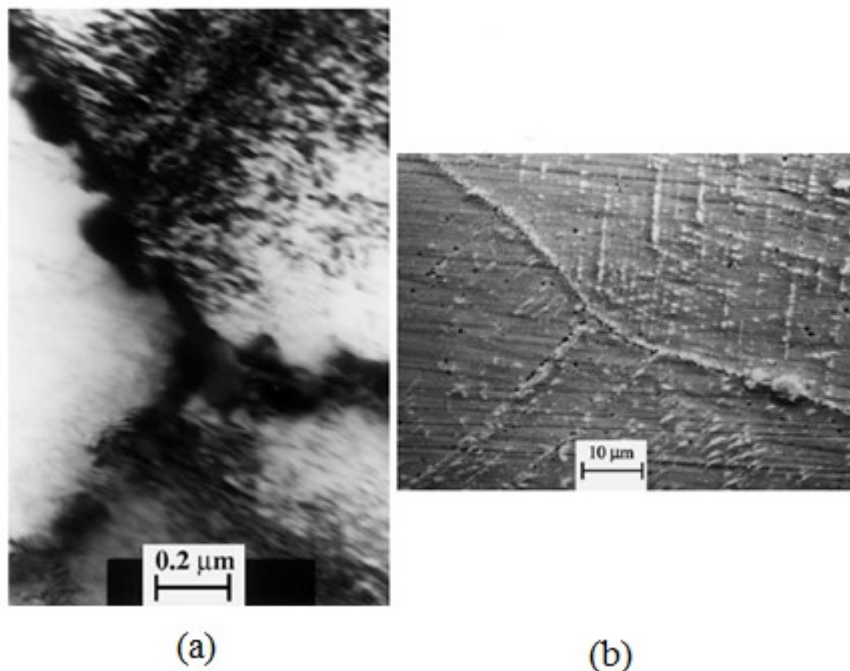


Figura 7 – (a) Liga 625 envelhecida a 650°C por 10 h: carbonetos nos contornos de grão e fase γ'' distribuída na matriz de material envelhecido a 650°C por 10 h / (b) Liga 625 envelhecida a 650°C por 500 h: precipitados alongados de δ (SHANKAR *et al.*, 2001).

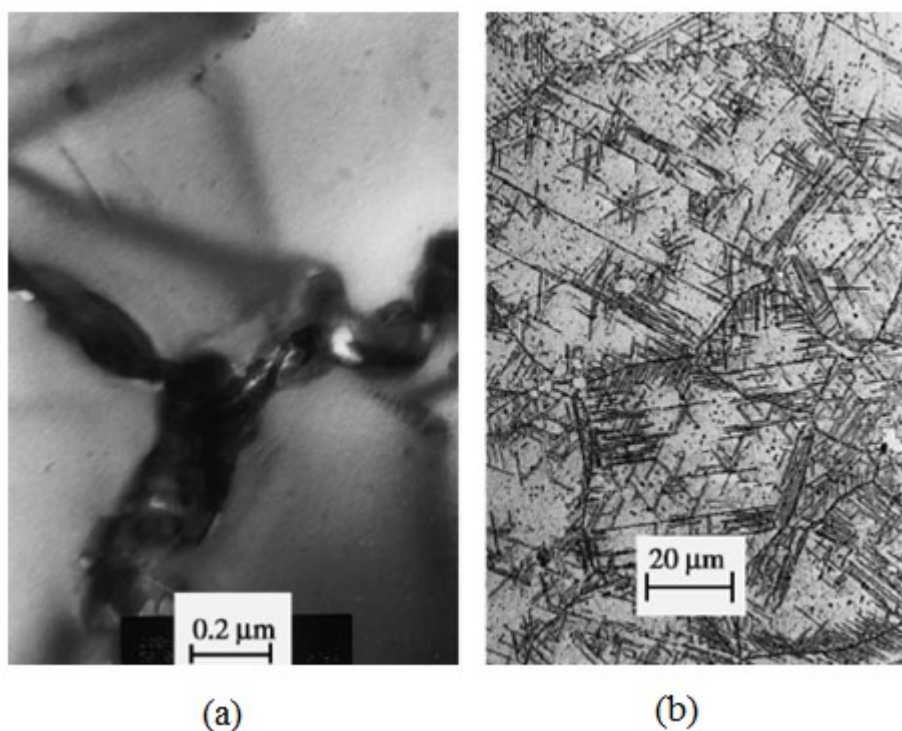


Figura 8 – (a) Liga 625 envelhecida a 850 °C por 1h: carbonetos nos contornos de grão e ausência de γ'' e $\text{Ni}_2(\text{Cr},\text{Mo})$ / (b) Liga 625 envelhecida a 850 °C por 100 h: precipitação de fase δ (SHANKAR *et al.*, 2001).

Outro tipo de precipitado presente em ligas de níquel 625, sobretudo em amostras soldadas, é a fase Laves. Esta se forma em regiões interdentríticas e possui morfologia eutética lamelar rica em nióbio. SILVA (2010) detectou cadeias destas fases como pode ser visto na Figura 9. A análise de EDS apontou para composição química com teor elevado de nióbio e molibdênio.

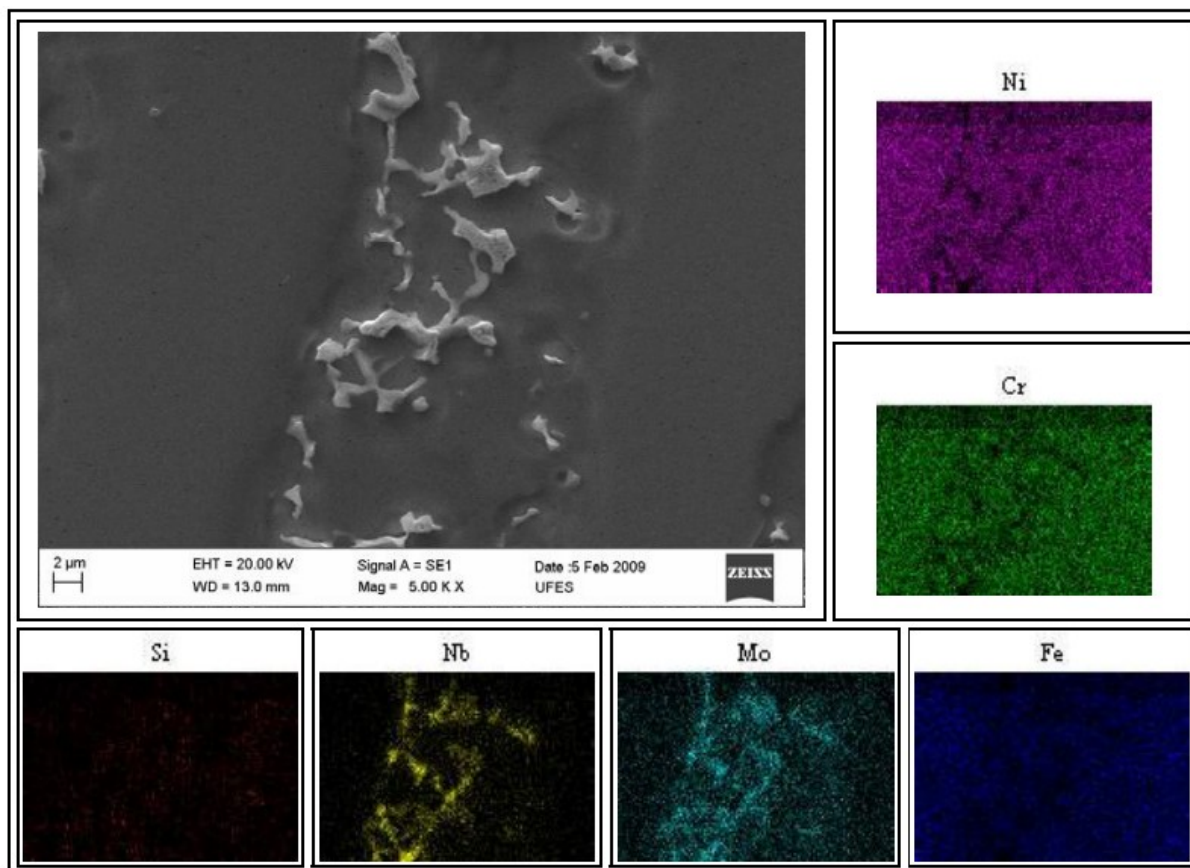


Figura 9 – Mapeamento químico de fase Laves (SILVA (2010)).

2.4 Processo de soldagem a plasma

A soldagem a arco plasma (*Plasma Arc Welding* – PAW) é um processo de soldagem ao arco elétrico que gera a união de peças por fusão através do calor fornecido por um arco constrito entre o eletrodo e o substrato (arco transferido) ou entre o eletrodo e o bocal constritor (arco não-transferido) (Figura 11). O processo PAW fornece maior densidade de energia devido ao fato do arco plasma ser forçado a passar pelo bocal constritor. O gás é direcionado através da tocha ao redor do eletrodo, se tornando ionizado no arco para formar o plasma. Para a maior parte das operações, o gás de proteção é fornecido por um bocal externo, visando a impedir contaminação da poça de soldagem (Figura 10) (AWS, 1991).

A concentração de energia neste processo gera velocidades de soldagem mais altas em algumas aplicações, maior controle da penetração por meio dos parâmetros de

soldagem e a necessidade de menor corrente para produzir uma determinada solda, reduzindo distorções (AWS, 1991).

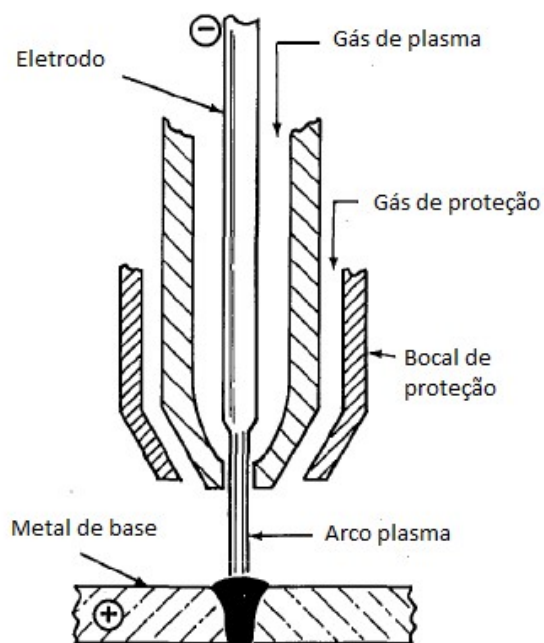


Figura 10 – Processo de soldagem a plasma (adaptado de AWS, 1991).

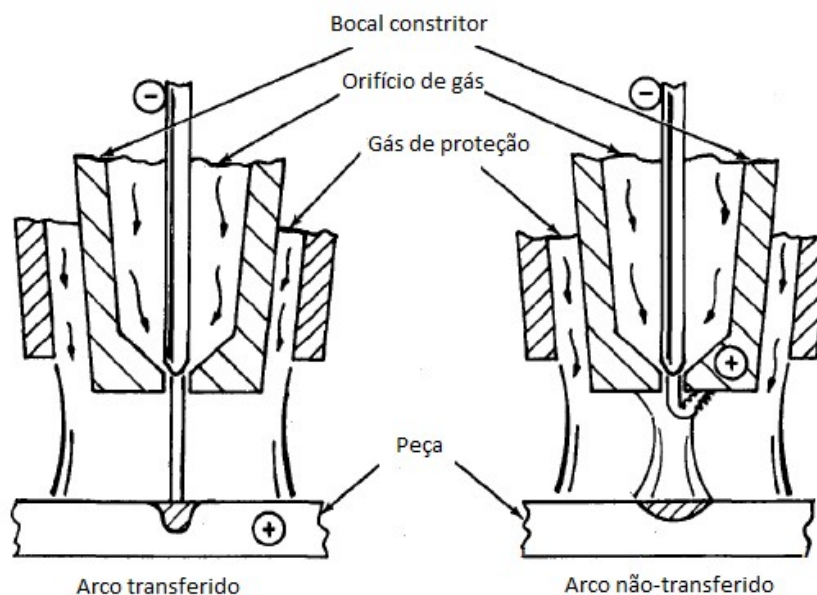


Figura 11 – Processo de soldagem a plasma com arco transferido e arco não transferido (adaptado de AWS, 1991).

2.5 Soldagem de revestimento

Este método de soldagem consiste em obter um revestimento mediante a deposição de cordões de solda posicionados um ao lado do outro, o que gera camadas metálicas com propriedades distintas do metal de base a fim de permitir atributos à superfície que o substrato não possui.

As soldagens de união e de revestimento possuem como principal diferença a relevância dada ao controle da diluição, que vem a ser o nível de mistura entre metal de adição e metal de base. Na soldagem de juntas, são escolhidos parâmetros que proporcionem boa penetração; em contrapartida, na soldagem de revestimento busca-se baixa penetração, alto reforço, grande largura, o que resulta em baixa diluição. Manter baixos níveis de diluição é essencial para garantir as propriedades desejadas no revestimento (SILVA, 2010).

A diluição D pode ser calculada segundo a Equação 1, avaliando a seção transversal do cordão de solda, onde A_{MA} é a área acrescentada pelo metal de adição, e A_{MB} é a área fundida do metal de base, conforme Figura 12.

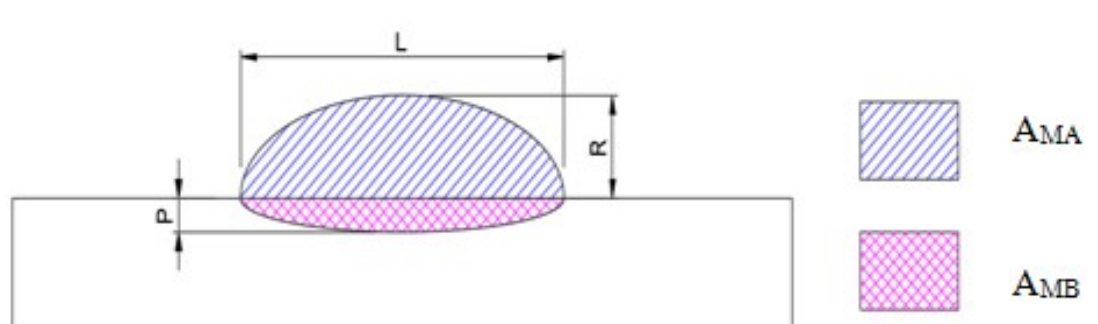
$$D = \frac{A_{MB}}{A_{MA} + A_{MB}} \times 100 \quad \text{Equação 1}$$


Figura 12 - Desenho esquemático do cordão de solda com identificação de dimensões e áreas para cálculo de diluição (Autoria própria).

A soldagem de revestimento com o processo plasma pó tem como particularidade o uso de material de adição em forma de pó. O equipamento básico para a soldagem a PPTAW é análogo ao utilizado no processo plasma, com o acréscimo de um sistema de alimentação do material de adição (pó metálico). Este procedimento demanda uma

tocha constituída por três bocais, o primeiro para o escoamento do gás de plasma, o segundo para alimentar o pó metálico que é conduzido pelo gás de arraste e o último para conduzir o gás de proteção. A Figura 13 ilustra esta técnica.

Este processo de revestimento atualmente está entre os tratamentos superficiais com deposição de material mais relevantes e tem como vantagens marcantes: alta produtividade, boa uniformidade na sobreposição de cordões, reduzido nível de diluição e alta taxa de deposição (MIRANDA, 2014).

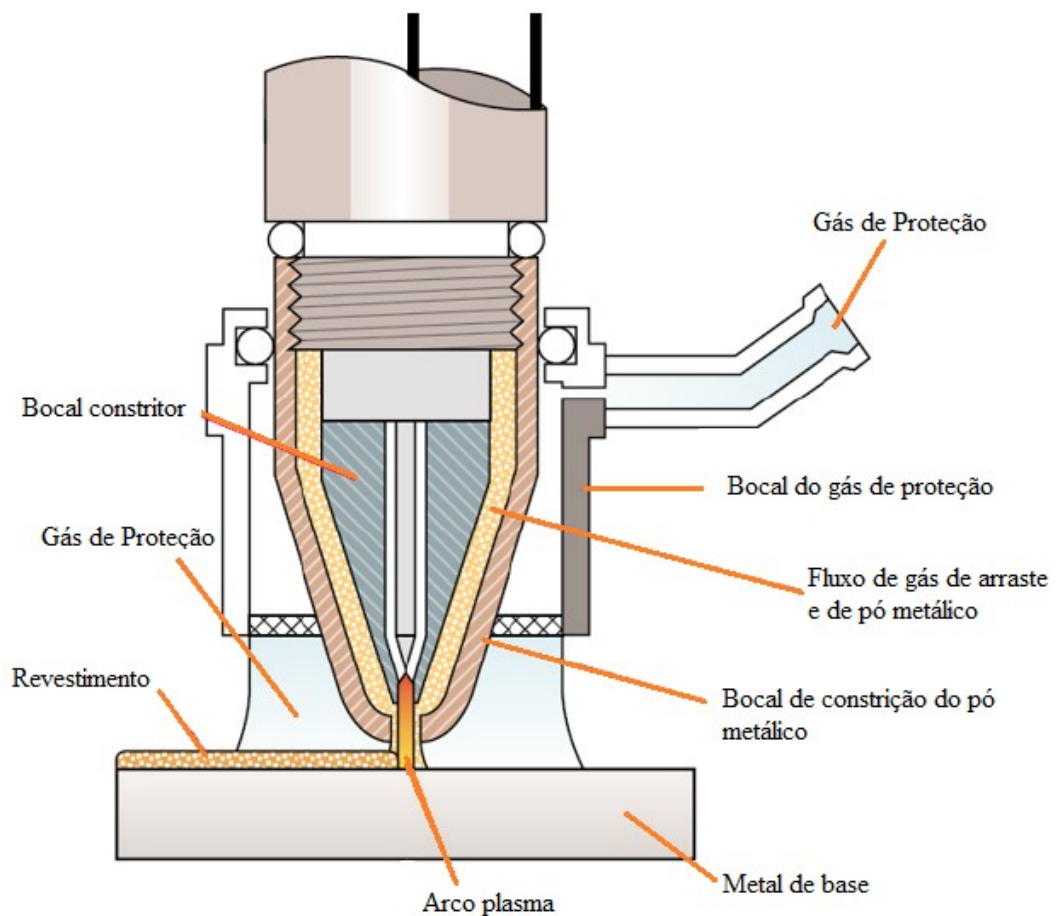


Figura 13 – Processo plasma pó (adaptado de MIRANDA, 2014).

2.6 Parâmetros do processo PPTAW

2.6.1 Recuo do eletrodo

Recuo do eletrodo é o afastamento entre a face externa do bocal constritor e o eletrodo. O nível de constrição do arco é afetado por esse parâmetro, o que influencia a densidade de energia de soldagem. O impacto da variação do recuo do eletrodo é representado na Figura 14. Em geral, o modelo da tocha define os valores (máximo e mínimo) para esse parâmetro (SILVA, 2010).

Um valor alto de recuo acarretará cordões de solda mais estreitos e maiores penetrações, enquanto menores valores de recuo aumentam a largura do cordão e diminuem a penetração devido à redução da constrição do arco.

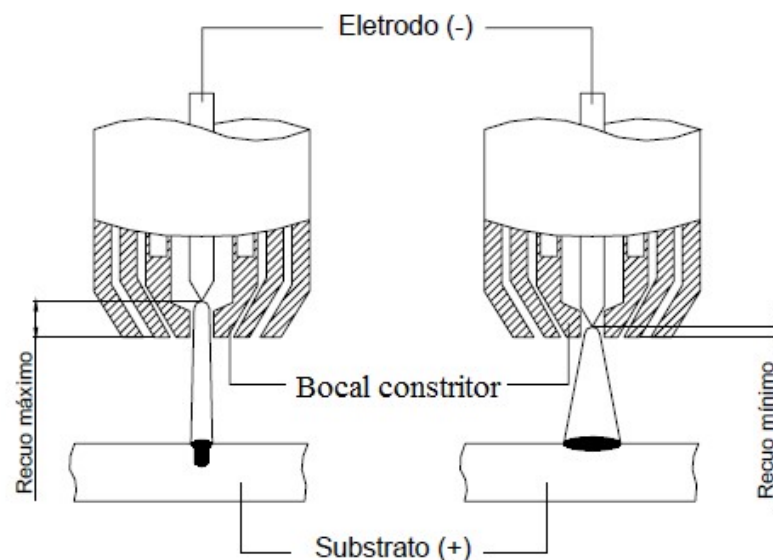


Figura 14 – Efeito do recuo do eletrodo (adaptado de DÍAZ, 2005).

2.6.2 Diâmetro do orifício constritor

O eletrodo fica confinado em um bocal constritor que possui um orifício por onde o gás plasma e o arco atravessam. Este parâmetro está intimamente associado à largura e à penetração do cordão de solda (MIRANDA, 2014). Quanto menor o diâmetro do orifício, mais o arco será constrito e maior será a densidade de energia de soldagem.

2.6.3 Distância bocal-peça

O processo de soldagem a plasma é pouco sensível à distância entre o bocal e o substrato em virtude do arco ser quase cilíndrico, mesmo assim este parâmetro pode ser relevante e influenciar o cordão de solda. Portanto, o aumento do espaçamento entre o bocal e a peça tende a expandir a região de incidência do arco sobre o metal de base, diminuindo a penetração e aumentando a largura do cordão.

DÍAZ (2005) analisou revestimentos da liga Stellite 6 depositados por plasma pó, avaliando as características do cordão de solda com a variação da distância do bocal à peça. Os resultados apresentaram penetrações maiores com valores de reforço similares com uma diminuição da distância bocal-peça, o que aponta para maior nível de diluição.

2.6.4 Corrente de soldagem

O tipo de corrente mais usado na maior parte das aplicações para o processo a plasma é em polaridade direta (CC-), visto que fornece mais energia de soldagem à peça e reduz o desgaste do eletrodo (DIAZ, 1999). O efeito da corrente na geometria do cordão de solda é análogo ao que ocorre nos demais processos de soldagem a arco, ou seja, a largura do cordão e a penetração da solda no metal de base tendem a ampliar com o aumento da corrente (MARQUES, 2009), o que foi verificado no trabalho de NUNES *et al.* (2015).

2.6.5 Velocidade de soldagem

A qualidade da solda é afetada de forma considerável pela velocidade de soldagem, a qual está associada diretamente com a transferência de calor à peça por unidade de comprimento (DIAZ, 1999). Em seu trabalho, DIAZ (2005) observou diminuição da diluição com o aumento da velocidade de soldagem.

2.6.6 Oscilação da tocha

A movimentação da tocha é conhecida como tecimento. Este afeta parcialmente a velocidade de soldagem, a ocorrência de defeitos na junta e também a geometria do cordão. Um dos tipos mais comuns de tecimento, o qual é largamente utilizado na soldagem de revestimentos protetores, é o “zigue-zague” (MACHADO, 1996), que se

baseia na oscilação lateral da tocha enquanto esta se movimenta em direção perpendicular à oscilação.

2.6.7 Taxa de alimentação do pó

O formato da partícula do pó influencia o processo. Partículas com morfologia irregular dificultam o sistema de alimentação do material de adição, por essa razão são desejadas partículas esféricas, porém isso aumenta o custo de fabricação.

O estudo de MIRANDA (2014), no qual foram utilizados revestimentos de ligas de níquel depositados em tubos API pelo processo plasma pó, aponta para a possibilidade desse parâmetro ter efeitos relevantes na diluição, sendo menor à medida que se aumenta a taxa de alimentação. Já em relação ao reforço, este mesmo estudo mostrou que a elevação da taxa de alimentação proporciona o aumento do reforço em razão da maior quantidade de pó de soldagem depositado.

