

Universidade Federal do Rio de Janeiro

ESTUDO COMPARATIVO DA  
MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS  
DE SUPERLIGA DE NÍQUEL 625  
SOLDADOS COM PROCESSOS DE PPTAW  
E GTAW-HW

Ana Carolina Rocha dos Santos

2019



Universidade Federal  
do Rio de Janeiro  

---

Escola Politécnica

# ESTUDO COMPARATIVO DA MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA DE NÍQUEL 625 SOLDADOS COM PROCESSOS DE PPTAW E GTAW-HW

Ana Carolina Rocha dos Santos

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheira Metalúrgica.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

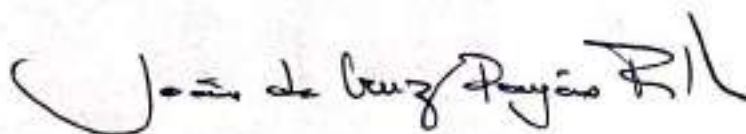
Rio de Janeiro  
Setembro de 2019

ESTUDO COMPARATIVO DA MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS DE  
SUPERLIGA DE NÍQUEL 625 SOLDADOS COM PROCESSOS DE PPTAW E GTAW-HW

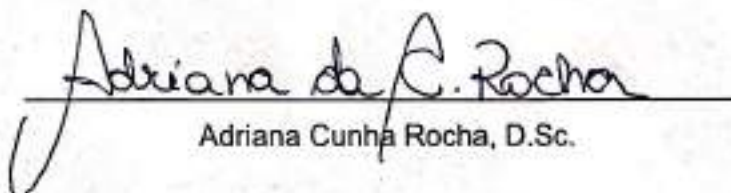
Ana Carolina Rocha dos Santos

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE  
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL  
DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A  
OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRA METALÚRGICA.

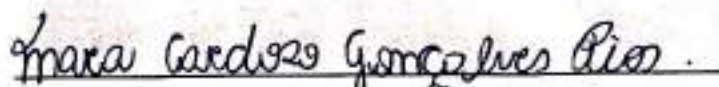
Examinada por:



João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.



Adriana Cunha Rocha, D.Sc.



Mara Cardoso Gonçalves Rios, M.Sc.

Santos, Ana Carolina Rocha dos

Estudo comparativo da microestrutura de revestimentos de Superliga de Níquel 625 soldados com processos de PPTAW e GTAW-HW/ Ana Carolina Rocha dos Santos. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2019.

VIII, 67 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadora: João da Cruz Payão Filho

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/  
Curso de Engenharia Metalúrgica, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 63-67.

1. Soldagem de revestimento. 2. Zona de transição.  
3. Caracterização microestrutural. I. Payão Filho, João da Cruz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.  
III. Título.

## **Agradecimentos**

A Deus e a Nossa Senhora por me mostrarem que apesar de existir caminhos difíceis nas nossas jornadas, tê-los ao nosso lado faz ser possível realizar o impossível.

Aos meus pais (Roseneide e João) e ao meu irmão (João Gabriel) pelo carinho, confiança, por me apoiarem e serem os principais pilares da minha vida ao longo desses anos.

À minha família que permaneceu ao meu lado oferecendo todo o suporte necessário para alcançar meus objetivos pessoais e profissionais.

Aos amigos do colégio CAp UERJ (Helena, Beatriz e Maria Carolina), que me acompanharam desde o início da caminhada estudantil até agora.

Aos meus amigos da Paróquia Santo Afonso (Juliana Almeida, Arthur Quintella, Bruna Baldi, Carollina Cunha, Clara Quintaneira, Fabio Freixo, Julia Rodrigues, Lucas José e Victoria Waiandt) e a todos os integrantes das equipes EPAL e MiniJovem que sempre oferecerem suporte e oração em todos os momentos.

Aos amigos da UFRJ (Ana Carolina Brandão, Caroline Oliveira, Gabriela Cacho, Isabela Teles, Paloma Casagrande, Renan Calmon e Vitória Mattos) pelo companheirismo nessa jornada de graduação no curso de Engenharia Metalúrgica.

Às amigas da PUC (Deborah Figueira e Victoria Palhares) e Stone (Mariana Crespo) pelo suporte e por toda a amizade desenvolvida.

Ao Professor e orientador João Payão pela oportunidade e conhecimentos passados tanto durante as aulas, quanto na elaboração desse trabalho.

Aos amigos do Laboratório Nacional de Tecnologia da Soldagem (LNTSold), Francisco Werley, Rodrigo Moura, Victor Hugo, Leandro e Rodrigo Stholer.

À professora Adriana Cunha Rocha e à M.Sc Mara Cardoso Gonçalves Rios, pela disponibilidade em participar da banca de avaliação do meu trabalho de conclusão de curso.

Aos professores do Curso de Graduação de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pelos conhecimentos passados e pela dedicação árdua à profissão de ensinar.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgica.

ESTUDO COMPARATIVO DA MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS DE SUPERLIGA DE NÍQUEL 625 SOLDADOS COM PROCESSOS DE PPTAW E GTAW-HW

Ana Carolina Rocha dos Santos

Setembro/2019

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Curso: Engenharia Metalúrgica

A necessidade de conciliar elevada resistência mecânica, resistência a corrosão e baixo custo torna o uso de materiais bimetálicos produzidas pela deposição de revestimentos de ligas nobres sobre substratos aços C-Mn prática comum na indústria de óleo e gás. Tendo em vista a necessidade de conhecer a microestrutura desses revestimentos, o presente trabalho teve como objetivo avaliar a microestrutura do revestimento de superliga de Níquel 625 depositado no interior de um tubo pelos processos *Plasma Powder Transferred Arc Welding* (PPTAW) e por *Gas-Shielded Tungsten Arc Welding* (GTAW). A caracterização foi realizada com Microscopia Óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura, EDS e Microdureza. Foram identificados principais vantagens e limitações de ambos os processos. Ao compará-los, em relação a sua aplicabilidade nas indústrias de óleo e gás, o PPTAW apresentou uma microestrutura e propriedades que melhor atendem a este mercado.

*Palavras-chave:* Superliga de Níquel 625, Plasma Powder Transferred Arc Welding.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Metallurgical Engineer.

COMPARATIVE STUDY OF 625 NICKEL SUPERALLOY COATING MICROSTRUCTURE  
WELDED BY PPTAW AND GTAW-HW PROCESSES

Ana Carolina Rocha dos Santos

September/2019

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Course: Metallurgical Engineering

The need to reconcile high mechanical strength, corrosion resistance and low cost makes the use of bimetallic materials produced by the composition of noble alloy coatings on C-Mn steel substrates common practice in the oil and gas industry. Given the need to know the microstructure of these coatings, the present work aimed to evaluate the microstructure of the 625 Nickel superalloy coating deposited inside a tube by the plasma powder transfer arc welding (PPTAW) and Gas Shielded Tungsten Arc Welding (GTAW). A characterization with Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy, EDS and Microhardness was performed. They were the main benefits and permissions of both processes. By comparing, in relation to its application in the oil and gas industries, or in PPTAW, a microstructure and properties that best serve this market are presented.

*Keywords:* Nickel 625 superalloy, Plasmas Powder Transferred Arc Welding.

## Sumário

1.	Introdução	1
2.	Revisão Bibliográfica	4
2.1.	Metal de Adição	4
2.1.1.	Superliga de Níquel	4
2.1.2.	Composição e Propriedades	5
2.2.	Processos de Soldagem	7
2.2.1.	Processo de soldagem GTAW com adição de arame quente	8
2.2.1.1.	Parâmetros de soldagem do GTAW-HW	10
2.2.2.	Processo de soldagem a Plasma	13
2.2.2.1.	Parâmetros de soldagem PPTAW	15
2.3.	Soldabilidade	19
2.3.1.	Solidificação do metal de solda	19
2.3.2.	Evolução microestrutural em ligas de Níquel	22
2.3.2.1.	Crescimento epitaxial e não epitaxial na linha de fusão	23
2.4.	Diluição	25
2.5.	Composição química Superliga de Níquel 625	26
3.	Materiais e Métodos	28
3.1.	Materiais	28
3.1.1.	Metal Base	28
3.2.	Metal de Adição	29
3.3.	Metodologia	31
3.3.1.	Caracterização microestrutural	34
4.	Resultados e Discussões	35
4.1.	Microdureza	35
4.2.	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	42
4.2.1.	GTAW (MEV)	42
4.2.2.	PPTAW (MEV)	48



4.3. Microscopia Óptica	54
4.3.1. GTAW (MO)	54
4.3.2. PPTAW (MO)	59
6. Bibliografía	63

## Lista de Figuras

Figura 1: Comparação qualitativa de desempenho entre PPTAW e TIG (adaptado de SILVA RHG, 2010). .....	2
Figura 2: Micrografias das principais fases formadas nas ligas de Níquel. a) $\gamma''$ e $\gamma'$ , b) $\delta$ no contorno de grão e c) precipitados de fases de laves e carbonetos (adaptado de NIANG, 2010; VALLE, 2013). .....	5
Figura 3: Princípios de operação do processo GTAW com arame quente (adaptado de HORI, 2004) .....	8
Figura 4: Taxa de deposição do processo GTAW para arame a quente e a frio (adaptado de HANDBOOK, 1991a).....	9
Figura 5: Propriedades dos tipos de correntes em um processo de GTAW (adaptado de HANDBOOK, 1991a).....	11
Figura 6: Forma de onda de corrente contínua pulsada. (a) Forma de onda de corrente contínua pulsada e; (b) Forma de onda de corrente contínua pulsada de alta frequência (adaptado de HANDBOOK, 1991a).....	12
Figura 7: Macrografia da seção transversal de cordões feitos com diferentes velocidades. a) 40 mm/min; b) 60 mm/min; c) 100 mm/min; d) 120 mm/min; e) 140 mm/min (adaptado KUMAR, 2010). .....	13
Figura 8: Esquemática do processo de soldagem de plasma (adaptado de PORTAL METALCA) .....	14
Figura 9: Esquemática do processo de PPTAW (adaptado de MIRANDA, 2014) .....	16
Figura 10: Desenho do equipamento indicando a distância bico-peça (DBP) e o recuo do eletrodo ( $R_c$ ) na soldagem de revestimento com o processo plasma PPTAW (adaptado de SILVA RHG, 2010). .....	17
Figura 11: Concentração de energia de diferentes processos de revestimento por soldagem, em $W/cm^2$ (adaptado SILVA CC, 2010). .....	18
<i>Figura 12: Fontes de calor e respectivas densidades de potência (adaptado SILVA CC, 2010). .....</i>	<i>19</i>
Figura 13: Solidificação com difusão limitada no líquido e sem difusão no sólido: (a) diagrama de fases; (b) camada limite rica em soluto (adaptado de LANCASTER, 1986)	20
Figura 14: Fatores que regulam o crescimento dos grãos de metais no processo de solidificação (adaptado de LANCASTER, 1986).....	21
Figura 15: Extensão da região de super-resfriamento constitucional (adaptado de MESSLER, 1993) .....	22
Figura 16: Representação esquemática de nucleação heterogênea em substrato sólido (adaptado de KOU, 1987). .....	23