2.6.8 Gás de plasma

O gás de plasma geralmente utilizado é o argônio por proporcionar cordões de solda de alta qualidade e boa estabilidade a um custo relativamente baixo. Possui reduzido potencial de ionização, promovendo a abertura e transferência do arco sem maiores complicações. Quando desejada maior penetração, uma mistura com hidrogênio pode ser empregada. As características da poça fundida são consideravelmente influenciadas pela vazão do gás de plasma, de modo que um aumento nesse parâmetro provoca um aumento da penetração (OLIVEIRA, 2001). A elevação da vazão do gás plasma provoca um aumento importante na diluição, pois aumenta a pressão que o arco exerce sobre o substrato e intensifica a transferência convectiva de calor do plasma.

2.6.9 Gás de arraste

Normalmente o gás de arraste utilizado é o argônio (DIAZ, 2005). O estudo feito por MIRANDA (2014) mostrou que o reforço diminui com o aumento da vazão de gás de arraste, possivelmente por causa da maior velocidade com que as partículas de pó de soldagem atingem o metal de base, provocando um efeito de dispersão, o que reduz a eficiência da deposição.

2.6.10 Gás de proteção

Corriqueiramente, na soldagem a plasma, o gás de plasma é o mesmo gás utilizado para proteção. Como a própria denominação sugere, este gás tem o papel principal de proteger a solda, todavia pode afetar as características do arco e do cordão de solda devido às suas propriedades físicas. No trabalho de MIRANDA (2014) observou-se que, em argônio puro, a diluição é menor que na mistura argônio + hélio, o que já era esperado posto que o gás hélio aumenta a energia de soldagem.

2.7 Zona termicamente afetada dos aços e suas características

SILVA *et al.* (2016) estudaram a zona termicamente afetada de tubos de aço de baixo carbono, analisando as regiões características da zona termicamente afetada (ZTA), conforme apresentado na Figura 15.

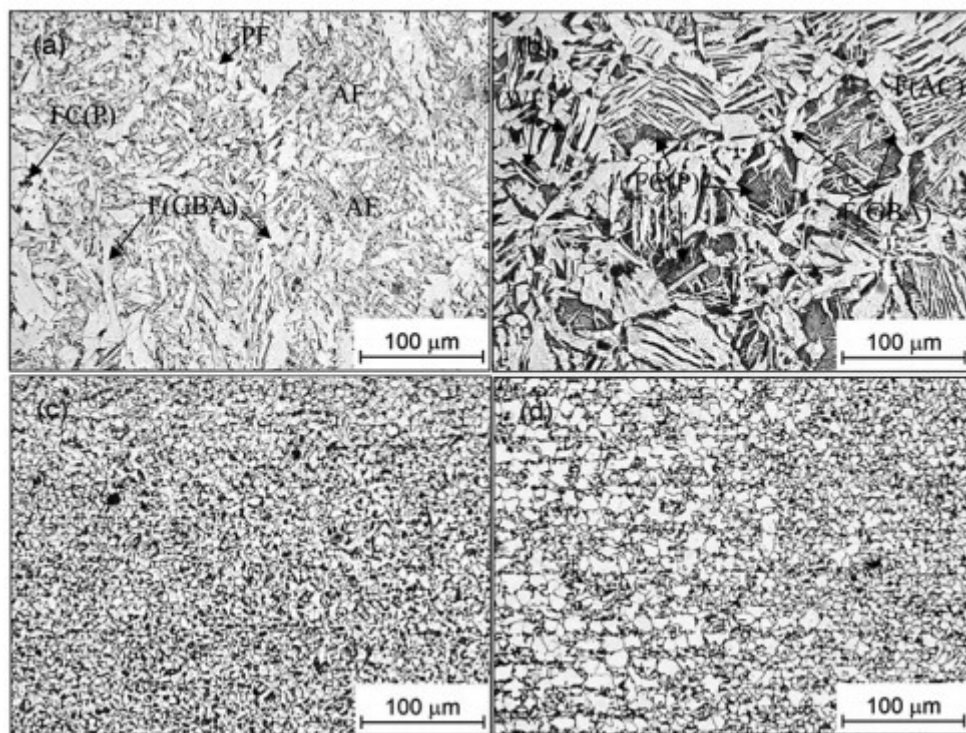


Figura 15 – Macrografia mostrando microestrutura representativa de amostra soldada. a) zona fundida. b) ZTA-GG. c) ZTA-GF. d) ZTA-IC. (SILVA *et al.*, 2016).

Na região de grãos grosseiros (Figura 15b) é possível observar a presença de ferrita com segunda fase alinhada F(AC), também chamada de ferrita com martensita/austenita/carbetos. Além disso, foram constatados grãos de ferrita proeutetoide distribuídos nos contornos de grãos da austenita prévia, caracterizando morfologias típicas de ferrita alotriomórfica de contorno de grão F(GBA). O crescimento de grão característico desta região se deve às altas temperaturas atingidas durante o ciclo térmico, as quais permitem a completa austenitização e rápido crescimento dos grãos (SILVA *et al.*, 2016).

A Figura 15c apresenta a região de refino de grão (ZTA-GF), cuja microestrutura é composta por ferrita poligonal e perlita fina. Nesta região o pico de temperatura e a taxa de resfriamento são mais baixos em comparação com a ZTA GG, o que permite a completa austenitização, limitando, porém o crescimento dos grãos. Ademais, uma intensa taxa de nucleação com baixa taxa de crescimento acompanha a transformação de fase da austenita, acarretando uma microestrutura com tamanho de grão reduzido.

A região intercrítica da zona termicamente afetada (ZTA-IC) é apresentada na Figura 15d. Nesta área apenas uma parte do metal de base experimenta austenitização, permanecendo o restante como ferrita não transformada, o que resulta em refino de grão parcial nesta região.

OGATA *et al.* (2018) realizaram caracterização microestrutural do aço API 5L X65, austenitizado e resfriado a diferentes taxas de resfriamento. A partir dos resultados obtidos constatou-se que à medida que se eleva a taxa de resfriamento ocorre o refinamento da microestrutura do aço, diminuição da fração volumétrica da ferrita e aumento da fração volumétrica de agregados eutetóides. A Figura 16 mostra a micrografia do material após sofrer taxa de resfriamento de 20°C/s. Observou-se a presença de ferrita quase poligonal, agregados eutetóides que podem ser bainita (seta preta) e microconstituente MA no contorno de grão (seta vermelha).

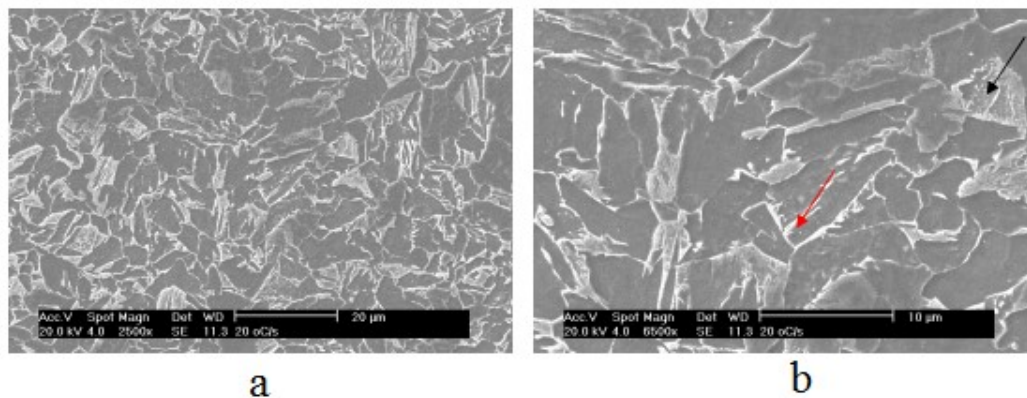


Figura 16 – Taxa de resfriamento de 20°C/s. a) imagem com aumento de 2500X. b) imagem com aumento de 6500X (OGATA *et al.*, 2018).

Sob a taxa de resfriamento de 30°C/s, foram observados agregados que podem ser bainita (setas pretas) e também a possível presença de microconstituente MA (“pequenos blocos claros” localizados em contornos de grão), indicado por setas vermelhas conforme Figura 17.

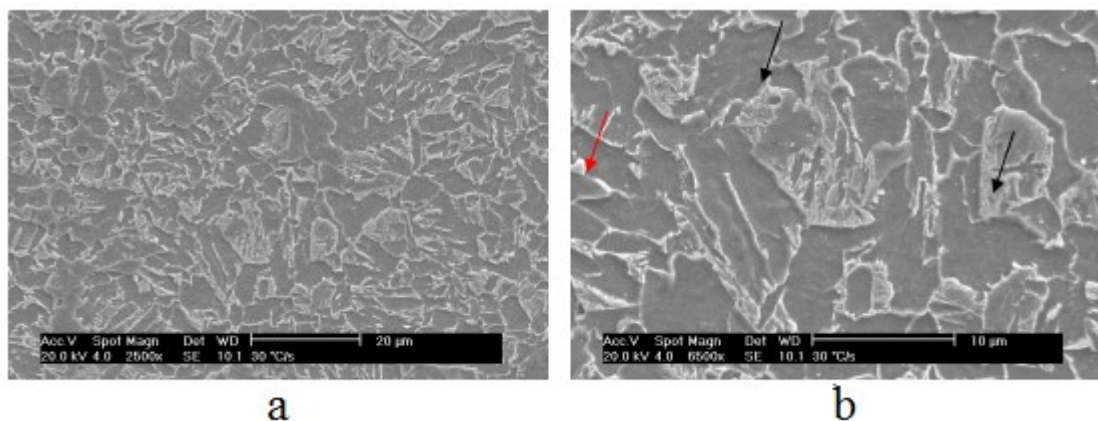


Figura 17 – Taxa de resfriamento de 30°C/s. a) imagem com aumento de 2500X. b) imagem com aumento de 6500X (OGATA *et al.*, 2018).

2.8 Ensaio de corrosão por pite

A corrosão por pite é uma forma de corrosão localizada onde pequenas regiões produzem cavidades geralmente com diâmetro menor que a profundidade. Esta forma de corrosão pode especialmente produzir o adiantamento da falha do equipamento, pois os pites podem atuar como concentradores de tensão e servir como iniciadores de trincas (GENTIL, 2011, RAMANATHAN, 1988). Técnicas de polarização eletroquímica podem ser utilizadas para determinar o potencial de pite. A Figura 18 apresenta uma curva de polarização característica de um material que experimenta passivação, onde há duas regiões denominadas anódica e catódica, a primeira subdividida nas regiões: ativa, passiva e transpassiva. Na região catódica, devido ao predomínio de reações catódicas como a evolução de hidrogênio, a taxa de dissolução de metal é baixa (MAGNABOSCO, 2001).

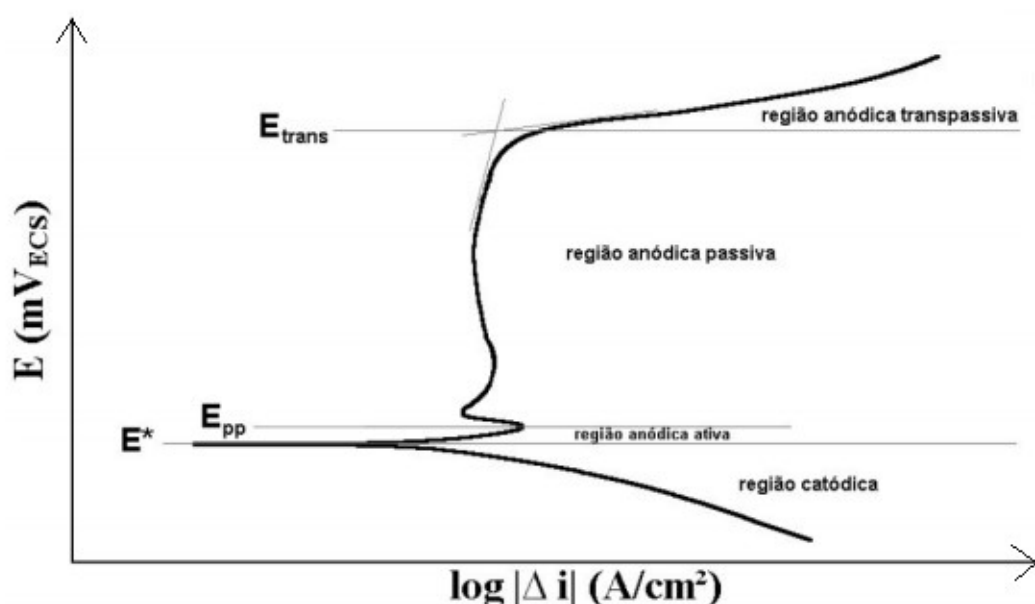


Figura 18 – Curva de polarização potenciodinâmica esquemática. E^* = potencial de corrosão, E_{pp} = potencial de início da passivação. E_{trans} = potencial de início da região anódica transpassiva (adaptado de MAGNABOSCO, 2001).

Em certos materiais, ao se atingir um valor máximo de corrente, há diminuição da densidade de corrente em razão da formação de camadas aderentes ou da estabilização de algum equilíbrio (metal/óxido, metal/hidróxido ou metal/ion). Isto caracteriza o início da região anódica passiva. Em certo momento a corrente se eleva

novamente, identificando a região transpassiva, onde a barreira gerada pelo filme óxido é rompida em soluções suficientemente agressivas, formando pites. Uma brusca elevação da densidade de corrente ocorre quando o potencial de pite é atingido (WOLYNEC, 2003, MAGNABOSCO, 2001).

Segundo WOLYNEC (2003), esta técnica vem sendo bastante utilizada para determinar o potencial de pite. Todavia, em alguns ensaios, apesar de ocorrer corrosão por pite, a elevação brusca da densidade de corrente não é observada, limitando a definição deste potencial.

SILVA (2010) avaliou o potencial de corrosão e o potencial de quebra da camada passivadora em amostras de superliga de níquel depositadas pelo processo TIG arame frio. Foi verificado que as amostras possuem comportamento semelhante de resistência à corrosão mesmo com teores de ferro variando entre 2% e 26% no revestimento (Figura 19), o que reforça que a técnica aplicada talvez não seja eficaz para detectar uma possível diferença significativa de resistência à corrosão das amostras estudadas.

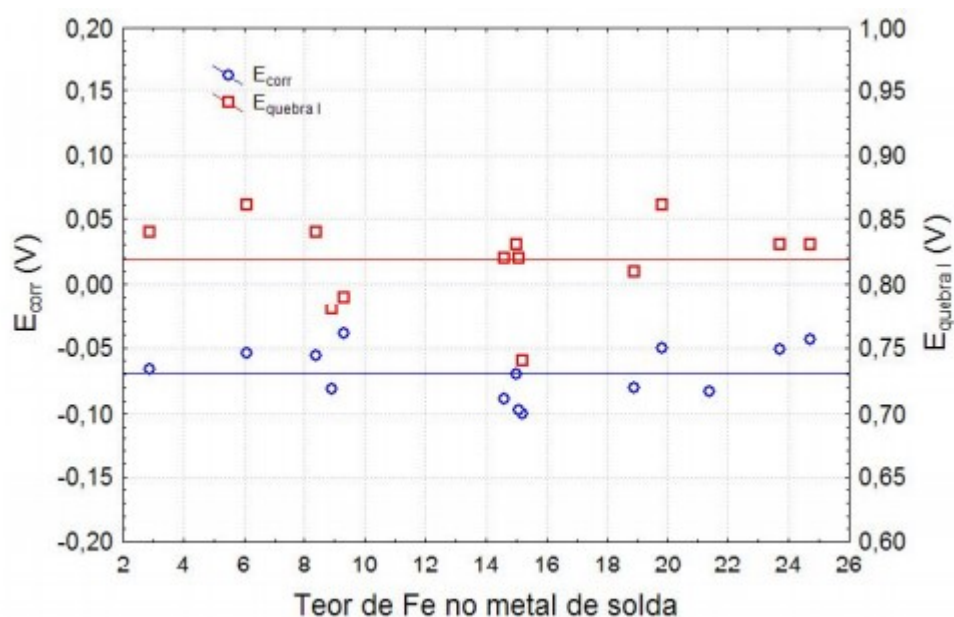


Figura 19 – Gráfico comparativo entre o teor de ferro nos revestimentos e seus potenciais de corrosão e de quebra. Adaptado de SILVA (2010).

Os resultados de SILVA (2010) estão em consonância com os de SANTOS (2015) que obteve curvas de polarização de revestimentos de superliga de níquel realizados

com o processo Plasma Pó, observando que não houve diferença significativa quanto ao potencial de pite de três revestimentos, cujos teores de ferro foram obtidos por meio de EDS. A Tabela 2 apresenta estes resultados.

Tabela 2 – Teor de ferro e potencial de pite de revestimentos.

	Teor de ferro (%)	Potencial de Pite
Revestimento A	14	0,56
Revestimento B	9	0,557
Revestimento C	5	0,557

Este mesmo comportamento foi observado no trabalho de CHUBB & BILLINGHAN (1984), que investigaram a resistência à corrosão da superliga de níquel 625, também por curvas de polarização eletroquímica. Os resultados deste estudo mostraram que amostras com teor de ferro até 20% não possuem alteração significativa na resistência à corrosão.

Em contrapartida, há estudos que não levam à mesma conclusão. No trabalho de ABIOYE *et al.* (2015) foram levantadas curvas de polarização em amostras de superliga de níquel 625 depositadas pelo processo Laser, as quais apontaram um aumento da capacidade de resistir à corrosão com a diminuição do teor de ferro presente no revestimento, com uma diferença de 113 mV no potencial de pite das amostras.

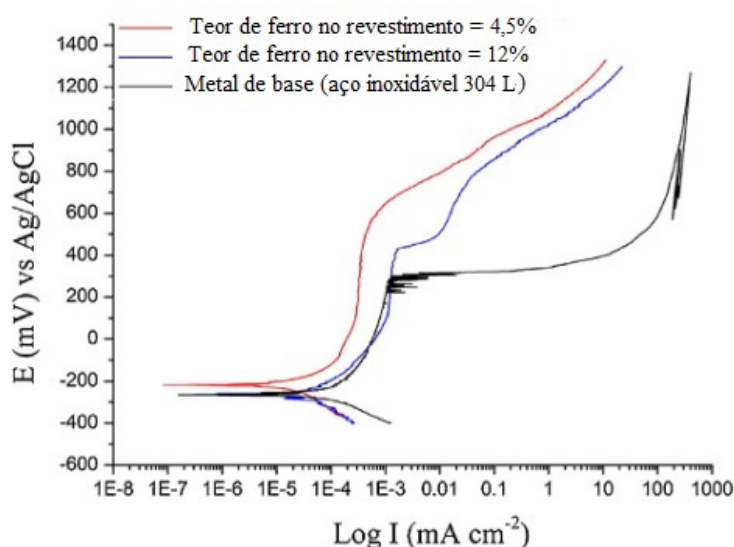


Figura 20 – Curvas de polarização anódica de revestimentos e metal base. Adaptado de ABIOYE *et al.* (2015).

GITTOS & GOOCH (1994) analisaram revestimentos de superliga de níquel 625 em aços C-Mn. A técnica utilizada foi imersão em solução aquosa de FeCl_3 para determinar a temperatura crítica de pite, seguindo a norma ASTM G-48. Foi possível observar uma correlação entre a resistência à corrosão por pites e o teor de ferro presente no revestimento, recomendando que este seja de no máximo 5%.

2.9 Revestimentos de ligas de níquel em aços

SILVA (2010) executou revestimentos de ligas de níquel em chapas de aço ASTM A516 Gr 60 por meio do processo de soldagem TIG arame frio, um dos revestimentos realizados alcançou 3,5 mm de espessura e 9,4 % de diluição (Figura 21). Por sua vez, MIRANDA (2014) realizou ensaios de soldagem de revestimentos de ligas de níquel em aços API 5L com o processo Plasma Pó (Figura 22), algumas das amostras soldadas atingiram espessuras superiores a 4,5 mm com diluição menor que 10%.

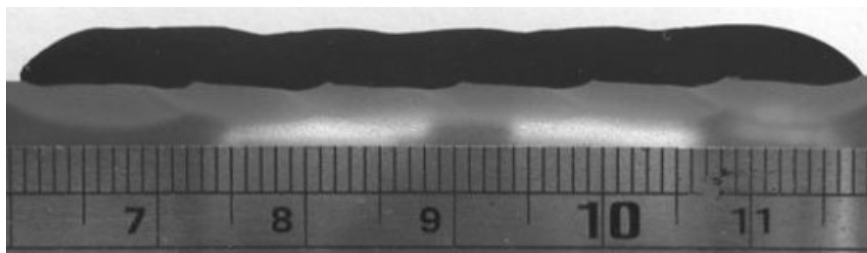


Figura 21 – Seção transversal de revestimento soldado (SILVA, 2010).

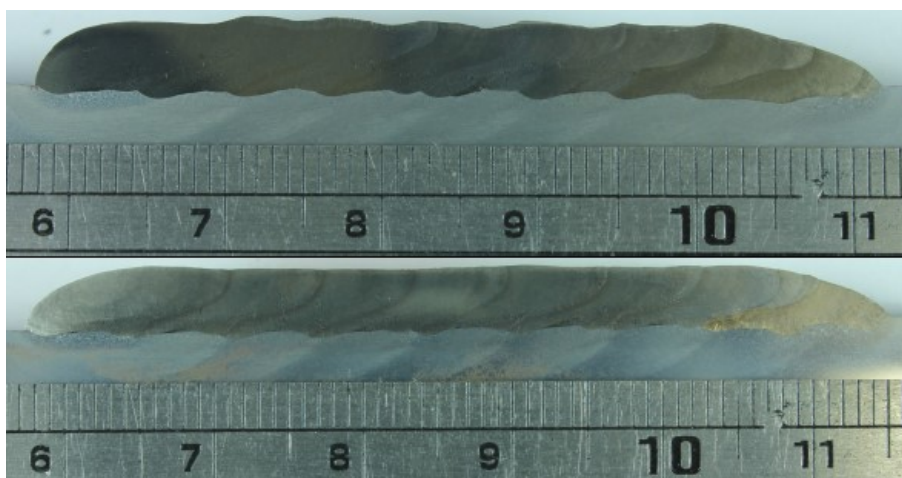


Figura 22 - Seção transversal de revestimento soldado (MIRANDA, 2014).

FERREIRA *et al.* (2014) soldaram revestimentos de liga de níquel C276 em dois diferentes substratos, aço inoxidável AISI 316L e aço API 5L X70, com o processo de soldagem Plasma Pó. Foi constatado que houve maior diluição com o metal de base AISI 316L devido à menor condutividade térmica em comparação com o aço API 5L X70. Uma das amostras soldadas com este substrato apresentou diluição de 4,9% e espessura do revestimento próxima de 3 mm.

Outro trabalho que também estudou revestimentos soldados com o processo Plasma Pó foi a pesquisa de DASGUPTA & MUKHERJEE (2013), segundo a qual chapas de aço inoxidável 316L foram revestidas com a liga Colmonoy 5, atingindo cordões com reforço > 3 mm com baixa penetração.

Como visto, revestimentos de ligas de níquel em aços com o processo PPTAW vêm sendo estudados. Algumas das amostras realizadas apresentam alguns dos objetivos da presente pesquisa como reforço > 3 mm e diluição < 10%. Todavia, a grande inovação desta pesquisa é uma tocha capaz de revestir internamente tubos de 3 m de comprimento. Para isto, é preciso que o metal de adição em forma de pó percorra toda a extensão da tocha, sendo necessário elevar a vazão do gás de arraste a níveis mais elevados do que os habituais, o que pode fazer com que o metal de adição chegue ao bocal com alta energia cinética, dificultando sua deposição, consequentemente diminuindo a espessura do revestimento. Se por meio deste trabalho, for obtido um revestimento com espessura > 3 mm com apenas uma camada, diluição < 10%, teor de ferro na superfície do revestimento < 5% e defeitos menores que 1,5 mm, o equipamento PPTAW poderá ser considerado uma boa opção para revestir internamente tubos de aço a fim de proteger contra corrosão.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Metal de base

O aço API 5CT J55 foi utilizado como metal de base na etapa de ensaios com cordão isolado. Este aço é especificado pela norma API 5CT (2005), sua composição química é tipificada apenas em relação ao teor máximo de enxofre e fósforo, os quais devem estar no máximo em 0,03% em massa.

Trechos de tubulação de aço API 5L X60 e API 5L X65 seguindo a norma API 5L (2008) servirão como metal de base para a presente pesquisa, suas composições químicas obtidas por espectroscopia de emissão óptica são apresentadas na Tabela 3. Nesta pesquisa, o tubo X60 possui 8” enquanto o X65 possui 10”. Ambos possuem cerca de $\frac{3}{4}$ ” de espessura.

Tabela 3 – Composição química dos aços API utilizados neste trabalho

Elemento químico	Aço API 5L X60	Aço API 5L X65
C	0,064	0,053
Mn	1,48	1,415
Si	0,165	0,267
S	0,0027	0,0029
P	0,011	0,015
Cr	0,129	0,0695
Ni	0,112	0,150
Cu	0,085	0,025
Mo	0,046	0,136
Nb	< 0,003	0,017
V	0,05	0,037
Ti	0,0076	0,0029
Fe	Bal.	Bal.

3.1.2 Metal de adição

O metal de adição empregado neste estudo pelo processo PPTAW será o consumível NISTELLE® 625 produzido pela Kennametal, o qual é uma superliga de níquel que segue a composição química da Tabela 4 obtida pelo certificado do consumível, adquirido na forma de pó com granulometria de 75 µm a 212 µm em embalagens de 4 kg. Esta liga também é muito conhecida pelo nome Inconel 625.

Tabela 4 – Composição química da superliga de níquel 625 conforme certificado.

Elemento	%
C	0,02
Mn	0,4
Si	0,3
P	0,005
S	0,004
Cr	21,7
Nb+Ta	3,62
Co	0,1
Mo	9,0
Fe	0,3
Al	0,02
Ti	0,1
N	0,04
O	0,029
Ni	64,36

3.2 Equipamento para soldagem

3.2.1 Ensaios de cordão isolado

Na etapa de ensaios com cordão isolado foi utilizada uma fonte Kennametal com tocha adaptada em um braço robótico ABB IRB 6600, instalado na empresa Cascadura Industrial S.A. (Figura 23).

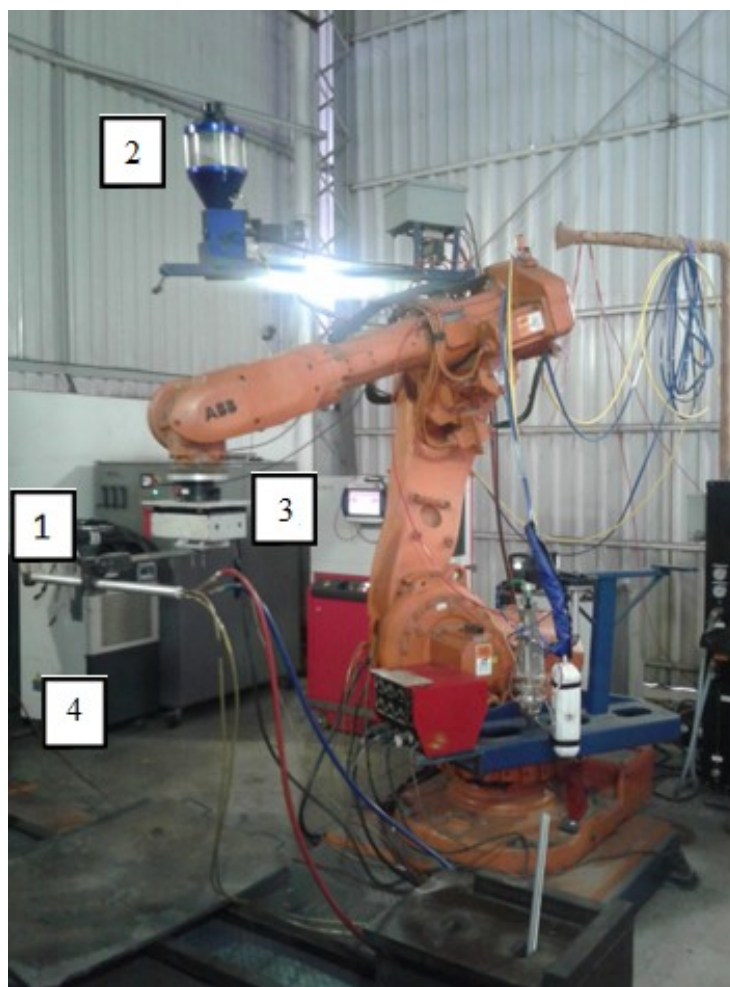


Figura 23 - Equipamento IRB 6600. 1 – Alimentador de pó; 2 – Tocha; 3 – Fonte de energia e dispositivos eletrônicos; 4 – Sistema de refrigeração.

3.2.2 Ensaio de revestimentos

Na etapa de ensaios de revestimento (cordões sobrepostos) foi utilizada a máquina fabricada pela Kennametal. Este equipamento demanda maior vazão de gás de arraste para carrear corretamente a mesma quantidade de pó de soldagem, em função do maior comprimento da tocha, em comparação com o equipamento utilizado na etapa de soldagem de cordões isolados. O tubo foi limpo internamente por meio de usinagem e posteriormente foi utilizado thinner para remover qualquer resíduo de lubrificante. Na Figura 24 e na Figura 25 são apresentados os componentes do equipamento. A Figura 26 e a Figura 27 mostram o equipamento em operação. A tocha de soldagem PPTAW utilizada neste trabalho realiza revestimentos internos em tubos de até 3 metros de comprimento.

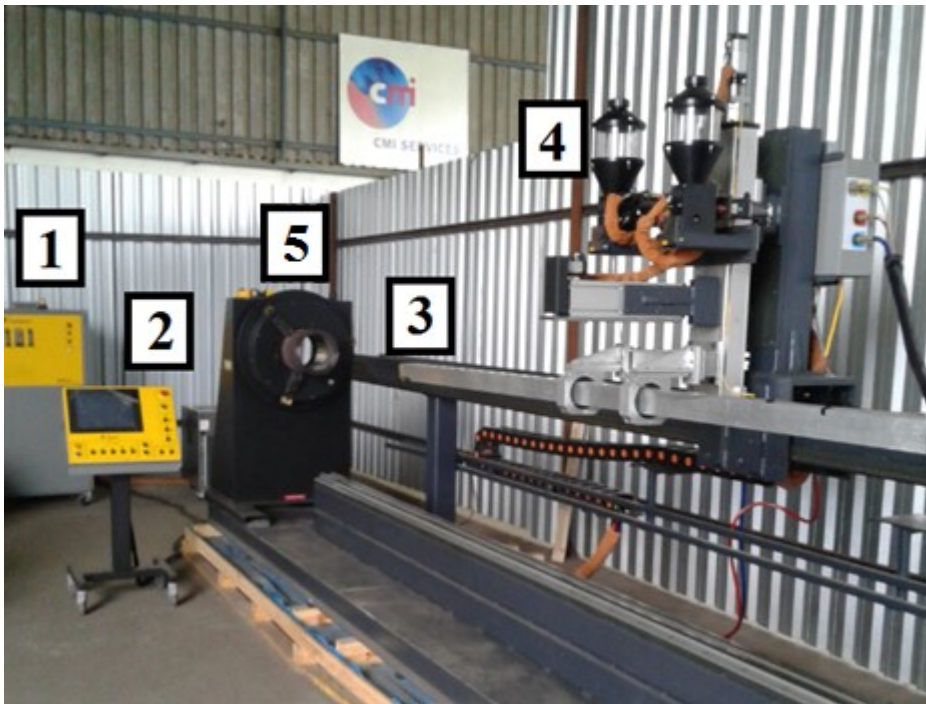


Figura 24 – Equipamentos de soldagem: 1) Fonte de energia, 2) Painel de controle, 3) Tocha, 4) Alimentador de pó, 5) Placa giratória.



Figura 25 – Tocha com arco piloto aberto e pó de soldagem sendo liberado.



Figura 26 – Operação de soldagem em tubo de aço X60.

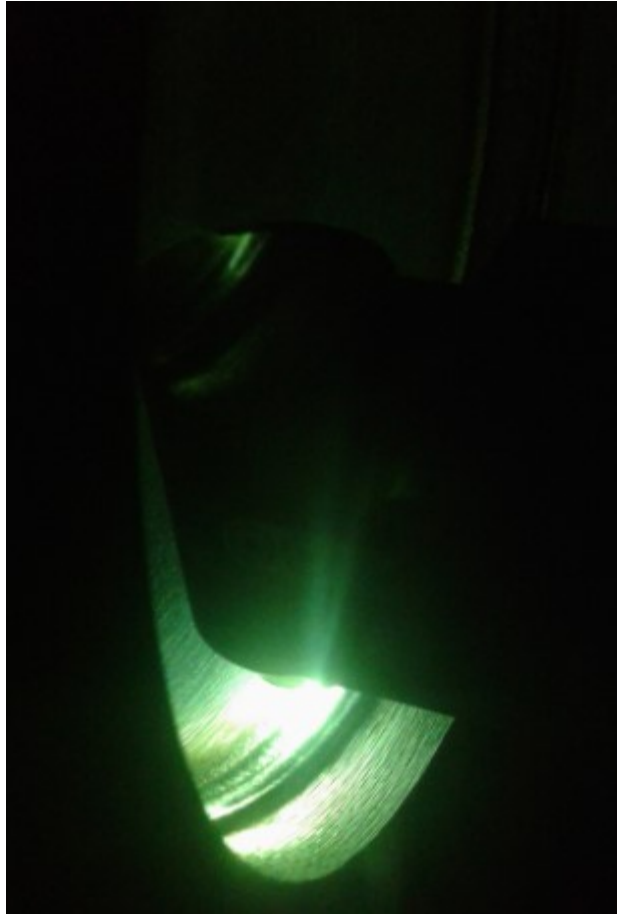


Figura 27 - Operação de soldagem em tubo de aço X65.

3.3 Metodologia

Com o objetivo de alcançar um revestimento com sobreposição uniforme de cordões, minimização da ocorrência de defeitos entre os passes, espessura > 3 mm, diluição $< 10\%$ e teor de ferro na superfície do revestimento $< 5\%$, a seguinte metodologia foi utilizada: ensaios de soldagem com cordões isolados e com cordões sobrepostos (revestimento), macrografia dos cordões e do revestimento, micrografia dos revestimentos, análise química, caracterização microestrutural e ensaio de polarização eletroquímica.

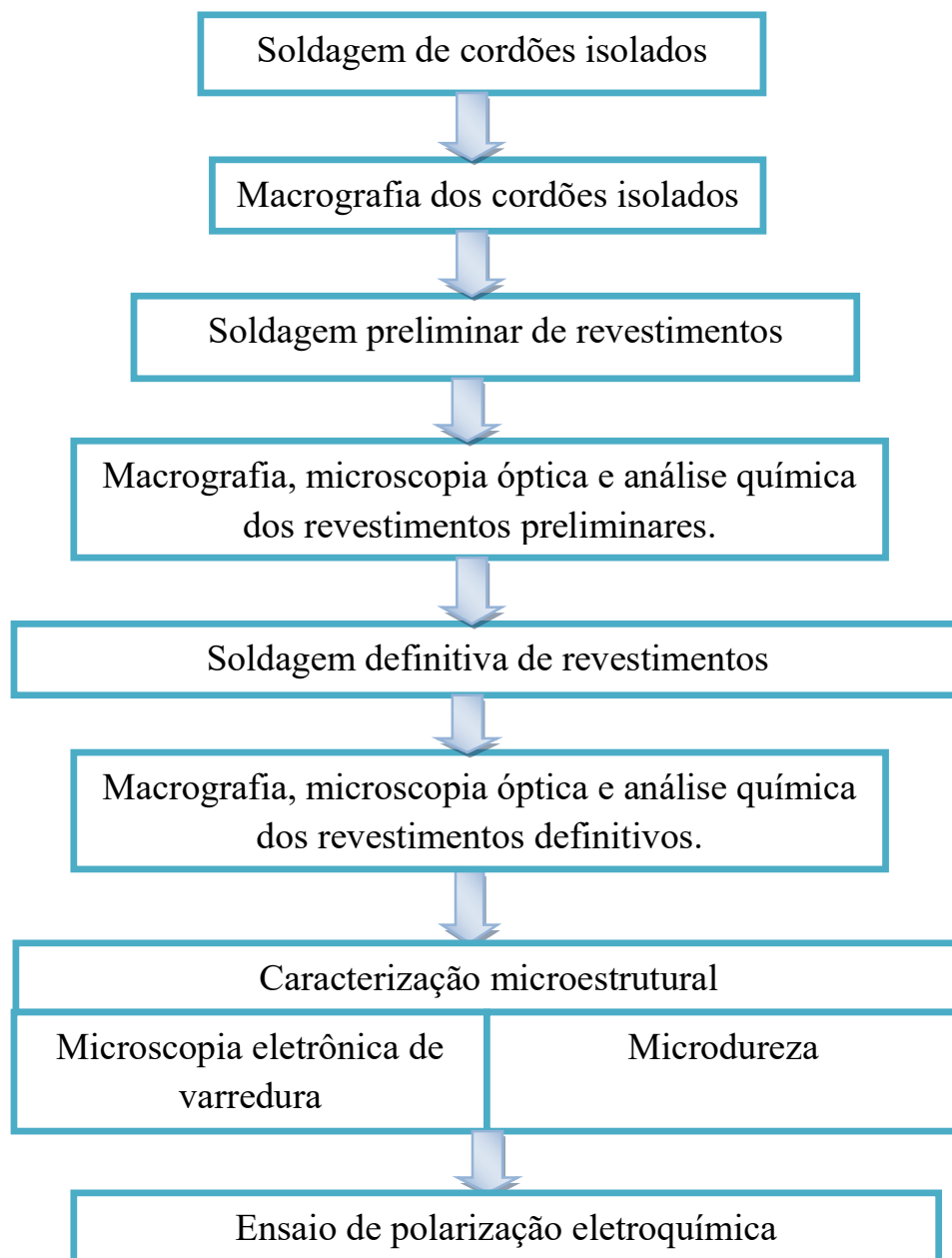


Figura 28 – Metodologia de pesquisa.

3.3.1 Soldagem de cordões isolados

Foram soldados cordões isolados, variando determinados parâmetros de soldagem, a fim de avaliar seus efeitos quanto à diluição e ao reforço. Os cordões foram soldados mantendo-se fixos os seguintes parâmetros: gás de plasma = 1,5 l/min, gás de arraste = 1,5 l/min, gás de proteção = 15 l/min, recuo do eletrodo = 3 mm e distância do bico à peça = 10 mm. A Tabela 5 apresenta os valores dos parâmetros que variaram nesta etapa.

Tabela 5 – Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios com cordão isolado.

Cordão	Intensidade da corrente [A]	Velocidade de soldagem [mm/s]	Taxa de alimentação do pó [g/min]
1	75	8	16
2	85	8	16
3	85	8	20
4	100	8	20
5	100	8	26
6	115	8	26
7	125	8	26
8	75	6	20
9	85	6	20
10	100	6	20
11	100	6	26
12	115	6	26
13	125	6	26

3.3.2 Soldagem de revestimentos

Foram realizados 7 revestimentos, ou seja, cordões sobrepostos, com base em parâmetros sugeridos pela Kennametal. A Tabela 9 apresenta os parâmetros que variaram, os demais parâmetros foram: tensão = 33 V, vazão do gás de proteção = 20 l/min, vazão do gás de arraste = 3,0 l/min, recuo do eletrodo = 4 mm. Esta etapa tem com objetivo encontrar parâmetros que possibilitem espessura > 3 mm, diluição < 10%, teor de ferro na superfície do revestimento < 5%, sobreposição homogênea de cordões, e se possível sem ocorrência de defeitos, porém se houverem, os semelhantes a trincas devem ser menores que 1,5 mm e os semelhantes a poros devem ser menores que 2 mm.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento.

Amostra	Aporte de calor [J/mm]	Intensidade da corrente [A]	Velocidade de rotação da placa giratória [rpm]	Taxa de alimentação do pó [g/min]	Vazão de gás plasma [l/min]	Passo [pol.]
1	464	160	0,955	33	1,75	0,14
2	537	185	0,955	55	1,75	0,14
3	537	185	0,955	50	1,75	0,14
4	507	175	0,955	55	1,75	0,14
5	559	185	0,916	50	1,75	0,14
6	559	185	0,916	50	1,5	0,14
7	559	185	0,916	50	1,5	0,12

3.3.3 Macrografia

A diluição, altura do reforço e espessura dos revestimentos podem ser averiguadas através de análise de imagens das amostras com aumento de até 10x. Foi retirado um corpo de prova de cada cordão ou revestimento para análise macrográfica por meio de corte diretamente do tubo, conforme a Figura 29.

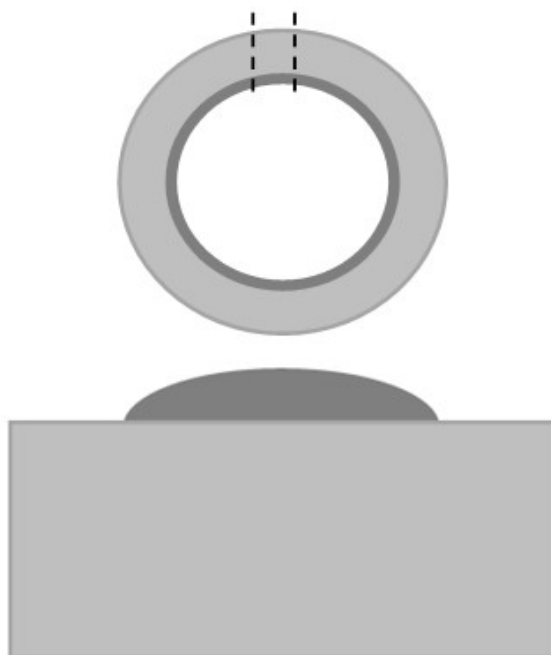


Figura 29 – Desenho esquemático para corte (linhas tracejadas) e obtenção de corpos de prova para análise macrográfica.

As superfícies das amostras foram preparadas após a usinagem, incluindo lixamento úmido com lixas de carvão de silício desde a granulometria 220 até 1200, girando a direção do lixamento em 90° sempre que mudar a lixa. Logo após, foi realizado o polimento com pasta de diamante com granulometria de 3 μm e, em seguida, 1 μm . Após isto, a fim de diferenciar bem o metal de base e o revestimento, foi feito ataque químico com nital 2%. A área preparada foi fotografada com aumento inferior a 10 vezes.

O cálculo do nível de diluição dos cordões isolados foi realizado medindo a área acrescentada pelo metal de adição e a área fundida do metal de base conforme Equação 1. A medida de diluição dos revestimentos também foi realizada de acordo com a Equação 1, porém tomando por base uma região significativa, excluindo-se o início e o final do revestimento, aproximadamente da largura de um cordão depositado, já que estas regiões podem ter características bastante distintas do restante do revestimento em algumas amostras. A Figura 30 e a Figura 31 ilustram um dos revestimentos soldados com as áreas consideradas para cálculo de diluição.

Essa medição foi realizada com o auxílio do software *ImageJ*, o qual é uma ferramenta que executa medições lineares e planares, utilizando a ferramenta *Measure* para medir as áreas selecionadas pela ferramenta *Polygon Selections*.



Figura 30 – Representação esquemática da área fundida do metal de base dentro da região representativa.



Figura 31– Representação esquemática da área total considerada (área fundida do metal de base + área acrescentada pelo metal de adição) dentro da região representativa.

A espessura do revestimento foi obtida também por meio do *ImageJ* considerando o menor comprimento de um segmento de reta entre a linha de fusão e a superfície do revestimento dentro da área considerada representativa. A Figura 32 ilustra esta avaliação.



Figura 32 – Esquemática para avaliação da espessura do revestimento.

3.3.4 Microscopia óptica

Foi realizada micrografia com microscópio óptico para avaliar possíveis defeitos de soldagem na interface entre o metal de base e o revestimento. De acordo com a norma ISO 15614-7 (2007), não são admissíveis trincas maiores que 1,5 mm e poros maiores que 2 mm. A microscopia foi realizada com microscópio *Imager M2m* da *Zeiss*, pelo modo de campo claro que possibilita a visualização direta da luz refletida, apresentando cores e contraste com maior definição.

3.3.4.1 Análise Química

A composição química do revestimento foi obtida na sua superfície a uma distância mínima da superfície à linha de fusão de 3 mm conforme norma DNV ST F101 (2017) por meio de espectrometria de emissão óptica.

3.3.5 Caracterização microestrutural

3.3.5.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

Nesta etapa, um revestimento foi escolhido para passar por ataque eletrolítico utilizando uma solução de ácido oxálico saturado em água destilada a temperatura ambiente, tensão de 6 V por 25 segundos. A análise foi feita por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no modo retroespalhado e as análises químicas pontuais,

em linha e mapeamento químico através de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) foram executados para avaliar as fases presentes em regiões interdentríticas.

3.3.5.2 Ensaio de Microdureza

Nesta etapa foram realizados ensaios de microdureza e micrografias com microscópio óptico com o objetivo de apresentar o perfil de microdureza com carga de 100 gramas (HV 0,1) passando pelo substrato até o revestimento como mostra a Figura 33, obtendo as medições das diagonais das indentações no microscópio *Imager M2m* da Zeiss pelo modo DIC (*differential interference contrast*). Neste modo utiliza-se um jogo de filtros polarizadores que proporcionam a visualização de relevo em pequenas profundidades.

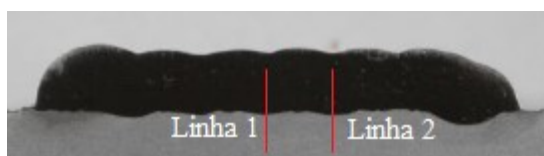


Figura 33 – Linhas representativas de localização de indentações de perfil de microdureza.

3.3.6 Ensaio de corrosão

Os ensaios de polarização anódica foram realizados em solução 3,5% NaCl na temperatura ambiente seguindo as recomendações da norma ASTM G-61 (2003). O método utiliza uma célula de 3 (três) eletrodos, constituída pelo eletrodo de trabalho (amostra a ser analisada), um contra-eletrodo de platina e eletrodo de referência de calomelano saturado. O eletrodo de trabalho foi preparado com a amostra do revestimento conectada a um fio de cobre e embutida em resina acrílica. A amostra foi lixada progressivamente até o acabamento de lixa 600. Após a limpeza e a secagem, foi utilizado esmalte incolor para selecionar uma área de exposição.

Um potenciostato μ -AUTOLAB foi utilizado a fim de monitorar o ensaio da seguinte forma: uma vez montada a célula, esperou-se 30 minutos para estabilização do potencial de circuito aberto (OCP). Após isto, o potenciostato foi programado para impor uma polarização no sentido anódico, a partir de um potencial pouco abaixo de OCP até um valor acima do potencial de pites, em geral correspondente a um valor de densidade de corrente (ρ) entre 10^{-3} e 10^{-4} A/cm². Este dispositivo mede a corrente da

célula, obtendo-se um gráfico de *potencial x corrente*. Como habitual, a corrente é dividida pela área de exposição, obtendo-se um gráfico de *potencial x log (densidade de corrente)*. Tipicamente o material apresenta um intervalo passivo, de densidade de corrente (ρ) quase constante, apresentando depois um aumento de ρ , conforme a Figura 34. Ao se atingir um valor elevado de ρ , a varredura (0,001 V/s) é revertida para o sentido catódico. A curva de reversão, quando ocorre com elevada histerese, indica a formação de grandes pites e um baixo potencial de repassivação do material, um exemplo disto é a curva dos aços AISI 304 da Figura 35.