Figura 17: Esquema da nucleação e crescimento da poça de fusão (a) correlação cristalográfica entre o MA e MB e (b) crescimento competitivo, privilegiando os grãos com orientações próximas à direção <100> (adaptado de KOU, 2003). .....	24
Figura 18: Regiões referentes ao Metal de Adição e Metal base para o cálculo da diluição (adaptado de SILVA CC, 2010). .....	26
Figura 19: Metal de adição Superliga de Níquel 625 em pó. ....	31
Figura 20: Esquemática do tubo soldado pelo processo de GTAW. ....	32
Figura 21: Equipamento STARWLED de soldagem. ....	32
Figura 22: Corte transversal para a retirada da amostra para análise .....	34
Figura 23: Ilustração da determinação das linhas de indentação realizadas nos ensaios	35
Figura 24: Indentação utilizando a microdureza Vickers (adaptado de ENSAIO.ORG, 2017) .....	36
Figura 25: Indentação no Inconel 625 depositado pelo processo GTAW .....	37
Figura 26: Indentação do revestimento de superliga de Níquel 625 depositado pelo processo PPTAW .....	37
Figura 27: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando a média aritmética dos valores obtido pelas indentações das três fileiras realizadas na amostra com processo GTAW .....	38
Figura 28: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando a média aritmética entre as três fileiras de indentações realizadas na amostra com processo GTAW .....	38
Figura 29: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando as três fileiras de indentações realizadas na amostra com processo PPTAW .....	39
Figura 30: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando a média aritmética dos valores obtido pelas indentações das três fileiras. ....	39
Figura 32: Médias de microdureza em cada região analisada em ambos os processos. .	42
Figura 33: Interface revestimento/substrato indicando uma zona de transição do processo PPTAW. ....	43
Figura 34: Área do revestimento com crescimento celular pelo processo de GTAW (zona 2). ....	44
Figura 35: Área do revestimento com crescimento dendrítico e colunar pelo processo de GTAW (zona 3), com presença de precipitados entre dos braços dendríticos. ....	45
Figura 36: Identificação dos elementos presentes na amostra de revestimento de superliga de Níquel 625 pelo processo de GTAW .....	46
Figura 37: EDS de composição química da amostra de revestimento de Inconel 625 pelo processo GTAW. ....	47

Figura 38: Interface revestimento/substrato indicando uma zona de transição do processo PPTAW.....	49
Figura 39: Área do revestimento com crescimento dendrítico e celular pelo processo de PPTAW (zona 3), com presença de precipitados entre dos braços dendríticos. ....	50
Figura 40: Zona de grãos grosseiros da amostra de processo de PPTAW (zona 3 - MEV). .....	51
Figura 41: Identificação dos elementos presentes na amostra de revestimento de Inconel 625 pelo processo de PPTAW .....	52
Figura 42: EDS em linha do substrato até a região de revestimento indicando a composição química da amostra de revestimento de Inconel 625 pelo processo GTAW.....	52
Figura 43: Região entre o substrato e o revestimento da amostra pelo processo GTAW	54
Figura 44: Representação das três zonas identificadas na ZPD da amostra de GTAW...	56
Figura 45: Representação das zonas M, $\phi$ e $\Pi$ no revestimento feito pelo processo de GTAW.....	57
Figura 46: Orientação do crescimento dos grãos do revestimento pelo processo GTAW	58
Figura 47: Orientação do crescimento dos grãos do revestimento feito pelo processo PPTAW.....	59
Figura 48: Formação de macrosegregação na zona de transição no processo de PPTAW. .....	60
Figura 49: Ordenação das microestruturas devido ao crescimento competitivo. A) Microestrutura fina e orientada devido ao processo de PPTAW. B) Microestrutura grosseira e com maior diversidade de direções de crescimento de grão. ....	61

## Lista de Tabelas

Tabela 1: Composição química da Superliga de Níquel 625, definida pelos criadores, assim como a motivação da adição do elemento. Dados adaptado de (ASM, 1990) ....	6
Tabela 2: Propriedades mecânicas para o liga 625 (adaptado ASTM B444, 2016).....	7
Tabela 3: Fases da solidificação em detrimento da composição da liga 625 (CIESLAK, 1988; CIESLAK, 1991).....	27
Tabela 4: Composição química dos aços API 5L X60 e API 5L X65 com base nas análises químicas .....	29
Tabela 5: Composição química da superliga de Níquel 625 utilizado no processo GTAW e PPTAW conforme certificado.....	30
<i>Tabela 6: Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento para PPTAW .....</i>	<i>33</i>
Tabela 7: Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento para GTAW .....	33
Tabela 8: Valores de microdureza obtidos pelo ensaio de Vickers 0.3 HV nos processos de GTAW e PPTAW .....	40
Tabela 9: Percentual de massa dos principais elementos da zona de transição e a área de revestimento do processo GTAW .....	48
Tabela 10: Percentual de massa dos principais elementos da zona de transição e a área de revestimento do processo PPTAW .....	53

## Lista de símbolos e nomenclaturas

Al – ALUMÍNIO

B – BORO

C – CARBONO

CPT - CRITICAL PITTING TEMPERATURE

Cr – CROMO

CU - COBRE

DBO – DISTÂNCIA BICO-PEÇA;

EDS - ESPECTROSCOPIA POR ENERGIA DISPERSIVA

Fe – FERRO

GMAW – GAS METAL ARC WELDING;

GTAW CONVENCIONAL - GAS-SHIELDED TUNGSTEN ARC WELDING CONVENCIONAL;

GTAW-HW – GAS-SHIELDED TUNGSTEN ARC WELDING - HOT WIRE;

MA – METAL DE ADIÇÃO

MB – METAL BASE

MEV – MICROSCOPIA ELETRONICA DE VARREDURA

Mg – MAGNÉSIO

Mn – MANGANÊS

MO – MICROSCOPIA ÓPTICA

Mo – MOLIBDÊNIO

N – NITROGÊNIO

Nb –NIÓBIO

Ni – NÍQUEL

P – FÓSFORO

PPTAW – PLAMAS POWDER TRANSFERRED ARC WELDING;

PTA-P - PTA-P: PLASMA TRANSFERRED ARC ALIMENTADO COM PÓ

RC – RECUO DO ELETRODO;