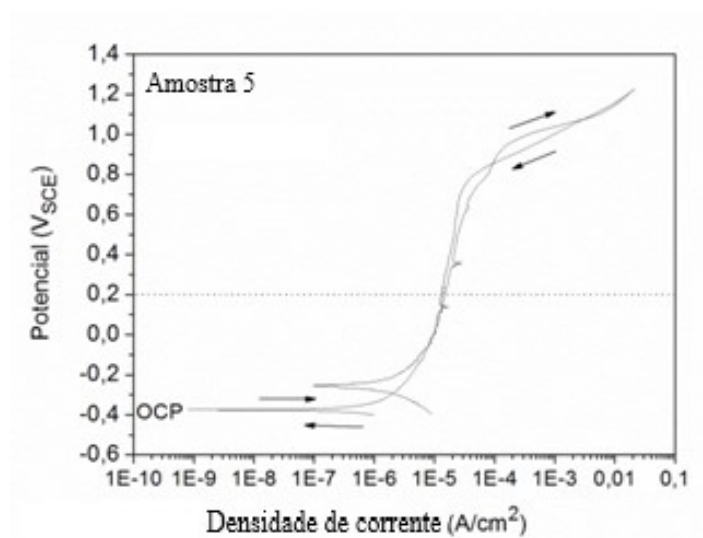


Figura 34 - Curva de polarização anódica completa e indicação do potencial de circuito aberto (OCP).

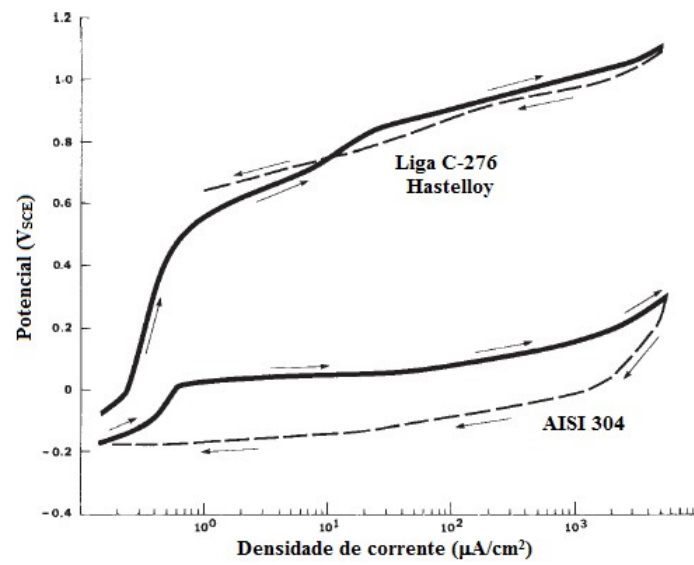


Figura 35 - Curvas de polarização cíclica em solução 3,5%NaCl. Adaptado da norma ASTM G-61 (2003).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Ensaio de cordões isolados

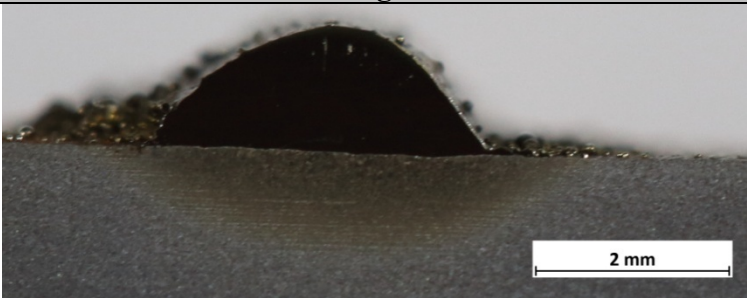
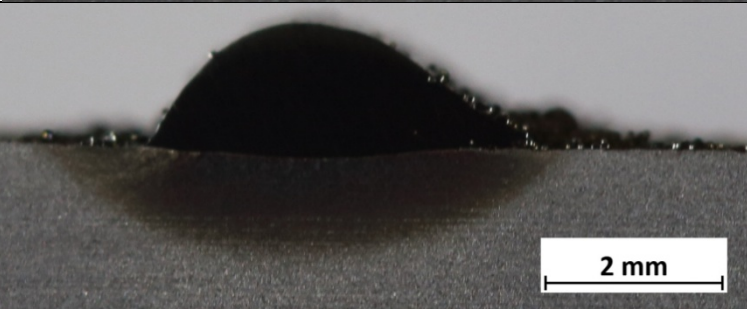
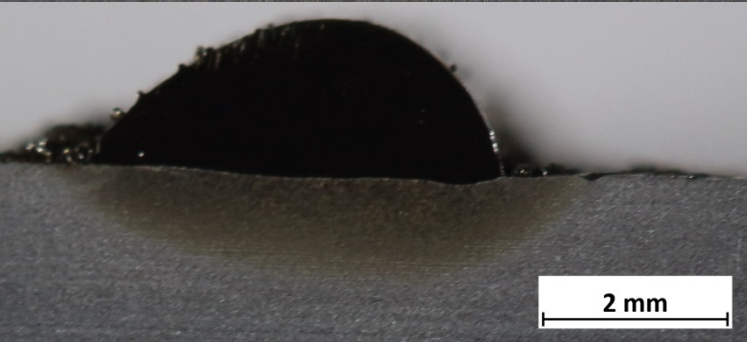
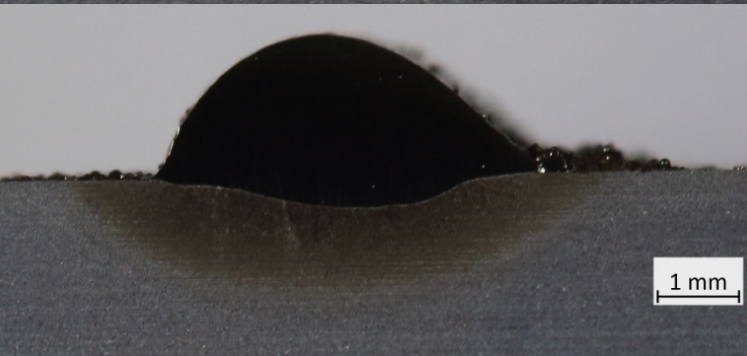
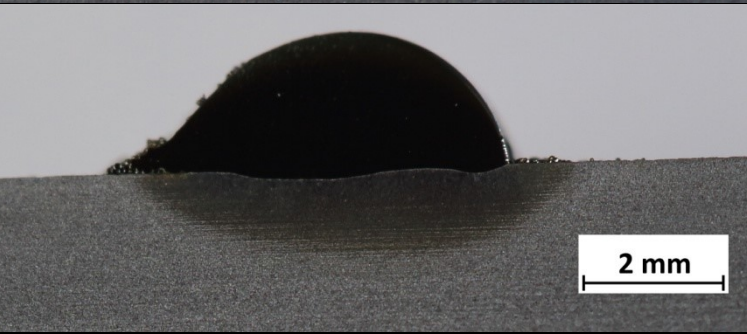
A Tabela 7 apresenta os resultados do ensaio com o cordão isolado variando a intensidade da corrente de soldagem, velocidade de soldagem e taxa de alimentação do pó, enquanto a Tabela 8 mostra imagens de cada cordão. Nestes ensaios, foi utilizado o aço API 5CT como metal de base.

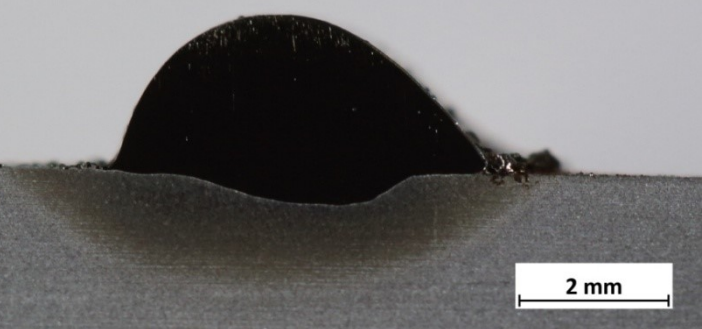
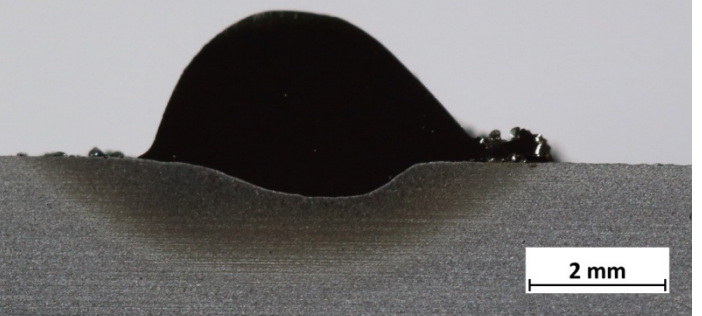
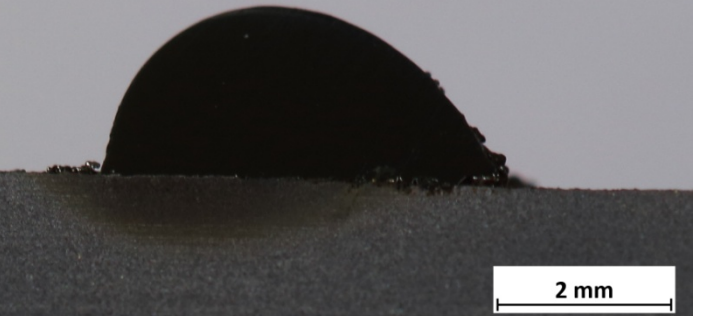
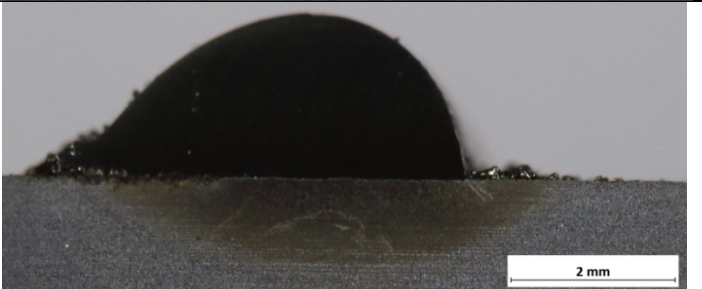
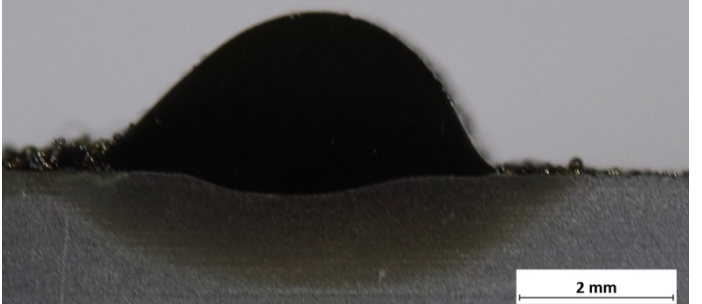
Tabela 7 – Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios com cordão isolado.

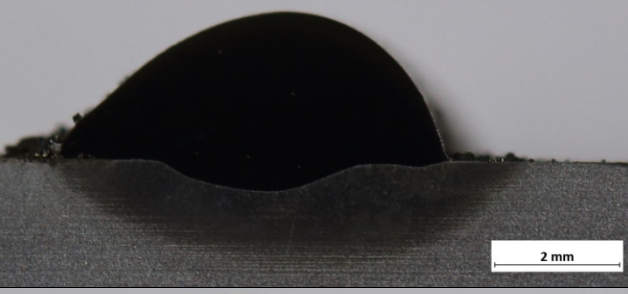
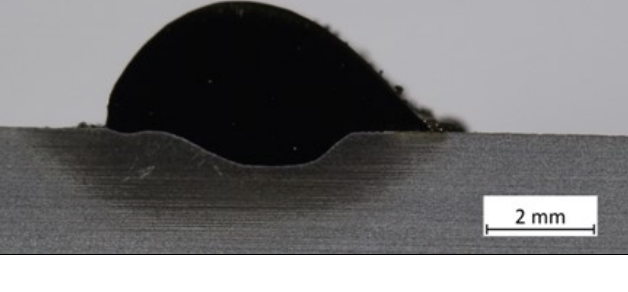
Cordão	Intensidade da corrente [A]	Velocidade de soldagem [mm/s]	Taxa de alimentação do pó [g/min]	Reforço [mm]	Diluição [%]
1	75	8	16	1,36	5,05
2	85	8	16	1,61	9,81
3	85	8	20	1,73	3,64
4	100	8	20	1,94	17,27
5	100	8	26	2,19	3,81
6	115	8	26	2,31	10,94
7	125	8	26	2,54	15,01
8	75	6	20	2,33	0,0
9	85	6	20	2,14	5,11
10	100	6	20	2,23	9,81
11	100	6	26	2,54	9,07
12	115	6	26	2,45	10,37
13	125	6	26	2,67	17,83

Um aspecto importante de ser ressaltado é a molhabilidade dos cordões, a qual pode ser analisada através do ângulo de molhamento, formado entre a superfície sólida do tubo e o plano tangencial à superfície do cordão. Caso esse ângulo seja menor que 90°, o líquido tende a molhar a superfície e caso seja maior que 90° acontece o oposto. É possível avaliar visualmente que todos os cordões desta pesquisa apresentaram ângulo de molhamento menor que 90°, o que é favorável em soldagem de revestimentos, pois reduz o risco de defeitos entre os passes. (NUNES *et al.*, 2015).

Tabela 8 – Macrografia dos cordões.

Ensaio	Macrografia	
1		 Macrograph of weld bead 1. The weld bead is dark and semi-circular, resting on a lighter, textured base. A scale bar in the bottom right corner indicates 2 mm.
2		 Macrograph of weld bead 2. The weld bead is dark and semi-circular, resting on a lighter, textured base. A scale bar in the bottom right corner indicates 2 mm.
3		 Macrograph of weld bead 3. The weld bead is dark and semi-circular, resting on a lighter, textured base. A scale bar in the bottom right corner indicates 2 mm.
4		 Macrograph of weld bead 4. The weld bead is dark and semi-circular, resting on a lighter, textured base. A scale bar in the bottom right corner indicates 1 mm.
5		 Macrograph of weld bead 5. The weld bead is dark and semi-circular, resting on a lighter, textured base. A scale bar in the bottom right corner indicates 2 mm.

Ensaio	Macrografia	
6		
7		
8		
9		
10		

Ensaio	Macrografia	
11		
12		
13		

Com base nos resultados dos ensaios, foi possível observar um aumento da diluição com o aumento da intensidade da corrente de soldagem, conforme mostrado na Figura 36 e na Figura 37, o que pode ser explicado pelo aumento do aporte de calor, assim eleva-se a quantidade de calor disponibilizada para fundir o metal de base após a fusão do pó, resultando no aumento da penetração e consequentemente num nível de diluição maior (NUNES *et al.*, 2015), seguindo a tendência apresentada no estudo de NUNES *et al.* (2015).

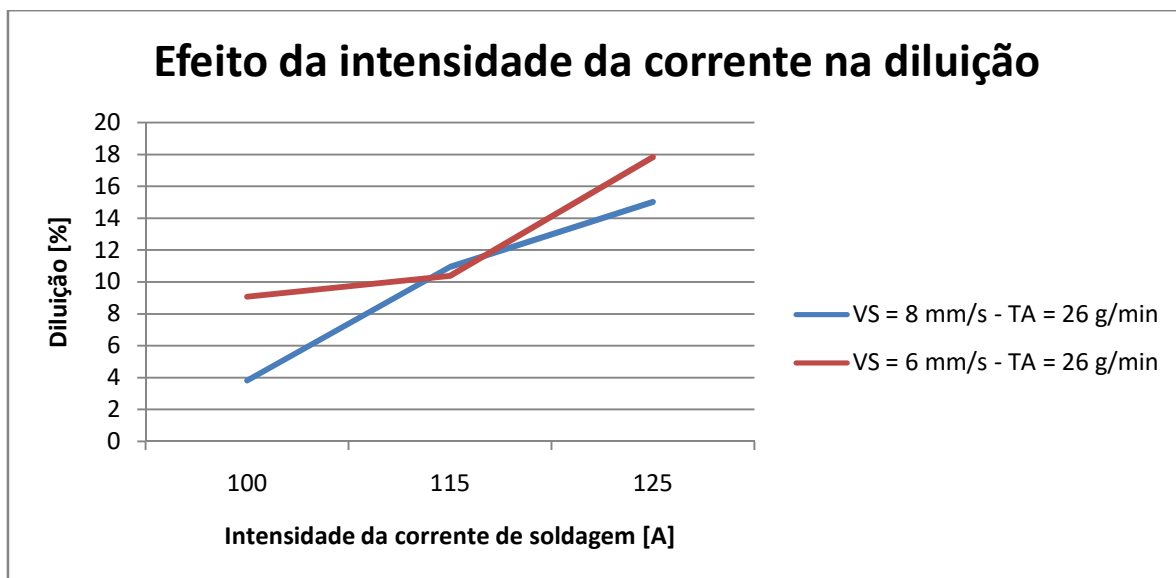


Figura 36 – Efeito da intensidade da corrente na diluição. VS = velocidade de soldagem e TA = taxa de alimentação.

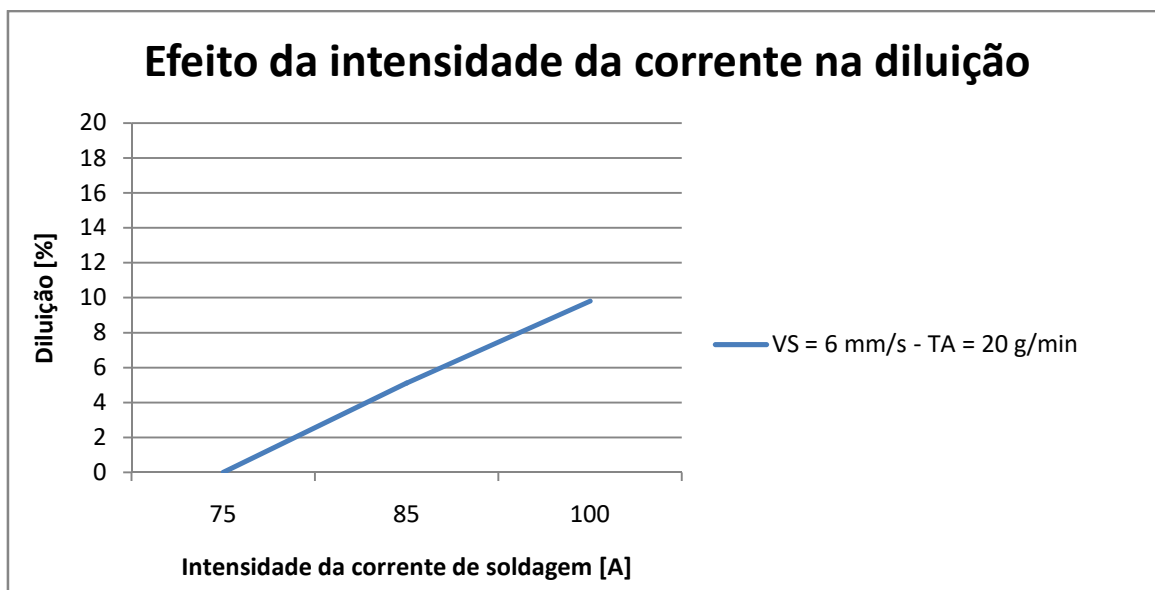


Figura 37 – Efeito da intensidade da corrente de soldagem na diluição. VS = velocidade de soldagem e TA = taxa de alimentação.

A Figura 38 apresenta a influência da velocidade de soldagem na altura do reforço, a qual aumentou com a diminuição da velocidade de soldagem uma vez que, quanto mais vagarosamente a tocha se deslocar, mais metal de adição será depositado.

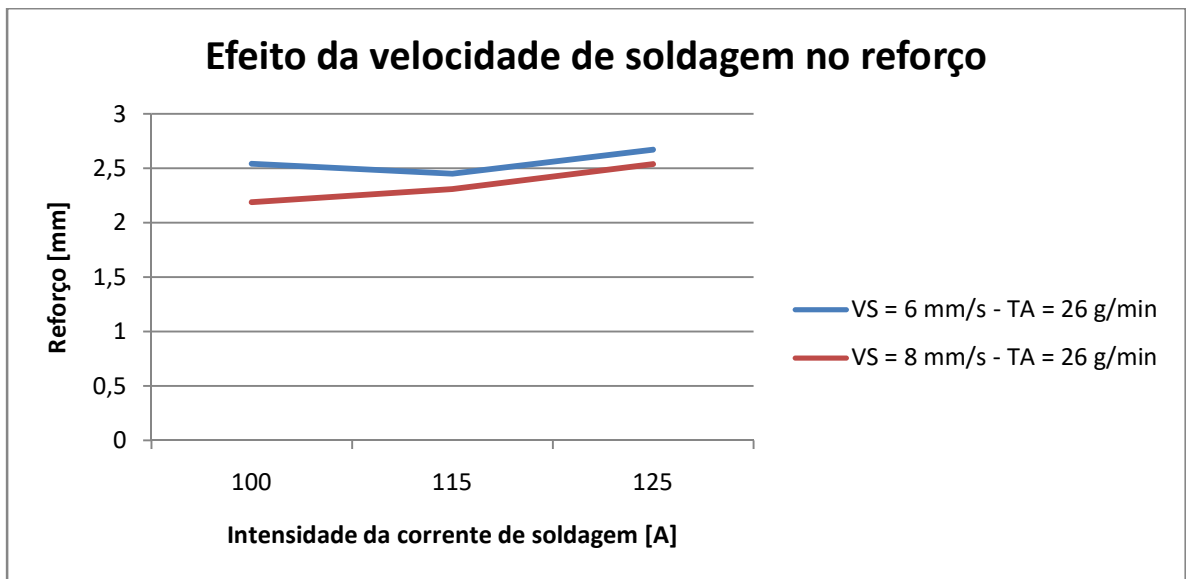


Figura 38 – Efeito da velocidade de soldagem na altura do reforço. VS = velocidade de soldagem e TA = taxa de alimentação.

Quanto à taxa de alimentação de pó, observou-se um aumento do reforço com o aumento da taxa de alimentação, conforme apresentado na Figura 39 e na Figura 40, o que pode ser explicado pela maior quantidade de metal de adição depositado, elevando as dimensões do cordão. Além disso, a Figura 41 e a Figura 42 mostram que a diluição diminui com o aumento da taxa de alimentação, uma vez que mais energia é utilizada para fundir maior quantidade de metal de adição o que é condizente com o trabalho de MIRANDA (2014).

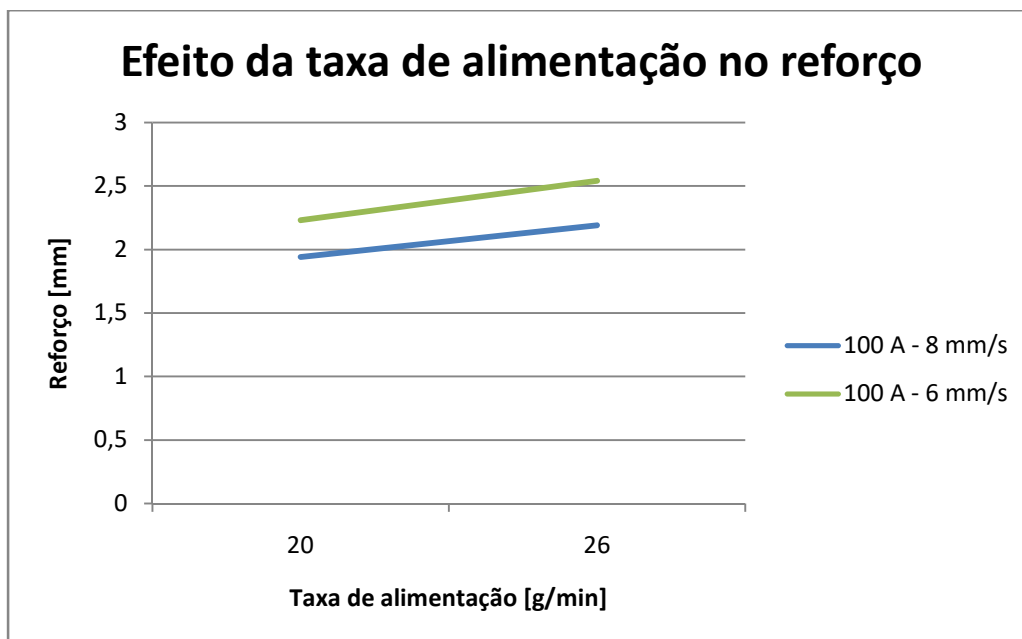


Figura 39 – Efeito da taxa de alimentação na altura do reforço (100A).

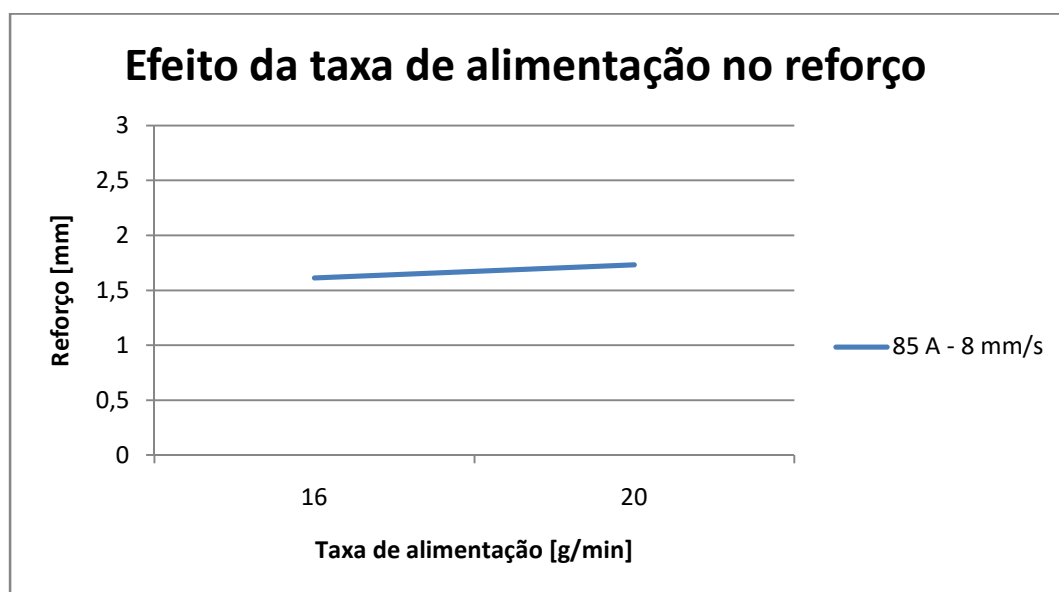


Figura 40 - Efeito da taxa de alimentação na altura do reforço (85A).

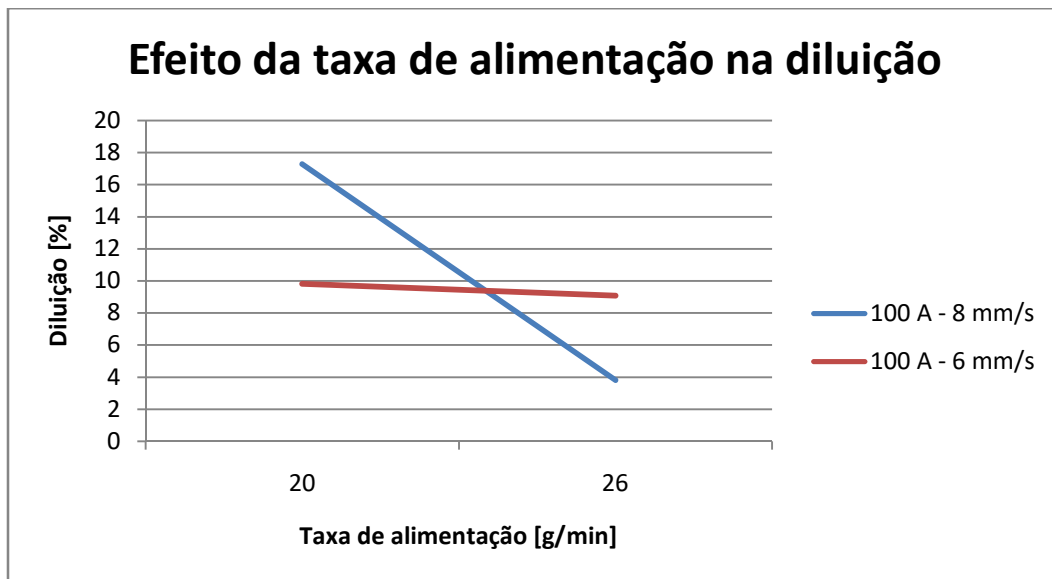


Figura 41 - Efeito da taxa de alimentação na diluição (100A).

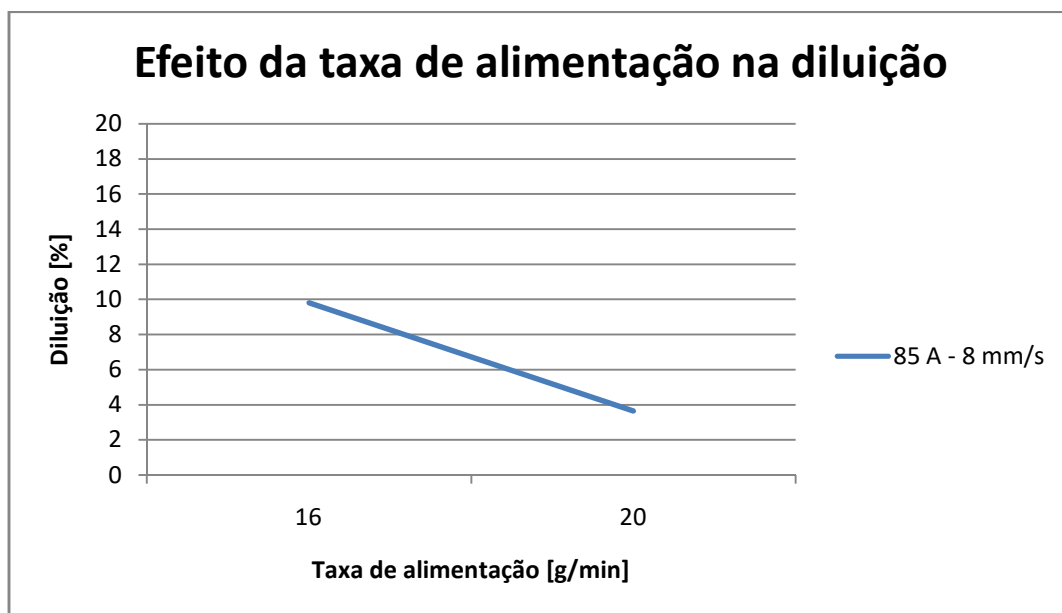


Figura 42 - Efeito da taxa de alimentação na diluição (85A).

4.2 Ensaio preliminar de revestimentos

Foram realizados 7 revestimentos com base em parâmetros sugeridos pela Kennametal no tubo API 5L X60. Considerando a velocidade da placa giratória apresentada na Tabela 9 e o diâmetro interno do tubo de 182 mm, a velocidade de soldagem utilizada até a amostra 4 é 9,10 mm/s e entre as amostras 5 a 7 é 8,73 mm/s.

As amostras 6 e 7 apresentaram valores satisfatórios de diluição (< 10%) e espessura (> 3 mm), porém foram encontradas áreas com defeitos semelhantes a trincas maiores que 1,5 mm, contrariando a norma ISO 15614-7 (2007). Observa-se que a amostra 7 possui maior espessura, em comparação com o revestimento 6, em razão da redução da distância entre os cordões (passo) que provocou maior amontoamento deles. Em contrapartida, a amostra 5 manteve valores satisfatórios sem regiões contendo defeitos relevantes. A Tabela 10 apresenta a macrografia das amostras, apresentando defeitos maiores que 0,5 mm.

MIRANDA (2014) em seu trabalho observou menor uniformidade na sobreposição dos cordões em uma de suas amostras, apontando maior pressão na poça fundida como uma das possíveis justificativas. Na presente pesquisa também foram obtidas amostras onde houve certo espalhamento do metal fundido (Tabela 11). Isto se explica possivelmente porque a energia de soldagem utilizada, em conjunto com o gás de plasma ajustado em 1,75 l/min e a maior concentração de energia gerada pelo recuo de eletrodo configurado em 4 mm, provocam pressão elevada demais para uma poça fundida menos robusta devido às menores dimensões do cordão e do espaçamento entre eles.

O aporte térmico é definido como o calor cedido por unidade de comprimento e é calculado conforme a Equação 2:

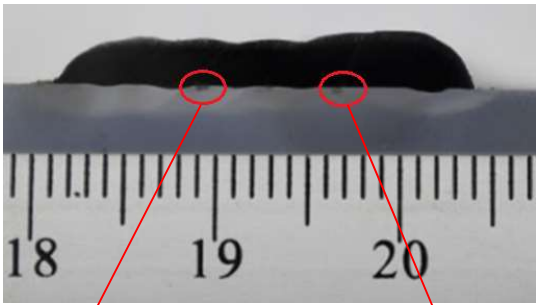
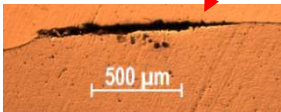
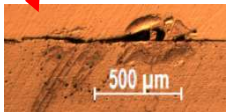
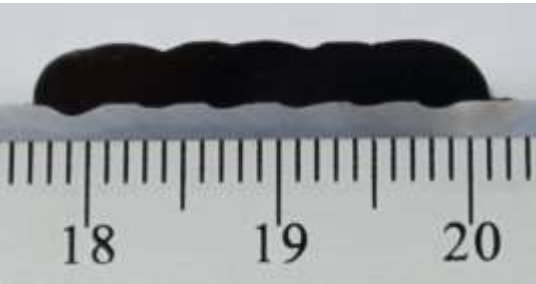
$$H = \frac{V \times I}{v} \times e \quad \text{Equação 2}$$

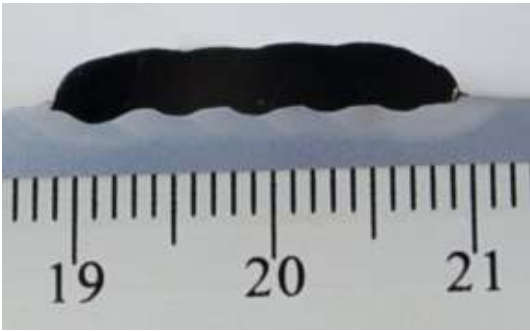
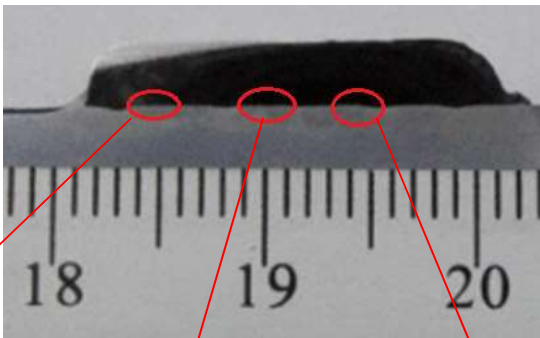
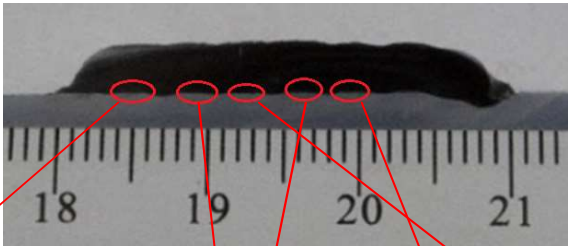
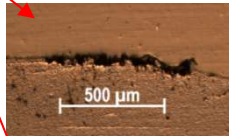
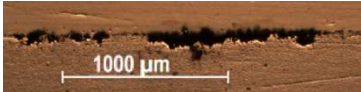
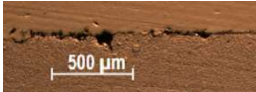
Onde H é o aporte térmico em [J/mm], V é a tensão em [V], I é a intensidade de corrente em [A], v é a velocidade de soldagem em [mm/s] e e é a eficiência térmica do processo (considerada 80%).

Tabela 9 - Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento.

Amostra	Aporte de calor [J/mm]	Intensidade da corrente [A]	Velocidade de rotação da placa giratória [rpm]	Taxa de alimentação do pó [g/min]	Vazão de gás plasma [l/min]	Passo [pol.]	Espessura [mm]	Diluição [%]
1	464	160	0,955	33	1,75	0,14	2,21	2,4
2	537	185	0,955	55	1,75	0,14	2,72	5,0
3	537	185	0,955	50	1,75	0,14	2,86	12,1
4	507	175	0,955	55	1,75	0,14	2,94	0,5
5	559	185	0,916	50	1,75	0,14	3,10	8,1
6	559	185	0,916	50	1,5	0,14	3,18	1,8
7	559	185	0,916	50	1,5	0,12	3,43	0,9

Tabela 10 - Macrografia das amostras 1 a 7 e micrografia das áreas com defeitos maiores que 0,5 mm.

Amostra	Imagens
1	  
2	

3	
4	   
5	
6	     

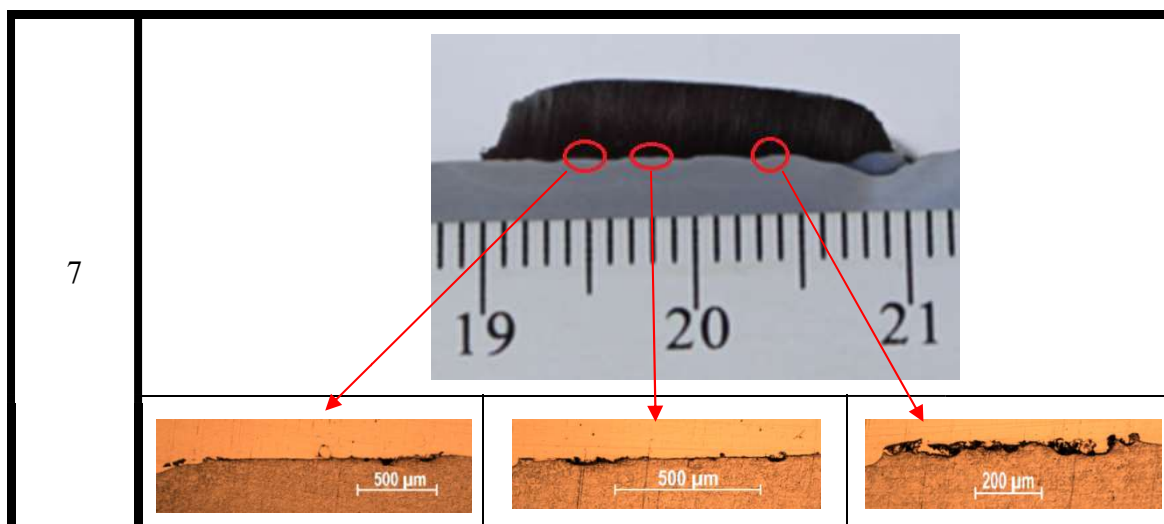
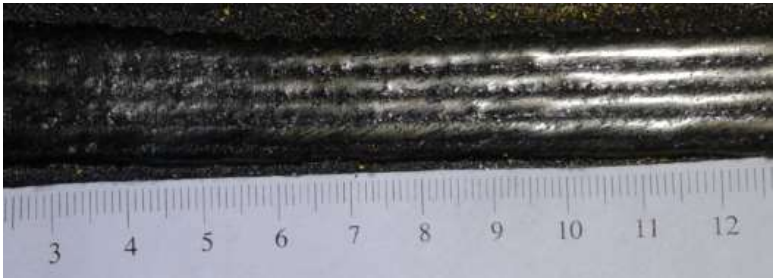


Tabela 11–Vista superior dos revestimentos 1 a 7.

Amostra	Superfície das amostras
1	
2	

Amostra	Superfície das amostras
3	
4	
5	
6	

Amostra	Superfície das amostras
7	

A amostra 5 atendeu aos critérios de espessura (> 3 mm) e de diluição ($< 10\%$), e ausência de trincas relevantes. Todavia, a análise química mostrou que o teor de ferro ficou em 6,18% como mostra a Tabela 12. Isso atende ao requerimento da norma DNV ST F101 (2017) que delimita o teor de Fe na superliga de níquel 625 em 10%. Porém, algumas companhias de campos de petróleo exigem teores menores em suas aplicações, chegando a exigir que o percentual de Fe na superliga de níquel 625 seja no máximo 5%, seguindo o critério mais rigoroso da norma API 6A (2004). A título de comparação, também foi realizada análise química na amostra 6, a qual apresentou teor de ferro igual a 1,17%, porém com defeitos similares a trincas maiores que 1,5 mm.

A diferença entre os parâmetros das amostras 5 e 6 é a vazão do gás plasma, que é maior na amostra 5, o que provocou maior penetração no substrato já que o aumento na vazão deste gás resulta num aumento da pressão que o arco impõe ao metal de base e intensifica a transferência convectiva de calor do plasma. O mesmo comportamento foi obtido nos resultados de MIRANDA (2014).

Também é possível perceber que a amostra 1 apresentou a menor espessura de revestimento uma vez que foi o ensaio com a menor taxa de alimentação de pó.

Tabela 12 – Composição química da superfície de amostras 5 e 6.

Elemento químico	Amostra 5 Teor (%)	Amostra 6 Teor (%)
C	0,034	0,028
Si	0,241	0,238
Mn	0,472	0,414
P	0,0064	0,0065
S	0,0080	0,0077
Cr	21,47	23,54
Mo	8,90	9,15
Fe	6,18	1,17
W	0,159	0,157
V	0,0056	0,0052
Al	0,035	0,036
Co	0,034	0,032
Cu	0,018	0,015
Nb	3,74	4,00
Sn	~0,010	0,0092
Ti	0,100	0,104
B	0,0045	0,0042
Mg	0,025	0,025
Zr	0,013	0,013
Ni	58,5	61,0

4.3 Ensaio definitivo de revestimentos

Com base nos parâmetros da amostra 5, a qual apresentou os melhores resultados, foram realizados revestimentos adicionais com o objetivo de atender aos requisitos de diluição ($< 10\%$), espessura ($> 3\text{ mm}$), teor de ferro ($< 5\%$), sem ocorrência de defeitos significativos. As variações feitas nesta etapa focaram na soldagem de amostras com maior taxa de alimentação do pó (a partir de 50 g/min), o que torna necessário aumentar também a intensidade da corrente no intuito de garantir a fusão. Distâncias entre cordões (passos) menores que $0,14\text{ mm}$ também foram testadas. Percebeu-se que, para valores de taxa de alimentação do pó acima de 50 g/min , é preciso aumentar a vazão de gás de arraste para $3,5\text{ l/min}$ para que o pó de soldagem seja corretamente carregado através da tocha.

A máquina utilizada nesta pesquisa possui um sistema que ajusta a tensão de acordo com a distância peça-eletrodo, por essa razão, durante a soldagem de amostras com revestimentos suficientemente grandes, foi necessário aumentar o valor da tensão de 34A para 36A para evitar que a tocha entrasse em contato com o revestimento no decorrer o processo.

A velocidade de rotação da placa giratória foi diminuída (em comparação com a etapa anterior) para $0,732\text{ rpm}$, pois se trata de um tubo de maior diâmetro nominal. Sabendo que o diâmetro interno do tubo é 222 mm , a velocidade de soldagem utilizada foi $8,55\text{ mm/s}$. Nesta etapa o tubo utilizado foi o API 5L X65.

A Tabela 13 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados e os valores de diluição e espessura alcançados e a Tabela 14 mostra as macrografias do perfil das amostras e as micrografias dos defeitos superiores a $0,5\text{ mm}$. Em especial, todos os defeitos encontrados nas amostras 8 e 16, as quais possuem os melhores resultados, foram expostos.

Tabela 13 - Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento

Amostra	Aporte de calor [J/mm]	Intensidade da corrente [A]	Taxa de alimentação do pó [g/min]	Vazão de gás de arraste [l/min]	Tensão [V]	Passo [pol.]	Recuo [mm]	Espessura [mm]	Diluição [%]
8	573	180	50	3,0	34	0,13	4	3,07	4,84
9	674	200	60	3,5	36	0,14	4	3,43	3,30
10	674	200	65	3,5	36	0,14	4	3,59	1,34
11	588	185	60	3,5	34	0,14	4	3,24	0
12	588	185	55	3,5	34	0,14	4	2,94	3,11
13	588	185	50	3,0	34	0,14	3	2,88	1,19
14	573	180	58	3,5	34	0,13	3	*	*
15	588	185	55	3,5	34	0,14	3	2,84	0,29
16	674	200	55	3,5	36	0,14	4	3,24	4,83

* O revestimento não soldou

Os resultados indicam que níveis muito baixos de diluição (menor que 3 %) são um indicativo de que há defeitos com dimensões maiores que 1,5 mm na interface entre o revestimento e o substrato.

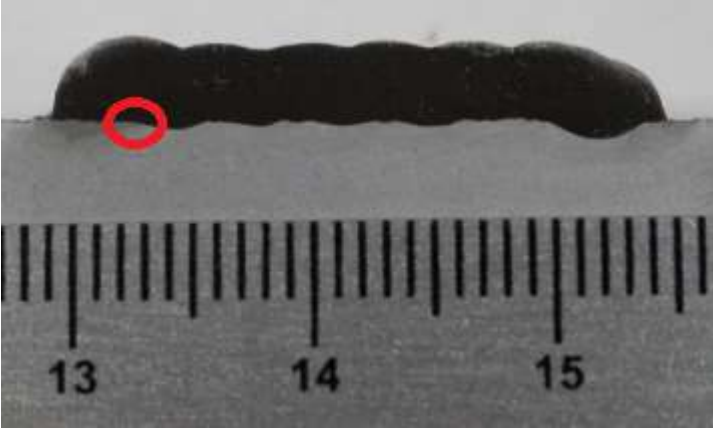
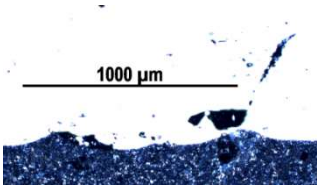
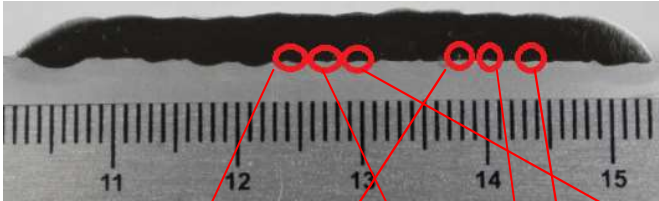
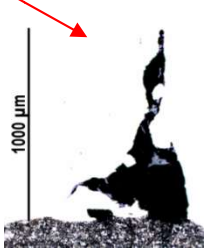
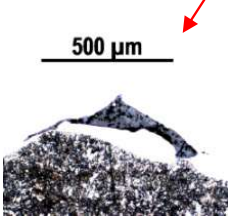
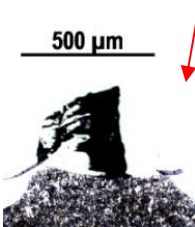
Além do mais, a amostra 14 destacou completamente após o primeiro cordão, pois a intensidade de corrente de 180 A utilizada não foi suficiente para fundir o substrato com a taxa de alimentação de 58 g/min. Além disso, outro fator que contribui neste caso é o menor recuo do eletrodo (3 mm), que faz com que o arco elétrico seja menos constrito, diminuindo a concentração de sua energia.