S – ENXOFRE

Si – SILÍCIO

SMAW - SHIELDED METAL ARC WELDING

TCP - TOPOLOGICALLY CLOSE-PACKED PHASES

Ti – TITÂNIO

TIG - TUNGSTEN INERT GAS

W – TUNGSTÊNIO

ZF – ZONA FUNDIDA

ZPD – ZONA PARCIALMENTE DILUIDA  
ZT – ZONA DE TRANSIÇÃO  
ZTA – ZONA TERMICAMENTE AFETADA;

## 1. Introdução

A utilização de métodos de soldagem para deposição de revestimentos é comumente adotada pela indústria de óleo e gás. Isso ocorre, pois durante a construção de equipamentos e estruturas é necessário buscar duas propriedades importantes nos materiais utilizados. Primeiramente, a alta resistência mecânica para que possam suportar os carregamentos (altas pressões e cargas dinâmicas) impostos durante o serviço. A segunda propriedade é a alta resistência a corrosão, a fim de conferir vida útil longa, pois precisam ser resistentes as intemperes do ambiente onde estarão alocados.

O material tipicamente utilizado para produção é o aço carbono, tendo em vista sua alta resistência mecânica. Em casos de tubos, chapas, dentre outros produtos de grande porte e de alto custo, a utilização somente de aço carbono muitas vezes não oferece a resistência a corrosão desejada, acarretando em limitações em sua utilização na prática. A solução encontrada nesses casos é a utilização de materiais como aço inoxidável e ligas de Níquel, pois apresentam alta resistência a corrosão. Contudo, esse tipo de material com alta resistência à corrosão possui altos custos para sua aplicação, além de menor resistência mecânica em comparação com aço carbono. A solução encontrada nos últimos anos é a utilização do aço carbono como substrato e a deposição de revestimentos, por meio de processos de soldagem, de ligas de Níquel, reduzindo custo e melhorando as propriedades anticorrosivas do produto final.

Diversos processos são utilizados na soldagem de revestimento de aço carbono, e cada um apresenta vantagens e limitações em relação ao outro. Um dos processos de soldagem mais utilizados é o GTAW (acrônimo em inglês de "Gas Tungsten Arc Welding"), mais conhecido como TIG, esta técnica é feita por meio de soldagem a arco elétrico entre o eletrodo não consumível de tungstênio e a peça de fusão com proteção gasosa. Outro processo conhecido é o PTA (acrônimo em inglês de "Plasma Transferred Arc") referente ao processo de soldagem utilizando o plasma como mecanismo de revestimento. Quando o processo de soldagem a plasma apresenta pó como metal de adição é denominado como PPTAW (acrônimo em inglês de Plasma Powder Transferred ArcWelding) (SILVA JUNIOR, 2016).

Durante revestimento interno de um tubo é preciso focar em alguns pontos importantes para obter o melhor resultado, são eles: baixa diluição (pequena participação do metal base no revestimento); elevada taxa de deposição (garantia de uma elevada produtividade e queda do custo total de produção); alta estabilidade do arco elétrico ou equipamento utilizado no processo; menor distorção do tubo ou duto que está recebendo o revestimento; baixos níveis de tensões residuais; pequena zona termicamente afetada (ZTA), e maior uniformidade do revestimento, impedindo que apresente qualquer imperfeição ou defeito capaz de reduzir as propriedades de resistência mecânica e corrosivas (SILVA JUNIOR, 2016).



Todos os processos de soldagem para revestimento apresentam vantagens e limitações durante e após a aplicação. Apenas um único processo de soldagem não apresentará todas as vantagens necessárias, onde a escolha de qual processo adotar dependerá de como se deseja o produto final, assim como o custo despendido no método escolhido.

Hoje, o processo GTAW com arame a quente (GTAW-HW) é o mais utilizado, por ser bastante conhecido e já apresentar diversos estudos sobre os resultados finais das microestruturas e propriedades mecânicas do material. Já o processo PPTAW é um processo relativamente novo, e ainda está sendo estudado e analisado, de forma a ser um concorrente direto na utilização para revestimento de materiais.

O processo de plasma pó é um método pouco conhecido pelos estudiosos do ramo da metalurgia. Em especial no Brasil, não existe um vasto histórico sobre o revestimento interno dos tubos utilizando essa técnica. Desse modo, o estudo da aplicação desse processo em relação aos aspectos técnicos, econômicos, ambientais e de saúde, principalmente na indústria de óleo e gás principalmente apresenta alta relevância.

Na Figura 1 segue uma breve comparação dos dois processos em relação a pontos bastantes relevantes a serem estudados principalmente para a área de aplicação.

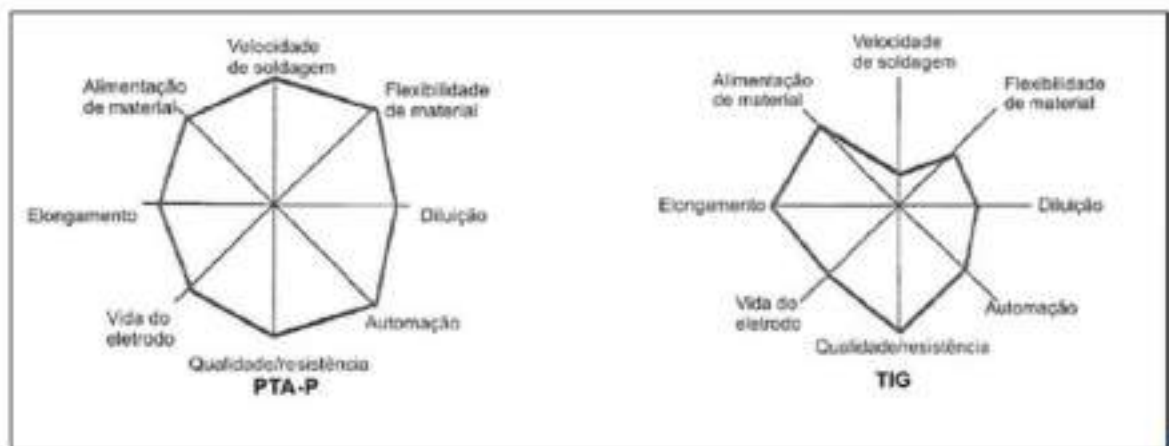


Figura 1: Comparação qualitativa de desempenho entre PPTAW e TIG (adaptado de SILVA RHG, 2010).

É possível verificar de acordo com a Figura 1, que o processo a plasma apresenta vantagens em relação aos parâmetros relevantes dentro da área de soldagem. Alguns desses parâmetros contribuirão para a análise e estudo da microestrutura formada.

Outro ponto que vale ressaltar, e que se faz interessante no cenário atual das empresas de óleo e gás, é a questão ambiental. Apesar de não ser o enfoque do trabalho, é necessário ressaltar a importância desse assunto principalmente em indústrias grandes dentro do mercado. O revestimento utilizando o PPTAW, apresenta uma vantagem em relação aos demais processos de soldagem, pois o mesmo gera menos ruído e pó residual durante a

solda. Além disso, estudos relacionados identificaram que o processo a plasma produz menores níveis de emissão de gases que os mecanismos convencionais (SILVA RHG, 2010).

A partir do exposto acima, o presente trabalho teve como objetivo realizar caracterização microestrutural e morfológica de revestimentos da superliga de Níquel 625 depositados pelos processos PPTAW e GTAW-HW sobre tubos sem costura de aço API 5L X60 e API 5L X65, descrevendo suas vantagens relacionadas aos aspectos técnicos e econômicos.

## 2. Revisão Bibliográfica

### 2.1. Metal de Adição

#### 2.1.1. Superliga de Níquel

O metal de adição estudado por esse projeto será a Superliga de NÍQUEL 625, dessa forma se faz necessário compreender as propriedades pertencentes a essa liga. As superligas a base de Níquel constituem o grupo mais importante dessa classe de metais, apresentam diversas aplicações em setores petroquímicos, matrizes de geração de energia, indústrias automobilísticas dentre outras. As Superligas são adotadas para esses fins, pois possuem alta resistência a corrosão e não apresentam temperatura dúctil-frágil, condições necessárias para que possam ser utilizadas em diversos ambientes. Além disso, as superligas à base de Níquel possuem compatibilidade metalúrgica com a maioria dos metais, em especial às ligas à base de ferro (aços ferríticos e austenítico), o que possibilita seu uso como metal de adição em juntas dissimilares. (CARON, 2014)

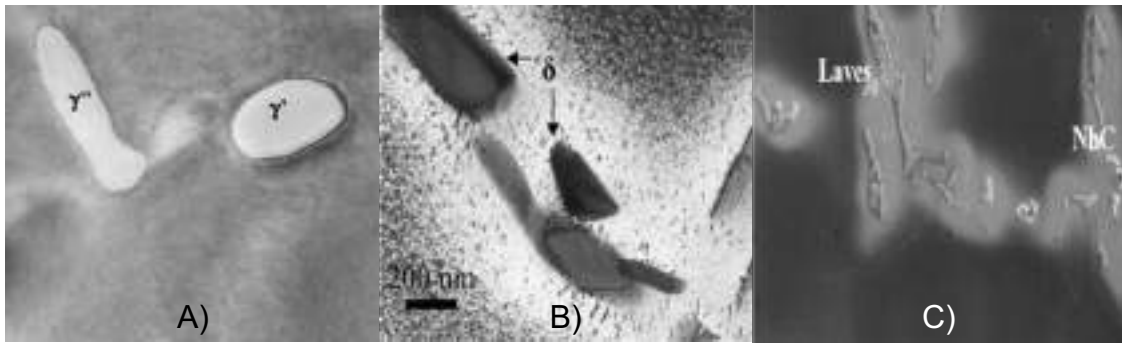
As superligas a base de Níquel, possuem a estrutura cúbica de faces centradas (CFC) característica do elemento Ni, podendo ser utilizados com superligas ferrosas e não ferrosas. Por ser um elemento que possui a matriz austenítica ( $\gamma$ ), o Níquel pode se tornar um estabilizador (austenizante) dessa fase. Dessa maneira, em boa quantidade pode prover a liga melhores propriedades relacionadas a resistência mecânica e resistência a corrosão (ASM, 1990).

A alta compatibilidade do elemento Níquel é devido a alto grau de solubilidade na maioria dos metais, possibilitando a formação de ligas com a maioria desses. Por conseguinte, nessas superligas podem ser observados os mecanismos de endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação de carbonetos e de fases secundárias (principalmente  $\gamma'$  e  $\gamma''$ ) (ASM 1990), além dos mecanismos de aumento de resistência por refino de grão e deformação a frio (aumento da densidade de discordâncias).

Algumas ligas de Níquel podem apresentar fases *Topologically Close-Packed Phases* (TCPs), ilustradas na Figura 2. Nestas, normalmente são encontradas fases como  $\gamma''$  (estrutura tetragonal),  $\mu$  ( $A_6B_7$ ) e a fases de Laves ( $AB_2$ ), que são facilmente identificadas devido à sua correlação com a fase cristalina  $\gamma$  (ARAUJO, 2012; AGUIAR, 2010; SABOL, 1969).

As fases TCPs apresentam morfologias que dependem diretamente de como a liga está sendo formada. Pelo processo de solidificação, geralmente apresentam a morfologia eutética, com lamelas alternando a fase TCP e  $\gamma$ . A fase TCP também pode se originar da fase  $\gamma$  devido a reação da liga em estado sólido, caso expostas a altas temperaturas por períodos prolongados, apresentando morfologias de plaquetas (AGUIAR, 2010; SABOL,

1969). A presença dessas fases no material contribui de forma negativa nas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e soldabilidade das ligas de Níquel.