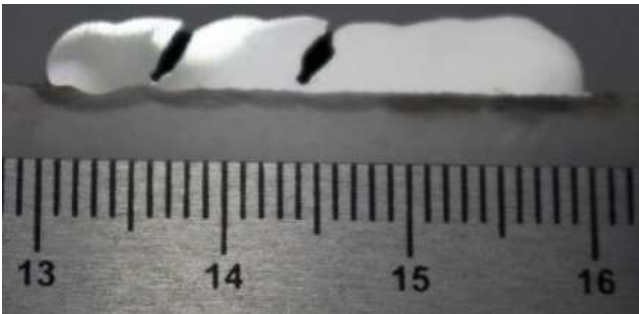
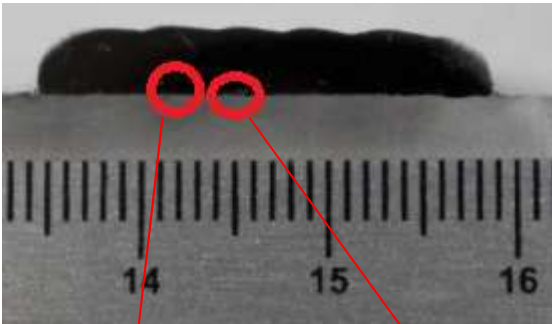
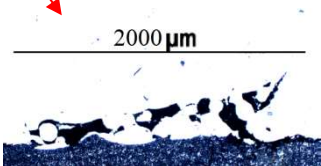
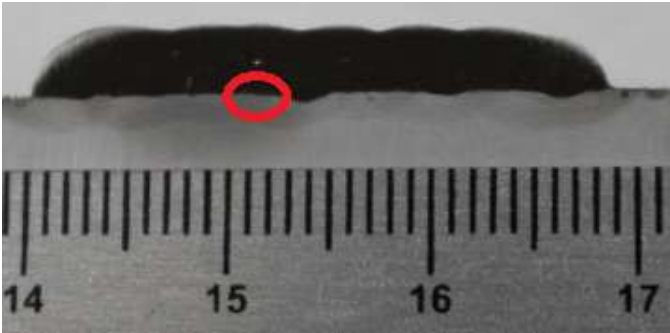
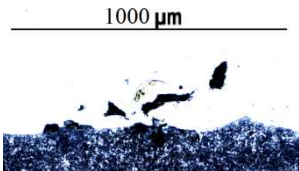
As amostras 9 e 11 tiveram valores desejados de espessura e diluição, todavia a amostra 11 possui descontinuidades com dimensões acima do permitido e a 9 possui muitas descontinuidades (uma delas da ordem de 1 mm), apesar de estarem dentro das dimensões toleráveis. Os revestimentos 8 e 16 apresentaram espessura maior que 3 mm, diluição menor que 10% e defeitos admissíveis, suas análises químicas são apresentadas na Tabela 16, onde é possível perceber que ambas possuem teor de ferro menor que 5%. Tomando por base toda a extensão das amostras e a extensão dos defeitos, 98% da interface da amostra 8 apresentou fusão enquanto no caso da amostra 16 esta porcentagem ficou em 96,4%.

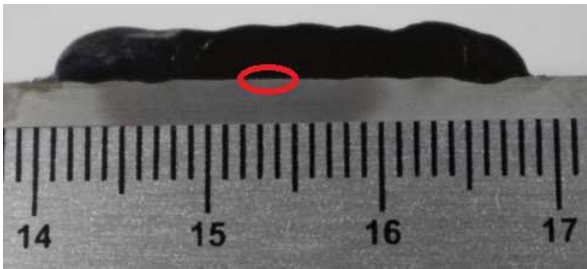
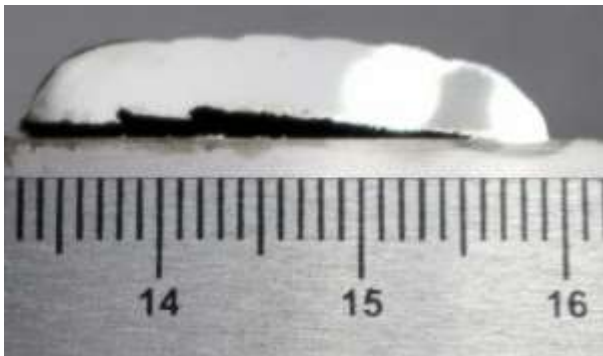
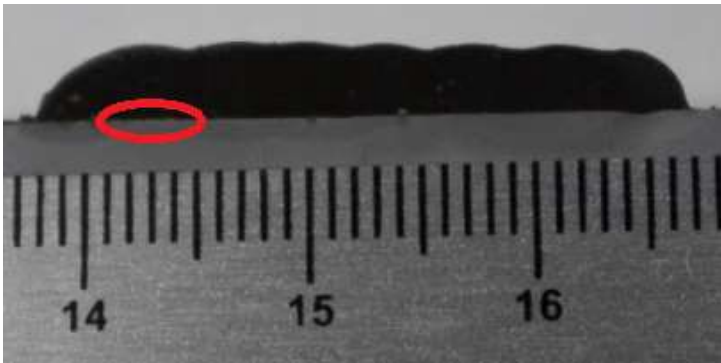
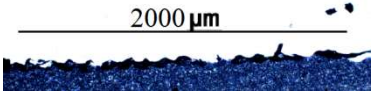
Considerando a taxa de alimentação de pó em [g/min] das amostras 8 e 16, e uma eficiência de deposição de 85%, a taxa de deposição em ambas as amostras é de

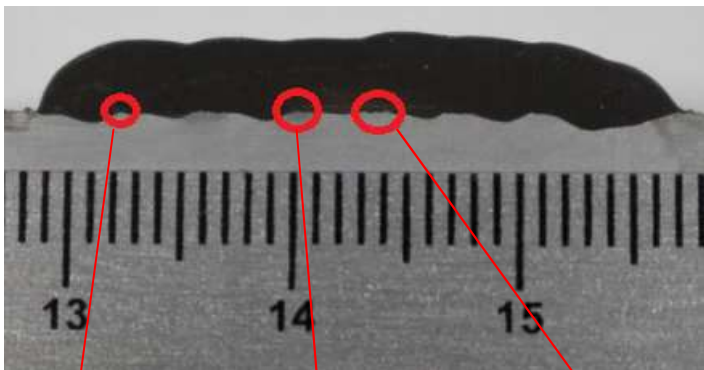
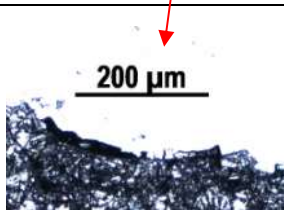
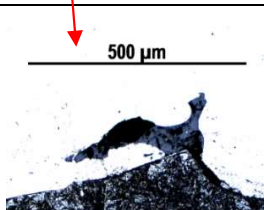
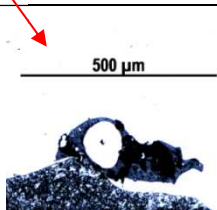
aproximadamente 3 kg/h, sendo praticamente o triplo da deposição do processo TIG arame quente.

Tabela 14 - Macrografia dos revestimentos 8 a 16.

Revestimento	Macro e micrografia
8	 
9	      

Revestimento	Macro e micrografia	
10		
11		
		
12		
		

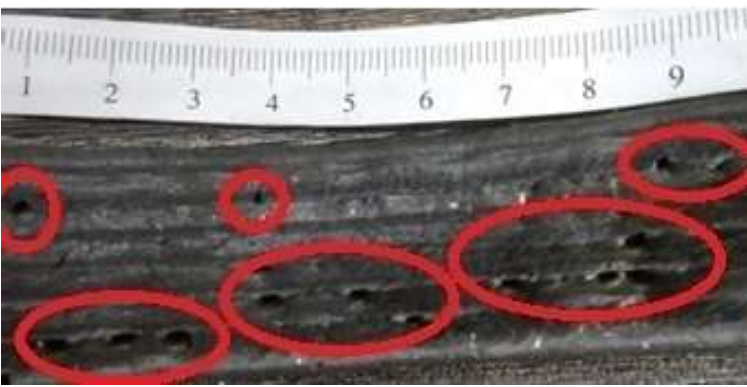
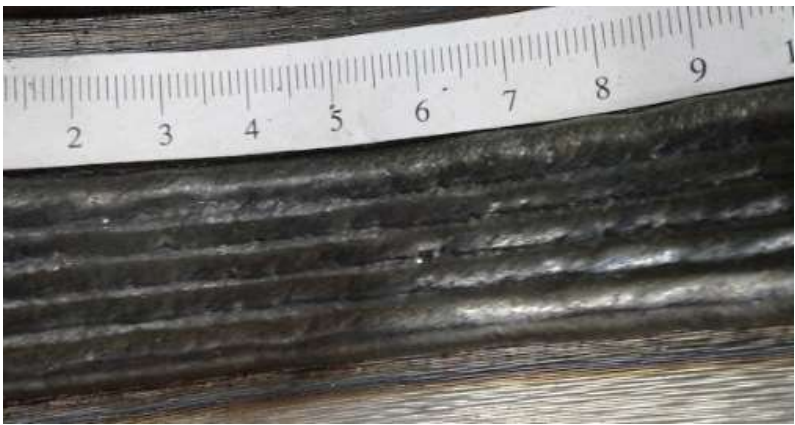
Revestimento	Macro e micrografia
13	 
14	
15	 

Revestimento	Macro e micrografia		
16			
			

Na Tabela 15 são apresentadas as superfícies dos revestimentos. Nota-se que a amostra 10 apresentou muitos poros possivelmente porque o metal de solda não foi capaz de fundir uniformemente devido à alta taxa de alimentação (65 g/min, a maior utilizada nesta etapa). Além disso, a amostra 12 foi a que apresentou a pior uniformidade do revestimento, ou seja, da sobreposição de cordões, possivelmente porque a pressão gerada pela energia de soldagem, gás de plasma e recuo de eletrodo foi demasiadamente elevada para uma poça fundida menos robusta devido a cordões com menores dimensões e do espaçamento entre eles.

Tabela 15 - Vista superior dos revestimentos 8 a 16

Revestimento	Superfície das amostras
8	

Revestimento	Superfície das amostras
9	
10	
11	

Revestimento	Superfície das amostras
12	 A photograph of a dark, layered material sample. A ruler is placed above the sample, showing a scale from 2 to 10 cm. The sample exhibits horizontal banding and a rough, textured surface.
13	 A photograph of a dark, layered material sample. A ruler is placed above the sample, showing a scale from 2 to 9 cm. The sample shows horizontal banding and a rough, textured surface.
14	 A photograph of a dark, layered material sample. A ruler is placed above the sample, showing a scale from 1 to 9 cm. The sample shows horizontal banding and a rough, textured surface.

Revestimento	Superfície das amostras
15	
16	

Tabela 16 – Composição química da superfície de amostras 8 e 16.

Elemento químico	Amostra 8 Teor (%)	Amostra 16 Teor (%)
C	0,028	0,029
Si	0,242	0,290
Mn	0,458	0,467
P	0,0065	0,0058
S	0,0077	0,0081
Cr	21,60	20,15
Mo	9,02	9,35
Fe	4,40	2,95
W	0,095	0,070
V	0,0016	0,0055
Al	0,034	0,0093
Co	0,015	0,017
Cu	0,012	0,0083
Nb	3,78	3,68
Sn	~0,010	0,008
Ti	0,084	0,067
B	0,0046	0,0034
Mg	0,025	0,022
Zr	0,014	0,010
Ni	60,2	<62,8

Conforme apresentado, o equipamento de Plasma Pó utilizado nesta pesquisa com a característica inovadora de revestir internamente tubos de aço de 3 metros de comprimento, desde que tenha diâmetro mínimo de 4 polegadas, é capaz de soldar revestimentos de ligas de níquel em com espessura > 3 mm em uma única camada, diluição $< 10\%$, teor de ferro na superfície do revestimento $< 5\%$ e defeitos menores que 1,5 mm. A Tabela 17 apresenta o teor de ferro na superfície do revestimento e a diluição das amostras 5, 8 e 16. Os resultados sugerem que um nível de diluição próximo de 10% provavelmente resulta nem teor de ferro na superfície do revestimento superior a 5%.

Tabela 17 – Teor de ferro na superfície do revestimento e nível de diluição das amostras

Amostra	Teor de ferro na superfície do revestimento (%)	Diluição (%)
5	6,18	8,1
8	4,40	4,84
16	2,95	4,83

A presente pesquisa apresentou resultados de revestimentos com espessura superior a 3 mm, assim como ocorreu no trabalho de DASGUPTA & MUKHERJEE (2013), que revestiu chapas de aço inoxidável 316L com a liga Colmonoy 5, também pelo processo Plasma Pó utilizando oscilação da tocha.

FERREIRA *et al.* (2014) soldaram revestimentos de liga de níquel C276 com diluição de 4,9%, muito semelhante a do presente estudo, com espessura do revestimento menor que 3 mm utilizando o processo Plasma Pó, obtendo um revestimento mais baixo do que o da presente pesquisa. Já em relação ao teor de ferro no revestimento, o presente trabalho obteve teores desse elemento em superligas de níquel 625 menores 10%, assim como nos trabalhos de CHUBB & BILLINGHAN (1984) e SILVA (2010).

No trabalho de SILVA (2010) foram realizados revestimentos de ligas de níquel 625 e 686 em chapas de aço ASTM A516 Gr 60 por meio do processo de soldagem TIG arame frio, atingindo espessuras da ordem de 4 mm com diluição em torno de 5% e teor de ferro abaixo ou muito próximo de 5%, enquanto MIRANDA (2014) realizou ensaios de soldagem de revestimentos de ligas de níquel em aços API 5L com o processo Plasma Pó, algumas das amostras soldadas atingiram espessuras da ordem de 4,5 mm com diluição em torno de 7,5%. A presente pesquisa não conseguiu obter espessuras de 4 mm no revestimento, apesar de ter obtido o requisito mínimo de 3 mm, provavelmente devido à elevada vazão de gás de arraste necessária para carrear o metal de adição em forma de pó em toda a extensão da tocha. Esta é capaz de revestir internamente tubos de aço de 3 metros, sendo a principal vantagem deste equipamento em comparação com outras técnicas. Todavia é válido ressaltar que uma tocha semelhante, mantendo as mesmas características, porém dobrando da atual extensão, dificilmente seria capaz de realizar revestimentos com espessura maior que 3 mm em razão do aumento de gás de arraste que seria necessário.

4.4 Caracterização microestrutural e microdureza

As amostras 8 e 16 foram selecionadas para caracterização microestrutural através de análise de microdureza e microscopia eletrônica de varredura. Estas foram as amostras que apresentaram valores satisfatórios de espessura, diluição e teor de ferro na superfície, além de defeitos menores que 1,5 mm. A amostra 8 foi a realizada com menor aporte de calor (573 J/mm) enquanto a amostra 16 foi aquela realizada com maior aporte de calor (674 J/mm). Os perfis de dureza delas estão apresentados na Tabela 19, na Figura 44 e na Figura 45.

Os resultados evidenciam que na interface e nas regiões próximas a esta, a amostra 8 apresentou valores de dureza maiores que a amostra 16. Este fato pode ser explicado pela presença mais marcante do que possivelmente se trata de ferrita com segunda fase alinhada FS(A) como pode ser visto na Figura 46, também denominada como ferrita com martensita/austenita/carbetos alinhados, nas regiões adjacentes à interface da amostra 8, em comparação com a mesma área da amostra 16, na qual se observa mais claramente regiões compatíveis com microestruturas de ferrita quase poligonal (ver Figura 47). Foi possível também identificar estruturas que podem ser microconstituente MA (martensita/austenita retida) no contorno de grão indicado por setas vermelhas. O crescimento de grão típico da região de grãos grosseiros da ZTA (ZTA-GG) se deve às altas temperaturas alcançadas durante o ciclo térmico de soldagem, o qual proporciona a completa austenitização e rápido crescimento dos grãos (SILVA *et al.*, 2016). Em ambas as amostras são encontradas estruturas que podem ser bainita na ZTA-GG.

A região de grãos finos da ZTA (ZTA-GF) é caracterizada em geral por estrutura refinada de ferrita e perlita. A amostra 8 possui microestrutura mais refinada do que a amostra 16, principalmente na região de refino de grão da ZTA (ZTA-GF), uma vez que a taxa de resfriamento da amostra 8 é maior, em razão do menor aporte de calor. Em elevadas taxas de resfriamento aumenta-se a taxa de nucleação e também o crescimento de núcleos intragranulares (OGATA *et al.*, 2008). Este refinamento da microestrutura dificulta a movimentação das discordâncias, o que aumenta a dureza da região.

A Tabela 18 apresenta a extensão aproximada das zonas características das ZTAs dos revestimentos obtidas por microscopia óptica (Figura 43). A amostra 16 apresentou

ZTA mais extensa por devido ao maior aporte térmico utilizado, o que eleva a temperatura de pico.

Tabela 18 – Extensão aproximada das zonas características da ZTA em [mm].

Amostra	ZTA (total)	ZTA-GG	ZTA-GF	ZTA-IC
8	0,9	0,2	0,3	0,4
16	1,6	0,4	0,5	0,7

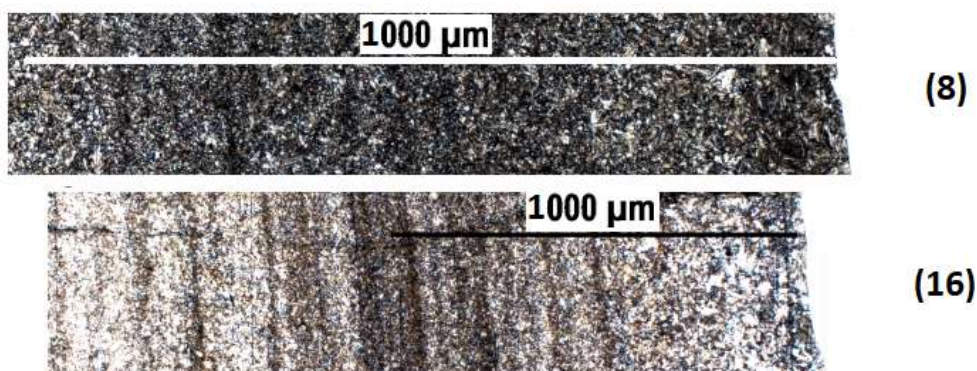


Figura 43 - Micrografia das ZTA's das amostras 8 e 16.

Tabela 19 – Perfil de dureza das amostras 8 e 16 [HV 0,1].

Distância para a interface (mm)	Amostra 8		Amostra 16	
	Linha 1	Linha 2	Linha 1	Linha 2
1,25	268,14	271,23	257,17	261,63
1	273,52	297,95	242,86	266,72
0,75	296,17	285,12	244,27	257,36
0,5	297,00	282,02	241,63	245,87
0,25	282,68	275,96	238,95	256,79
Interface	225,08	234,80	211,96	209,76
-0,25	254,60	237,33	192,74	185,26
-0,5	213,48	239,03	184,79	163,10
-0,75	201,61	216,77	188,46	186,02
-1	200,02	196,27	178,09	167,60
-1,25	191,81	196,78	176,67	161,61
-1,5	217,22	184,38	166,24	164,17

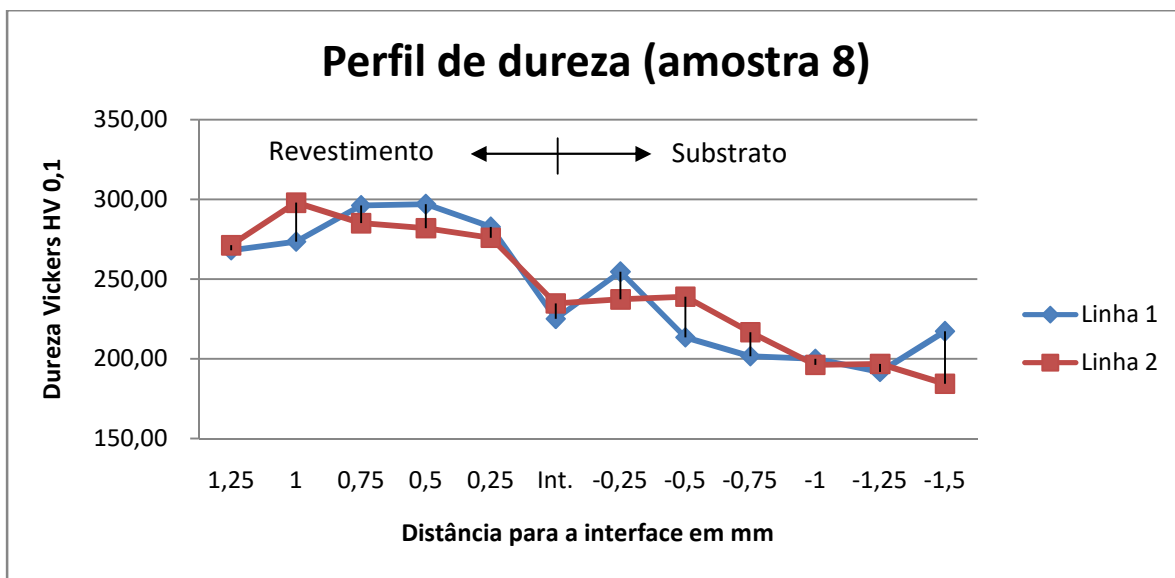


Figura 44 – Perfil de dureza da amostra 8.

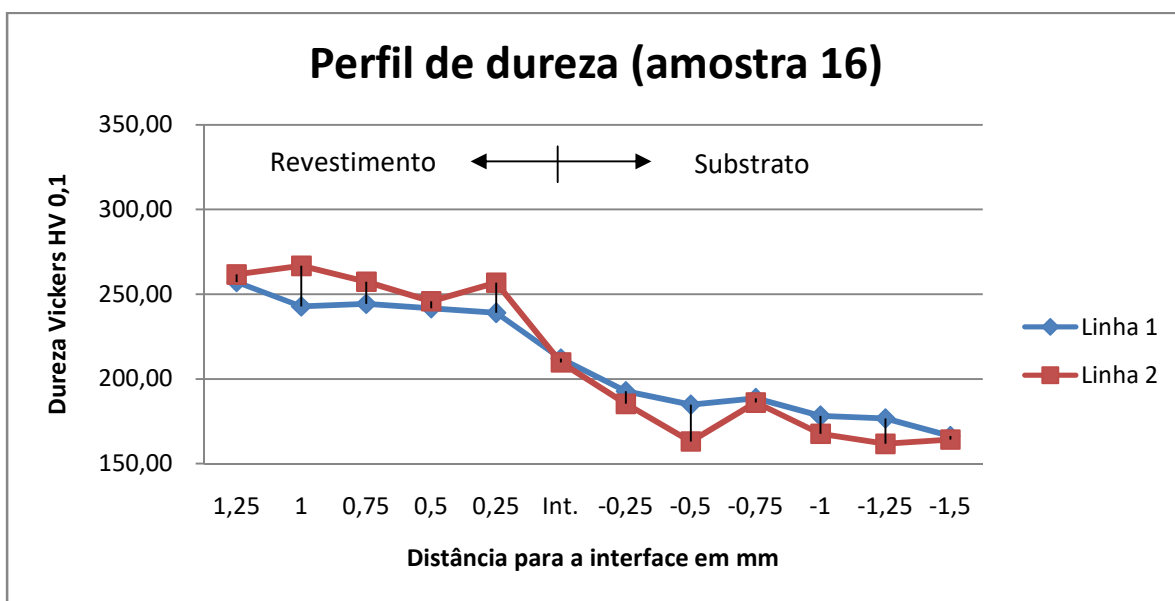


Figura 45 - Perfil de dureza da amostra 16.