*Figura 2: Micrografias das principais fases formadas nas ligas de Níquel. a)  $\gamma''$  e  $\gamma'$ , b)  $\delta$  no contorno de grão e c) precipitados de fases de laves e carbonetos (adaptado de NIANG, 2010; VALLE, 2013).*

### **2.1.2. Composição e Propriedades**

Em 1962, a UNS N06625 (liga 625) foi criada por Herbert Eiselstein e John Gadbut como uma liga endurecida por solução sólida, através da adição de elementos de liga como Cromo, Molibdênio e Nióbio. A liga 625 foi desenvolvida visando a combinação de ótimas propriedades mecânicas e resistência a corrosão. Para além disso, foi visado a resistência a altas temperaturas, ou seja, manter suas boas propriedades mesmo sob o efeito de temperaturas elevadas, sendo assim garantida sua soldabilidade e trabalhabilidade (FARINA, 2014).

Abaixo segue a Tabela 1 referente a composição química da Superliga de Níquel 625 de acordo com a literatura estudada:

*Tabela 1: Composição química da Superliga de Níquel 625, definida pelos criadores, assim como a motivação da adição do elemento. Dados adaptado de (ASM, 1990)*

Elemento	% em Massa	Objetivo
Ni	55,0 – 62,0%	O Níquel é o elemento principal da liga, sendo ele que atribui a resistência mecânica e resistência na ruptura da liga sob tensão.
Mo	7,0 – 11,0%	O Cromo e o Molibdênio auxiliam na resistência mecânica à quente da liga. Os elementos devem estar balanceados.
Cr	20,0 – 24,0%	
Nb	3,0 - 4,5%	Melhora o limite de resistência e de escoamento em temperaturas ambientes.
W	Até 8,0%	Contribui na resistência mecânica a temperatura ambiente.
C	Até 0,10%	O Carbono não pode superar essa porcentagem, pois poderá prejudicar as boas propriedades da liga.
Si	Até 0,50%	O Silício e o Manganês devem ter porcentagem até 0,50%, pois podem causar efeitos destrutivos na resistência mecânica à quente.
Mn	Até 0,50%	
B	Até 0,015%	O Boro pode ser aplicado apenas dentro dessa porcentagem, caso contrário, o elemento pode afetar drasticamente a plasticidade da liga.
Al+Ti	Até 0,40%	A grande importância desses dois elementos é a desoxidação da liga.
Fe	Até 20,0%	O Ferro é um balanço para essa liga.
Mg	0,02 - 0,05%	O Magnésio auxilia na melhoria da plasticidade da liga.
S, P	Até 0,025%	Ambos os elementos são considerados impurezas.
N	Até 0,03%	A porcentagem de massa até o valor apresentado não apresenta efeitos deletérios a liga.
Cu	Até 0,10%	O Cobre pode estar presente no intervalo de 0,01% e 0,10%.

A aplicação da liga 625 é vasta, tendo em vista a resistência mecânica e resistência a corrosão, além de suportar altas temperaturas e não alterar suas propriedades. Indústrias como aeronáutica, aeroespacial, marinha, química e petroquímica são áreas nas quais muito se utilizam dessa superliga para construção de equipamentos, dutos, canos, tubulações, turbinas dentre outros (SHANKAR, 2001). Na Tabela 2, é possível identificar os valores das propriedades mecânicas atribuídas a essa liga.

De acordo com a norma ASTM 446 – 03 a liga 625 é fornecida em duas formas, Grau I (Recozido) e Grau II (Solubilizado). A do tipo I é empregada em temperaturas de serviço de até 593 °C e a do tipo II é utilizada em valores de temperaturas de serviço superiores, principalmente quando existir a necessidade de resistência à fluência e à ruptura (ASTM B444, 2016).

*Tabela 2: Propriedades mecânicas para o liga 625 (adaptado ASTM B444, 2016)*

Propriedade mecânica	Valor
Limite de resistência à tração (MPa)	824 (min.)
Limite de escoamento (MPa)	412 (min.)
Alongamento percentual após ruptura em 50 mm (%)	30 (min.)

Ao ser submetida a temperaturas entre a faixa de 823 à 1023 K, a liga apresenta suscetibilidade a precipitação da fase  $\gamma'$ . Caso o tempo de exposição a essas temperaturas se prolongue, é possível a fase anterior evoluir para a fase  $\delta$ . Em outras faixas de temperatura como 1033 à 1253 K poderá ocorrer precipitados de carbonetos como MC,  $M_{23}C_6$  e  $M_6C$  (SHANKAR, 2001).

O processo de solidificação da superliga de Níquel 625 é bastante complexo. Isto resulta da grande proporção de elementos e liga (cerca de 35%) e da conseqüente queda de solubilidade do sólido em relação ao líquido, o que resulta na formação de precipitados interdendríticos. Segundo Silva (2010), a solidificação inicia pela geração de núcleos de  $\gamma$ , com o prosseguimento da solidificação e o aumento de Nb e Mo para a região interdendrítica, onde ocorre o surgimento de eutéticos de baixo ponto fusão, como carbonetos tipo MC e fases topologicamente compactas, em especial a fase de Laves.

Devido aos precipitados interdendríticos e à ampla faixa de solidificação, essa liga é susceptível à formação de trincas a quente de solidificação e de liquação na zona termicamente afetada. Segundo DuPont (1996) essas trincas são comumente intercrystalinas. Além disso, as trincas a quente também podem se desenvolver durante processos termomecânicos, não sendo restritas às operações de soldagem.

## **2.2. Processos de Soldagem**

Os processos de soldagem são vastamente utilizados para a realização de revestimentos. Para que seja escolhida a técnica mais adequada é necessário avaliar e investigar as características específicas em relação aos materiais empregados, a qualidade do revestimento, e outros aspectos relacionados ao processo de soldagem como a velocidade de soldagem, os custos, e a adequação da técnica para a necessidade. Fatores como a taxa

de deposição, diluição e acabamento superficial são alguns dos fatores que são avaliados neste tipo de soldagem. (WANG, 1999; CORGAN, 2005; DAVIS, 2001; KUMAR, 2010)

### 2.2.1. Processo de soldagem GTAW com adição de arame quente

O início da utilização desse processo foi em 1960, e vêm até os dias atuais se desenvolvendo novas técnicas afim de aprimorar o processo de soldagem. A soldagem Hot Wire Gas Tungsten Arc Welding (GTAW-HW) é um dos métodos mais utilizados para revestimento, principalmente na área de petróleo e gás, onde a necessidade de revestimento com materiais resistentes à corrosão é alta. Esse processo apresenta alta produtividade, baixo custo e excelente qualidade da solda (HENON, 2018).

A operação do GTAW com adição de arame a quente é muito similar ao do GTAW de arame a frio, sendo que a primeira apresenta equipamento para que o metal de adição possa ser aquecido através de efeito Joule pela passagem de corrente.

Na figura Figura 3, é possível observar que são utilizadas duas fontes de energias, uma para estabelecer o arco elétrico entre o eletrodo de tungstênio e o metal base, para que seja aquecido e fundido, e outra para aquecer o metal de adição por meio da resistência elétrica que é produzida com o auxílio de um bico de contato.

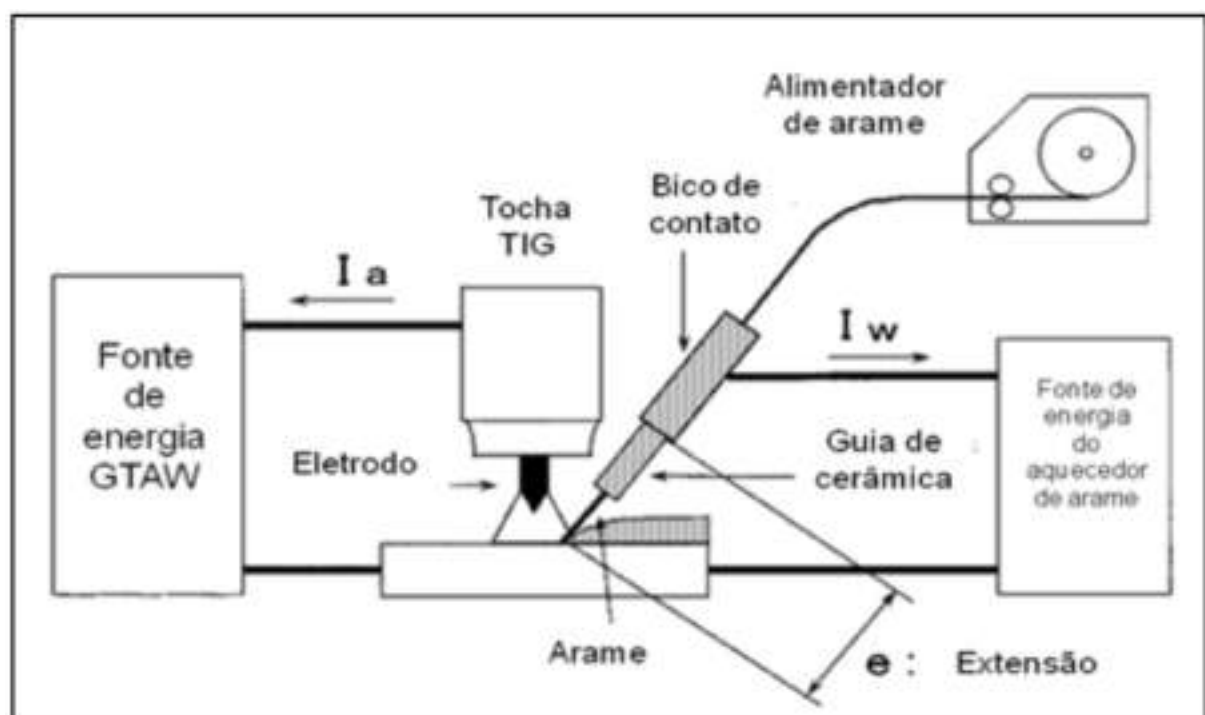


Figura 3: Princípios de operação do processo GTAW com arame quente (adaptado de HORI, 2004)

O arame é aquecido por resistência segundo a Lei de Joule, onde a resistência ( $R$ ) é diretamente proporcional à extensão do arame (indicado na Figura 3 como “e”), e

inversamente proporcional a área do mesmo (A). A Equação 1 descreve o que foi explicado anteriormente, sendo  $\rho$  a resistividade elétrica do material:

$$R = \frac{\rho \times e}{A} \quad (1)$$

É necessário também que a fonte para o aquecimento do metal seja do tipo tensão constante e de corrente alternada, para que seja evitado a presença de sopro magnético durante o processo (HANDBOOK,1991a; HANDBOOK, 2000).

O processo de GTAW com arame a quente apresenta vantagens como fácil mecanização e automatização do equipamento utilizado e aumento da taxa de deposição. Conforme a Figura 4, é possível identificar o aumento da taxa, esse aumento é relacionado a temperatura elevada que o material de adição apresenta na técnica, dessa forma aumenta-se a temperatura fornecida ao metal de base, logo, a energia do arco elétrico pode ser utilizada para aumentar a zona de fusão ou aumentar a quantidade de metal de adição depositada usando da mesma energia do arco elétrico (KUMAR, 2010; KOU, 1987; HENON, 2019).