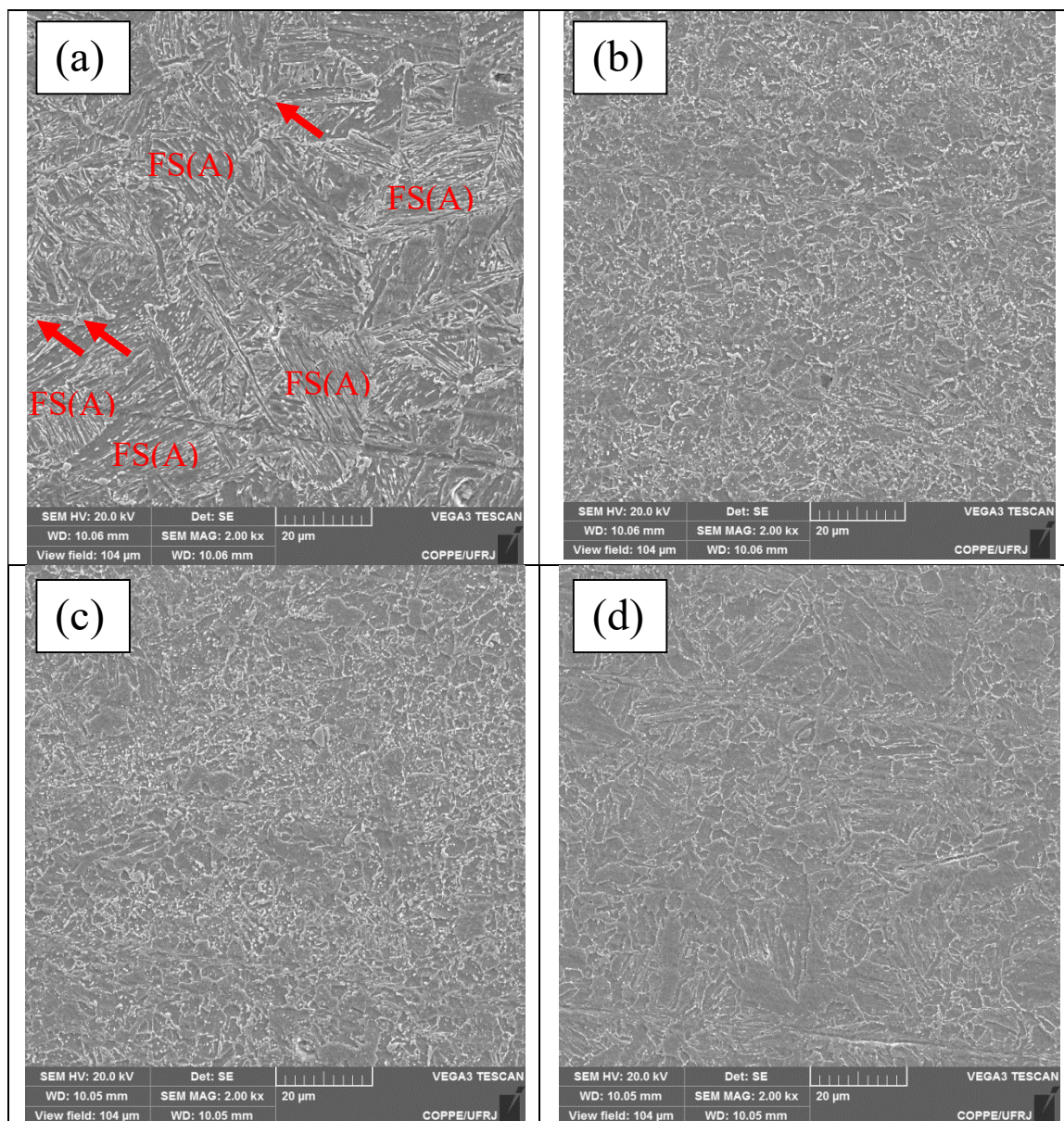


Figura 46 – Micrografias de regiões da ZTA da amostra 8 - a) região adjacente à interface, b) região a 0,25 mm da interface, c) região a 0,5 mm da interface, d) região a 1 mm da interface. FS(A) = ferrita com segunda fase alinhada.

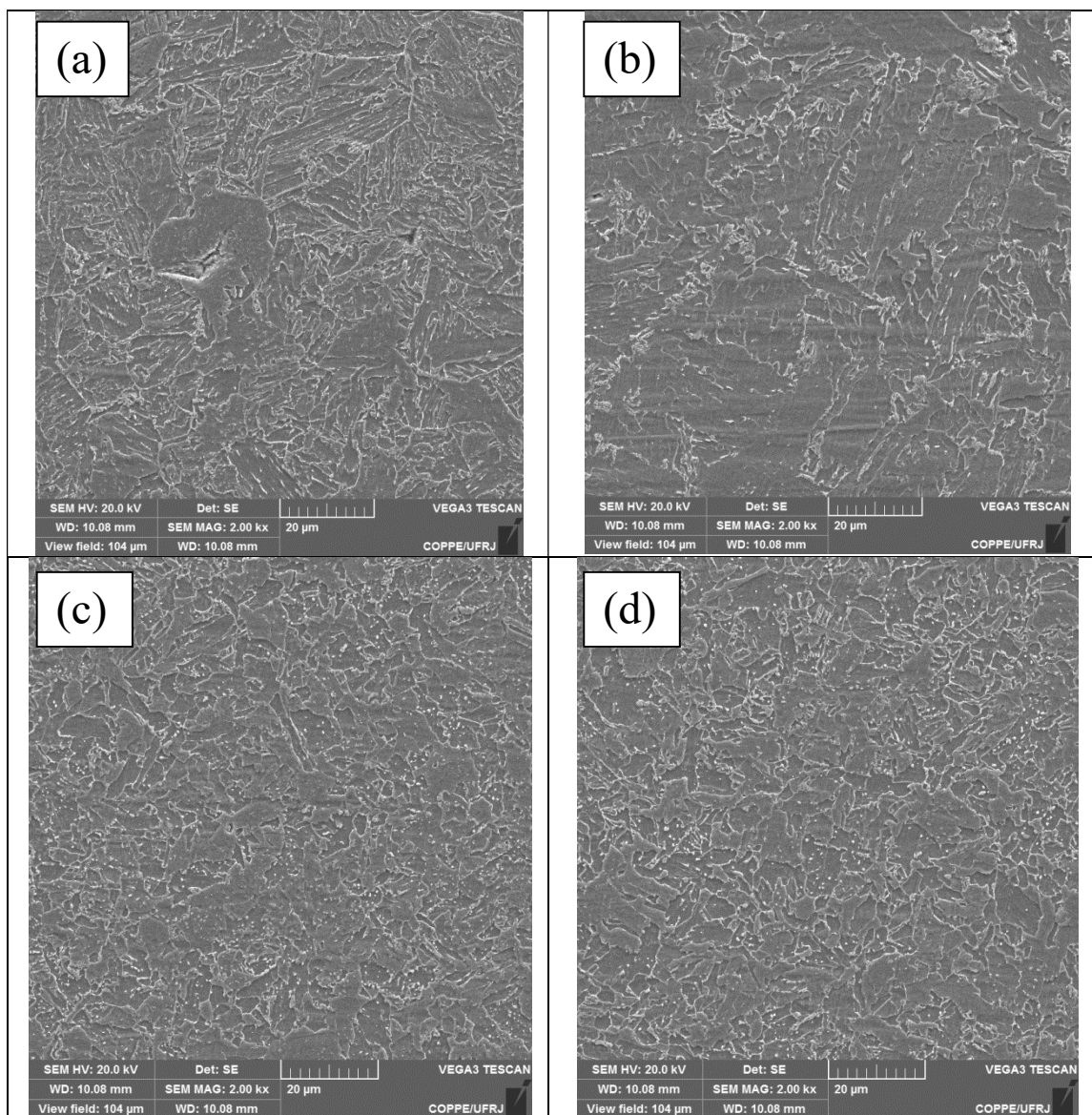


Figura 47 – Micrografias de regiões da ZTA da amostra 16 - a) região adjacente à interface, b) região a 0,25 mm da interface, c) região a 0,5 mm da interface, d) região a 1 mm da interface.

A microestrutura e a composição química da interface da amostra 5, a qual mais se aproximou dos objetivos da pesquisa nos ensaios de revestimentos preliminares, foram analisadas por meio de MEV e EDS. Ao analisar a Figura 48, nota-se claramente a fronteira entre os dois materiais (Superliga de Níquel 625 e Aço API 5L X60). Na Figura 49, tem-se os resultados da análise EDS, nota-se que, ao longo da interface, os teores da superliga rica em níquel, cromo e molibdênio, caem abruptamente ao longo da zona de transição onde se observa um crescimento rápido do teor de ferro até alcançar a região à direita correspondente ao aço.

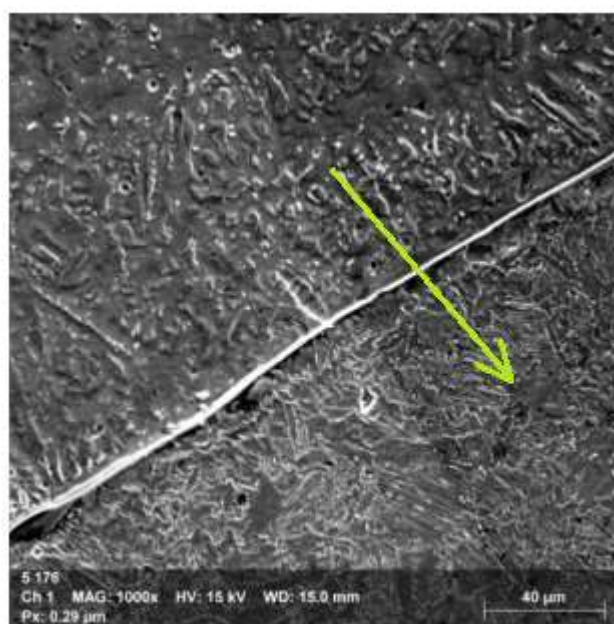


Figura 48 – Localização de linha de análise EDS (representada pela seta) e interface entre revestimento e metal de base (1000x).

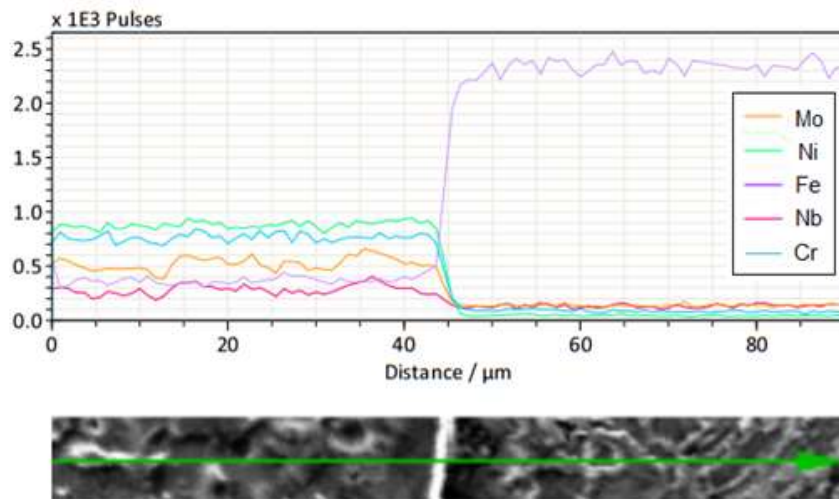


Figura 49 - Resultados de EDS na interface (1000x).

A Figura 50 e a Figura 51 apresentam a análise de composição química por EDS realizada em linha na direção perpendicular ao crescimento dendrítico. Foi possível observar que Ni, Cr e Fe são empobrecidos ao passo que há o aumento do teor de nióbio e molibdênio na região interdendrítica, uma vez que os picos de Mo e Nb coincidem com a diminuição dos teores dos outros elementos supracitados. Em particular, os picos de Mo e Nb são ainda maiores onde a linha passa por um precipitado.

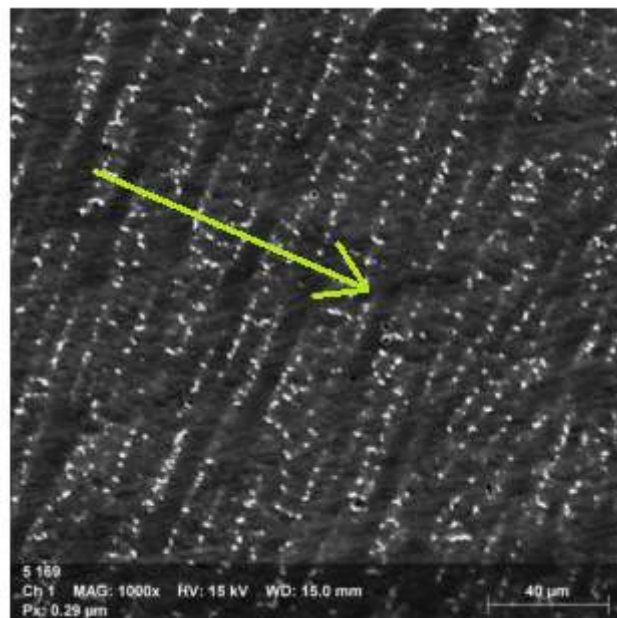


Figura 50 - Micrografia realizada por MEV e localização da linha de análise EDS em direção perpendicular ao crescimento de dendritas.

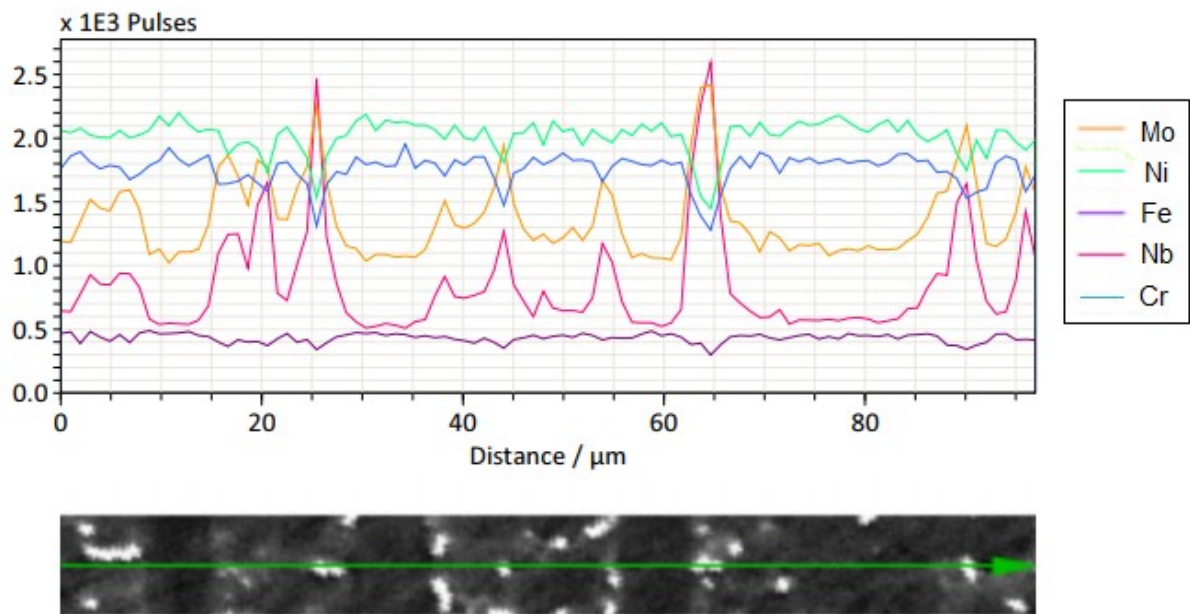


Figura 51 - Resultados de EDS na região interdendrítica.

A Figura 52 apresenta precipitados (em branco) localizados em regiões interdendríticas. Por meio de mapeamento químico realizado por EDS (Figura 53) observa-se alto teor de Mo e principalmente de Nb, além de empobrecimento de Ni, Fe e Cr nas áreas correspondentes aos precipitados. Estes são compatíveis com a fase Laves observada por SILVA (2010). Esta fase se forma em regiões interdendríticas, são ricas em Nb e Mo e possuem morfologia lamelar eutética.

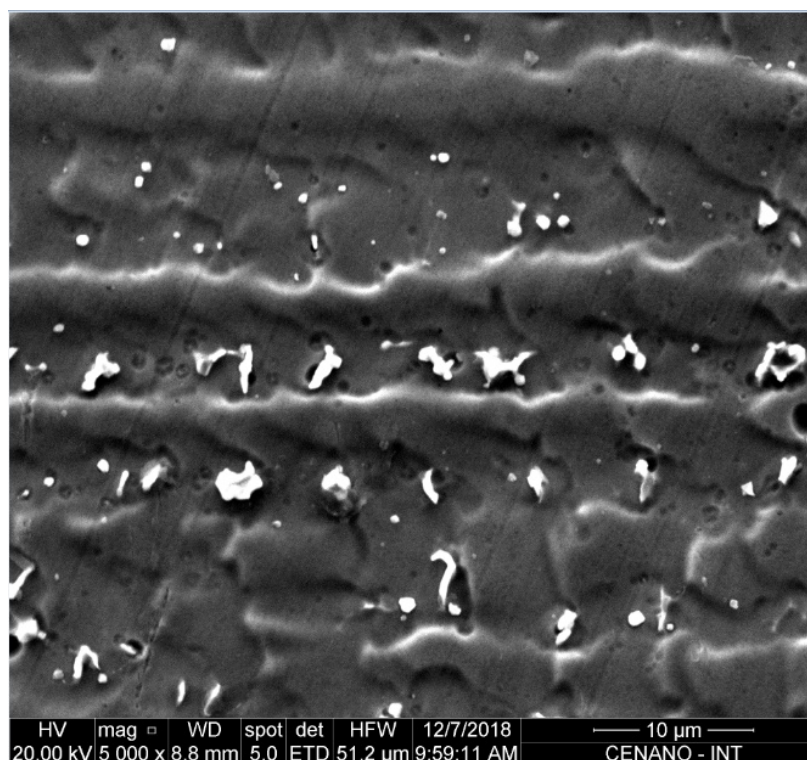


Figura 52 - Região interdendrítica com precipitados.

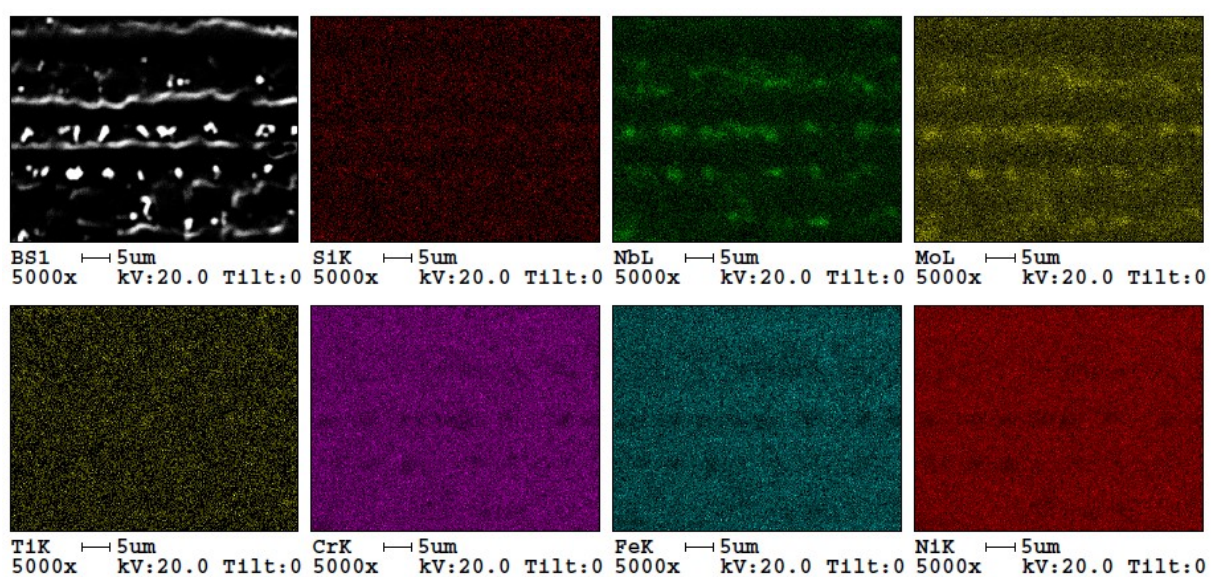


Figura 53 - Mapeamento químico de região interdendrítica.

A análise de EDS de uma partícula semelhante às apresentadas na Figura 52 mostrou elevado teor de Nb, por volta de 12% em peso. Este precipitado possui teor de Nb cerca de 3 vezes maior que o da liga, sabendo que esta apresenta 3,5% a 4,0% de Nb.

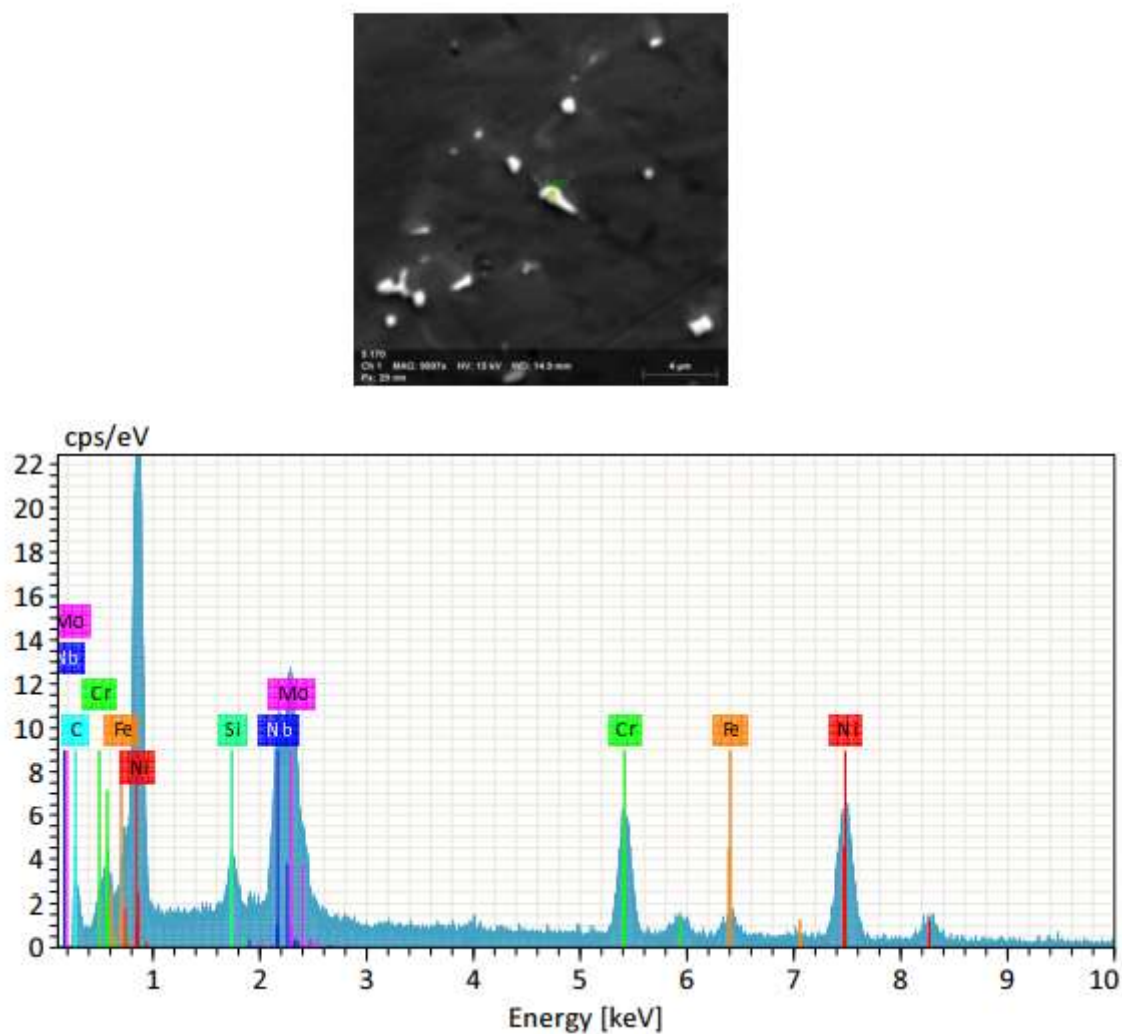


Figura 54 – Análise de EDS pontual de precipitado.

4.5 Ensaio de corrosão por pite

No caso das amostras estudadas não se observou histerese (vide exemplo da amostra 5 na Figura 34, ou seja, o comportamento foi mais parecido com o da liga C-276 da Figura 35, indicando boa capacidade de repassivação e pites pouco desenvolvidos.

Os resultados serão apresentados com a curva anódica (Figura 55 - a) para obtenção do potencial de pite e da corrente de passivação, como mostrado na Figura 55(b). Observando-se cuidadosamente a Figura 55(a), há um comportamento que foi comum às amostras analisadas, que vem a ser a presença de dois pontos onde há o aumento da densidade de corrente (ver setas). O primeiro ponto pode ser interpretado como o aumento da corrente devido à formação de pites, enquanto o segundo ponto coincide com o potencial de oxidação da água, uma reação que também provoca o aumento da corrente. Nesta curva é possível perceber a formação de um pite metaestável, correspondente a um pequeno pico de corrente no intervalo de passivação.

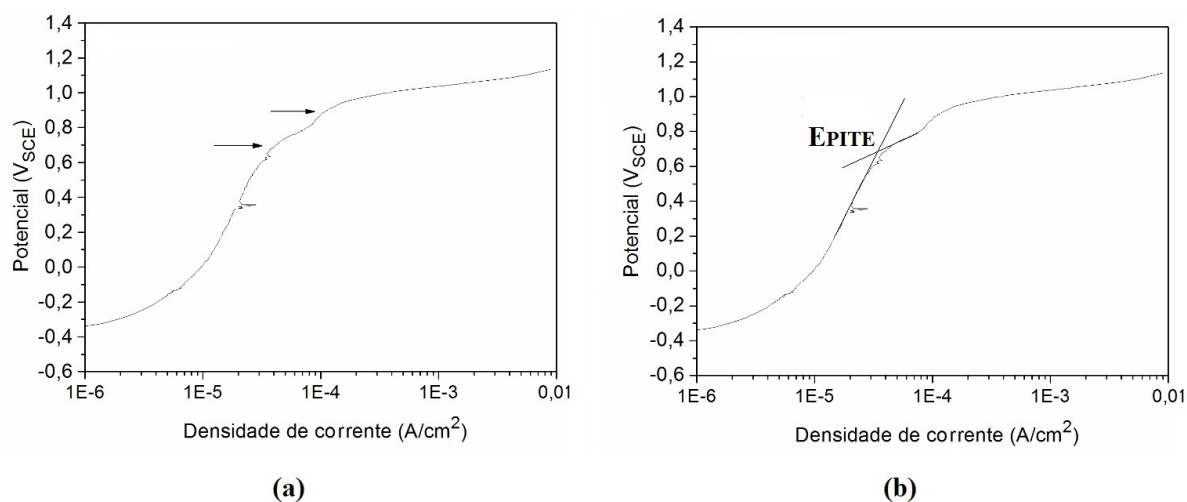


Figura 55 - Curva anódica e obtenção do potencial de pites (E_{PITE}) e da densidade de corrente de passivação ($pPASS$) da superfície da amostra 5.

A Figura 56 mostra ambas as curvas resultantes do ensaio de polarização cíclica para as amostras 5 e 6. Foi escolhida a amostra 5 pois esta apresentou os melhores resultados na etapa de soldagem preliminar de revestimentos e também a

amostra 6 por apresentar teor de ferro consideravelmente distinto da amostra 5 para fins de comparação da resistência a corrosão por pites dos revestimentos. Os parâmetros obtidos de cada curva são apresentados na Tabela 20. Os resultados mostram que não houve diferença significativa entre os potenciais de pite das amostras, o que está em consonância com os estudos de SANTOS (2015), CHUBB & BILLINGHAN (1984) e SILVA (2010).

SANTOS (2015) obteve resultados de curva de polarização anódica em três revestimentos de superliga de níquel com diferentes teores de ferro soldados pelo processo Plasma Pó, observando que não houve diferença significativa quanto aos seus potenciais de pite.

Os resultados de SANTOS (2015) estão em consonância com os de SILVA (2010), que analisou o potencial de quebra da camada passivadora e o potencial de corrosão de amostras de superliga de níquel depositadas com o processo TIG arame frio. Verificou-se que as amostras possuem comportamento semelhante de resistência à corrosão apesar dos teores de ferro variarem entre 2% e 26% no revestimento, reforçando que a técnica aplicada talvez não seja eficaz para detectar uma possível diferença considerável de resistência à corrosão das amostras estudadas.

Este mesmo comportamento foi observado no trabalho de CHUBB & BILLINGHAN (1984), que avaliaram a resistência à corrosão da superliga de níquel 625 através de curvas de polarização eletroquímica. Os resultados deste trabalho sugerem que amostras com teor de ferro até 20% não possuem alteração importante na resistência à corrosão.

Em contrapartida, há estudos que não levam à mesma conclusão. No trabalho de ABIOYE *et al.* (2015) foram levantadas curvas de polarização em amostras de revestimento de superliga de níquel 625 soldados com o processo Laser, os quais sinalizaram um aumento da capacidade de resistência à corrosão com a diminuição do teor de ferro presente no revestimento, com uma diferença de 113 mV no potencial de pite dos revestimentos.

GITTOS & GOOCH (1994) investigaram revestimentos de superliga de níquel 625 em aços C-Mn. A técnica utilizada foi imersão em solução aquosa de FeCl_3 para determinar a temperatura crítica de pite, de acordo com a norma ASTM G-48. Foi

possível observar uma correlação entre o teor de ferro presente no revestimento e a resistência à corrosão por pites, recomendando que este seja de no máximo 5%.

Comparando o trabalho de GITTOS & GOOCH (1994) com os de CHUBB & BILLINGHAN (1984), SILVA (2010) e SANTOS (2015), nota-se que a técnica de polarização eletroquímica talvez não seja eficaz para observar a associação de teor de ferro presente em revestimentos de superliga de níquel 625 e a resistência à corrosão por pites. Para este fim, técnicas com período de imersão mais longo, como as determinadas pela norma ASTM G-48, podem ser mais capazes de detectar a suscetibilidade à corrosão por pites (SILVA, 2010). As superfícies das amostras 5 e 6 são apresentadas na Figura 57 e na Figura 58, respectivamente, onde são evidenciados os pites de corrosão decorrentes do ensaio.

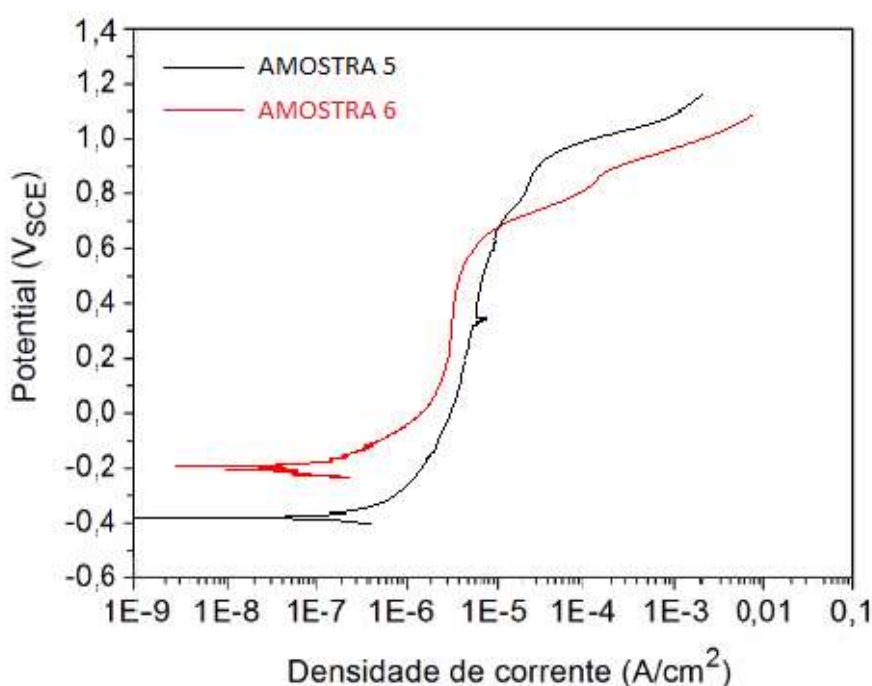


Figura 56 - Curvas de polarização das amostras 5 e 6.

Tabela 20 - Resultados de polarização anódica.

	Amostra 5	Amostra 6
OCP	-0,375	-0,186
$E_{\text{pite}} (V_{\text{SCE}})$	0,694	0,631
$\rho_{\text{pass}} (A/cm^2)$	$1,5 \cdot 10^{-5}$	$3,4 \cdot 10^{-6}$

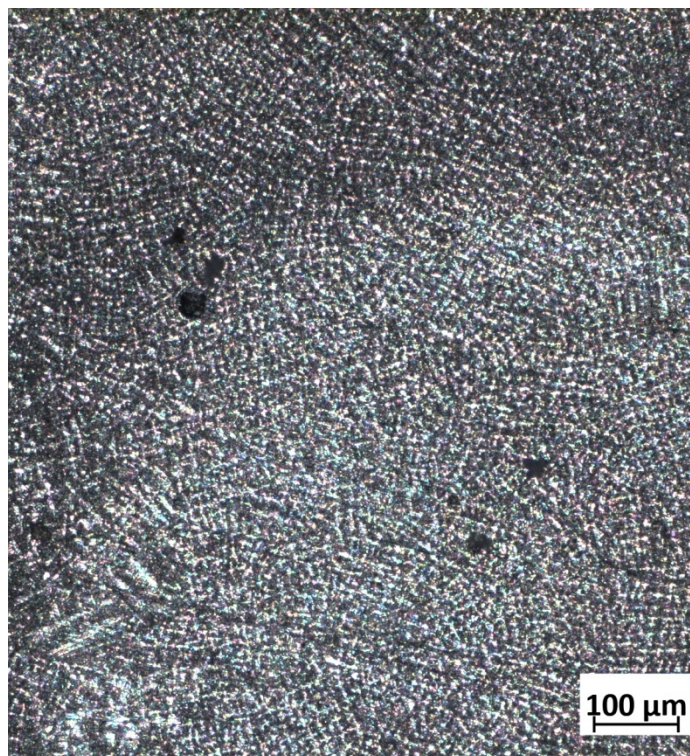


Figura 57 – Macrografia da superfície da amostra 5 com pites

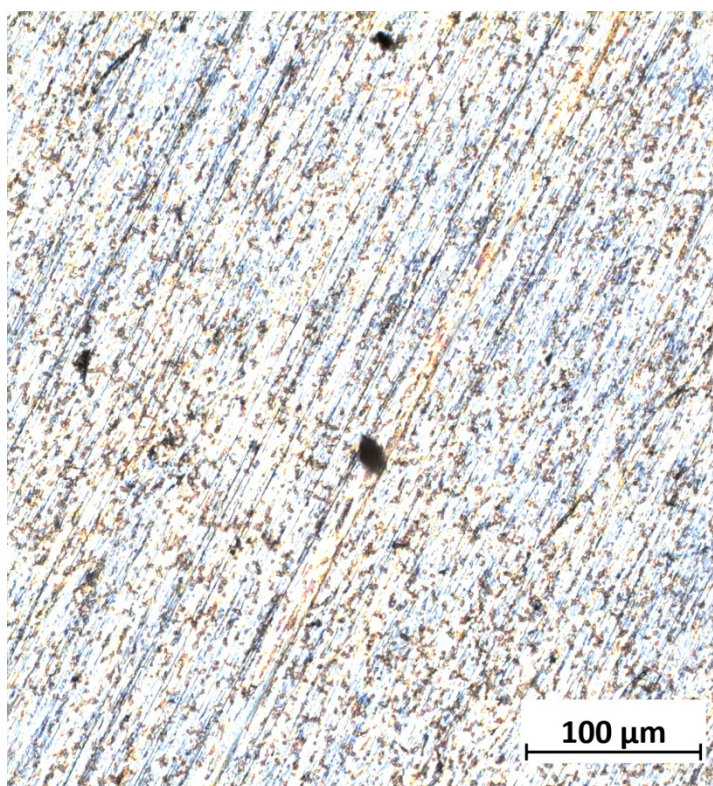


Figura 58 – Macrografia da superfície da amostra 6 com pites

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos na presente pesquisa foi possível chegar às seguintes conclusões:

- O equipamento PPTAW utilizado nesta pesquisa é capaz de produzir revestimentos com cordões uniformes apresentando diluição $< 10\%$, reforço > 3 mm, teor de ferro abaixo de 5% e defeitos com dimensões inferiores a $0,5$ mm, sendo a amostra 16 aquela que apresentou os melhores resultados, com diluição = $4,83\%$, reforço = $3,24$ mm e teor de ferro = $2,95\%$. Além disso, tomando por base toda a extensão da interface desta amostra e a extensão dos defeitos, $96,4\%$ da interface da amostra 16 apresentou fusão.
- Níveis muito baixos de diluição em revestimentos (menores que 3%) podem ser um indicativo da existência de defeitos na interface acima das dimensões toleráveis;
- Amostras com diferentes níveis de diluição de ferro não apresentaram diferença significativa no potencial de corrosão por pites;

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a integridade do revestimento por meio de ensaios não destrutivos e ensaios mecânicos de cisalhamento e de dobramento.
- Realizar revestimentos mais extensos para analisar se os resultados favoráveis obtidos são mantidos em amostras mais longas, uma vez que existe a possibilidade de contaminação do revestimento devido à degradação do eletrodo de tungstênio em procedimentos mais prolongados.
- Obter curvas de polarização de mais amostras a fim de averiguar a existência de uma correlação entre o teor de ferro do revestimento e o potencial de pite, bem como utilizar técnicas com período de imersão mais longo.

7 BIBLIOGRAFIA

ABRAHAM G. J., KAIN V., DEY G.K., RAJA V.S.; “Corrosion characterization of laser beam and tungsten inert gas weldment of nickel base alloys: Micro-cell technique”. **Elsevier, Corrosion Science** 93 (2015) 1-8

ABIOYE T.E., CLARE A. T., MCCARTNEY D. G.; “Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection”, **Journal of Materials Processing Technology** 217 (2015) 232-240

ANSI/API SPECIFICATION 6A, **Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment**, 20th edition, 2010

API Specification 5CT, **Specification for casing and tubing**, Eighth Edition, 2005

API 5L, **Specification for line pipe**, 44th edition, 2008

API Specification 6A, **Specification for wellhead and Christmas tree equipment**, Ninth edition, 2004

ASME IX, **Qualification standard for welding, brazing, and fusing procedures; welders; brazers; and welding, brazing, and fusing operators**. ASME, 2015.

ASTM A333-11, **Standard specification for seamless and welded steel pipe for low-temperature service**. ASTM International

ASTM B446-03. **Standard specification for nickel-chromium-molybdenum-columbium alloy (UNS N06625, nickel-chromium-molybdenum-silicon alloy (UNS N06219), and nickel-chromium-molybdenum-tungsten alloy (UNS N06650) rod and bar**. ASTM International, 2014

ASTM G-61 – 86, **Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron-, nickel-, or cobalt-based alloys**, 2003

AWS, **Welding Handbook - Welding Processes**, 8th ed, Volume 2, 1991

BAN S. D., SKIN Y. T., LEE S. R., LEE H. W., “Corrosion resistance of Inconel 625 overlay welded inside pipes as a function of heat treatment temperature”, **International Journal of Electrochemical Science**, 11 (2016) 7764-7764, doi: 10.20964/2016.09.22

BABU S., VARAHAMOORTHY R., LAKSHMINARAYANAN A. K., BALASUBRAMANIAN V.; “Application of response surface methodology to prediction of dilution in plasma transferred arc hardfacing of stainless steel on carbon steel”. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v.16(1), pp-44-53, 2009

BOHATCH R. G., 2014, **Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrMoSi (Tribaloy T400) obtidos por plasma com arco transferido**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Paraná, Brasil

BROOKS C. R.; **Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys**, American Society for Metals, 1982

CHUBB J. P., BILLINGHAN J., Effect of iron on the performance of in 625 weld deposits. **Cranfield Institute of Technology**, 1984.

DASGUPTA B., MUKHERJEE S; Optimisation of weld bead parameters of nickel based overlay deposited by plasma transferred arc surfacing. **International Journal of Modern Engineering Research (IJMER)**, 2013

DÍAZ V. M. V., 2005, **Inovação do equipamento e avaliação do processo plasma de arco transferido alimentado com pó (PTAP) para soldagem fora de posição**. Tese de D.Sc. Universidade Federal de Santa Catarina, SC, Brasil

DÍAZ V. M. V., 1999, **Influência de parâmetros e variáveis da soldagem plasma sobre as características da solda com ênfase na análise da abertura e no fechamento Keyhole**. Dissertação de M.Sc. Universidade Federal de Santa Catarina, SC, Brasil

DNVGL-ST-F101, **Submarine Pipeline Systems**, 2017

DUPONT J. N., LIPPOLD J. C., KISER S. D.; **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**, 2009, Wiley

EISELSTEINH. L., TILLACKD. J.; The invention and definition of alloy 625, **Inco Alloys International**, 1991.

ESPINOLA A.; **Ouro negro – petróleo no Brasil: pesquisa em terra, na plataforma continental e em águas profundas**, 1ª ed., 2013, Interciência

FERREIRA L. S., GRAF K., SHEID A.; Microstructure and properties of nickel-based C276 alloy coating by PTA on AISI 316L and API 5L X70 steel substrates. **Materials Research**. 2015; 18(1): 212-221

GENTIL V.; **Corrosão**, 6ª ed., 2011, LTC

GITTOS M. F., GOOCH T. G.; Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding. **British Corrosion Journal**. V. 31, n. 4, p. 309-314, 1996

GONZAGA R. S.; 2015, **Avaliação de revestimento metalúrgico de aço API 5L X65 com liga níquel-cobre 400 soldado por GTAW-HW**, Dissertação de M.Sc Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

HILLENBRAND H., GRAF M., KALWA C.; Development and production of high strength pipeline steels. **Europipe**, 2001

HONORATO N., FERREIRA D. F.; **Manual do operador de produção de petróleo e gás**, 2011, Komedi, Campinas

ISO 15614-7; **Specification and qualification of welding procedures for metallic materials – Welding procedure test – Part 7: Overlay welding**, 2007

JUNIOR D. A. S.; 2016, **Revestimento interno de tubo de aço carbono com superliga de níquel 625 empregando processo de soldagem PPTAW**, Dissertação de M.Sc Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

KIM J. S., PARK Y. I., LEE H. W.; “Effects of heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding”, **Metals and Materials International**, Vol. 21, No 2 (2015), pp. 350~355

KOU, S. **Welding Metallurgy**, 2nd ed., 2003, Wiley

MACHADO I. G.; **Soldagem & técnicas conexas: processos**, 1996, Porto Alegre

MAGNABOSCO R.; 2001, **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**, Tese de D.Sc. Universidade de São Paulo, SP, Brasil

MARQUES P. V., MODENESI P. J., BRACARENSE A. Q.; **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3ª ed., UFMG, 2009.

MIRANDA E. C.; 2014, **Revestimento de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó para aplicações na indústria do petróleo e gás**. Tese de D.Sc. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil

NUNES E. A., CAVALCANTE N. E., BARRETO A. S., SILVA A. I. N., MOTTA M. F.; Avaliação do efeito da energia de soldagem na deposição de aço inoxidável superduplex pelo processo plasma pó, **Soldagem & Inspeção**, 2015;20(2):205-218.

OGATA P. H., RAMÍREZ M. G., GOLDENSTEIN H., GORNI A. A., LANDGRA F. J. G.; “Caracterização microestrutural de aço API 5L X65, austenitizado e resfriado a diferentes taxas de resfriamento”, *18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais – CBECiMat*, Porto de Galinhas (PE), Novembro de 2008

OLIVEIRA M. A., 2001, **Estudo da soldagem plasma com alimentação automática de arame para aplicação em revestimentos metálicos**. Dissertação de M.Sc. Universidade Federal de Santa Catarina, SC, Brasil

PENSE A. W.; STOUT R. D., Fracture Toughness and Related Characteristics of the Cryogenic Nickel Steels, **The International Nickel Company**, 2013.

PHADKE M. S.; **Quality engineering using robust design**, 1989, AT&T Bell Laboratories, New Jersey

RAMANATHAN L. V.; **Corrosão e seu controle**, 1988, São Paulo, Hemus

REDDO A. M., 2015, **Soldagem de revestimento GTAW de tubo de aço 9% Ni com superliga de níquel 625 e sua posterior soldagem de topo com diferentes processos**, Dissertação de M.Sc. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

SANTOS R. G.; **Transformações de fases em materiais metálicos**, 2006, Unicamp

SANTOS C. A., 2015, **Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos da liga UNS NO6625 depositados pelo processo PTA-P**, Dissertação de M.Sc. Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

SHANKAR V., RAO K. B. S., MANNAN S. L.; “Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy”. **Journal of Nuclear Materials** 288 (2001) 222-232

SILVA C. C., 2010, **Revestimentos de liga níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos**. Tese de D.Sc. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil

SILVA C. C., AFONSO C. R. M., RAMIREZ A. J. MOTTA M. F., MIRANDA H. C., FARIAS J. P.; “Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel 625”, **Soldag. Insp. São Paulo**, Vol. 17, Nº 3, p.251-263, Jul/Set 2012.

SILVA C. C., ASSIS J. T., PHILLIPOV S., FARIAS J. P., “Residual stress, microstructure and harness of thin-walled low-carbon steel pipes welded manually”, **Materials Research**, 2016, 19(6): 1215-1225.

SILVA A. L. V. C., MEI P. R.; **Aços e Ligas Especiais**, 2ª ed. Revisada e ampliada, 2006, Edgard Blücher

SIVA K., MURUGAN N.; “A study on the influence of PTAW process parameters on pitting porrosion resistance of nickel based overlays”. **Procedia Engineering**, v.64, pp. 1147-1156, 2013

SMITH W. F.; **Princípios de ciência e engenharia dos materiais**, 3ª ed., 1998, McGraw-Hill

SOM A. I. *New plasma torches for PTA-surfacing*. Disponível em: http://www.plasma-master.com.ua/eng/science/science_new-plasmatorches.htm. Acesso em: 25 jan. 2019

TELLES P. C. S.; **Materiais para equipamentos de processo**, 4ªed., 1989, Interciência, Rio de Janeiro.

WOLYNEC, S; **Técnicas eletroquímicas em corrosão**, 2003, Edusp, São Paulo.