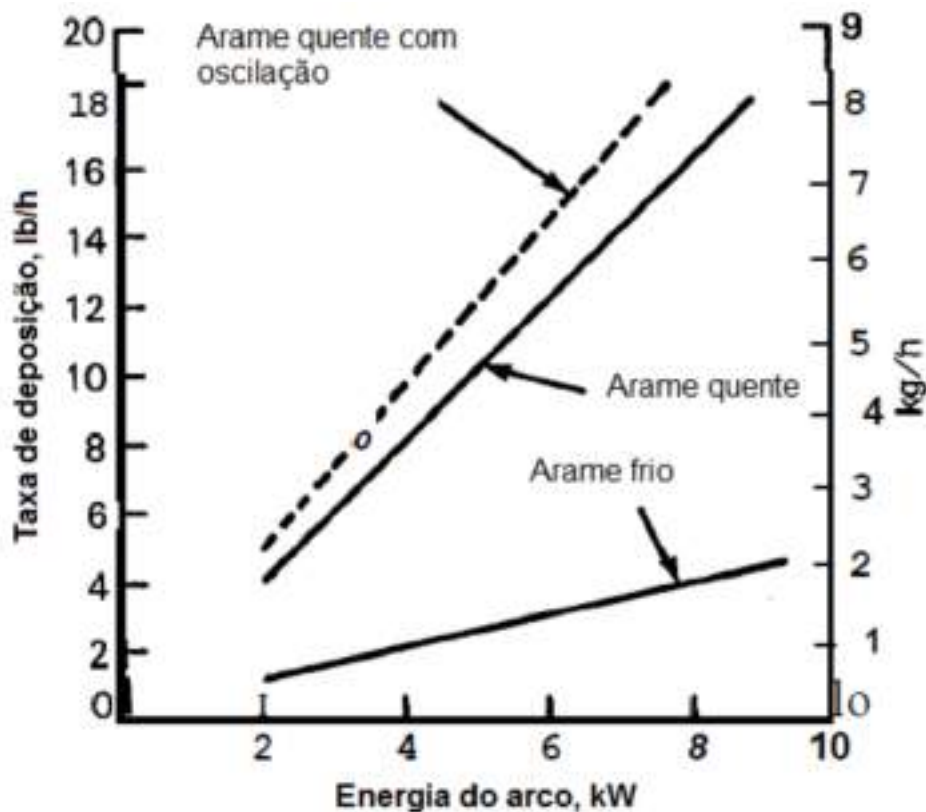


Figura 4: Taxa de deposição do processo GTAW para arame a quente e a frio (adaptado de HANDBOOK, 1991a)

A Figura 4 compara a taxa de deposição entre os processos GTAW-HW e GTAW Convencional. Os diferentes modos de oscilação afetam diretamente a taxa de deposição, dessa forma, quanto maior o tempo despendido em uma determinada área do metal de base,



poderá, assim, fundir uma maior quantidade de metal de adição (HANDBOOK, 1991a; HANDBOOK, 2000).

O processo GTAW-HW também apresenta limitações no processo, essas envolvem o maior custo, principalmente em relação ao treinamento da mão de obra para realizar o trabalho, e equipamentos maiores que necessitam de ocupar mais espaço. Limitações também são identificadas quanto ao tamanho da peça a ser soldada e a posição da soldagem. Outra dificuldade nessa técnica é a realização de junta tubulares na posição vertical ascendente, devido à maior quantidade de material fundido, fazendo com que possa ocorrer perda de controle da poça de fusão (HANDBOOK, 1991a; HENON, 2019).

#### **2.2.1.1. Parâmetros de soldagem do GTAW-HW**

Os principais parâmetros do processo de GTAW são a tensão do arco, a corrente de soldagem, velocidade de soldagem e o gás de proteção. A maneira como o metal de adição é introduzido na poça de fusão e a forma geométrica desse metal são parâmetros que também influenciam no processo.

O modo de corrente empregado no processo de soldagem é corrente contínua (CC). Ela está diretamente ligada a penetração da solda no material de base. A configuração do processo GTAW, com CC e eletrodo negativo, oferece vantagens de maior penetração e velocidades de soldagens maiores. Sendo 70% do calor gerado indo para o metal de base (anodo) e 30% para o eletrodo de tungstênio (catodo). Além da melhor penetração da solda no material, é possível aumentar a vida útil do eletrodo, diminuindo seus desgastes (HANDBOOK, 1991a).

A Figura 5 apresenta a penetração da solda em diferentes modelos de corrente de soldagem e a polaridade do eletrodo:

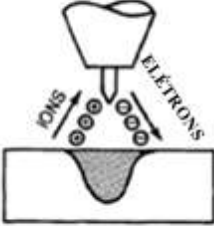
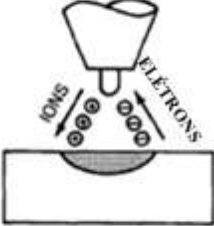
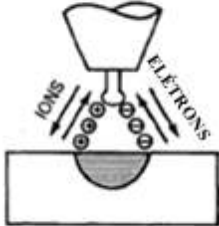
Tipo de corrente	CCEN	CCEP	CA (balanceado)
Polaridade do eletrodo	Negativo	Positivo	
Fluxo de ions e elétrons			
Limpeza de óxidos	Não	Sim	Sim - a cada meio ciclo
Balanco de calor no arco (aprox.)	70% na peça e 30% no eletrodo	30% na peça e 70% no eletrodo	50% na peça e 50% no eletrodo
Penetração	Profunda e estreita	Rasa e larga	Mediana
Capacidade de eletrodo não consumível	Excelente ex.: 3,2 mm 400 A	Pobre ex.: 6,4 mm 120 A	Boa ex.: 3,2 mm 225 A

Figura 5: Propriedades dos tipos de correntes em um processo de GTAW (adaptado de HANDBOOK, 1991a)

O cordão da solda refere-se à ligação feita por meio dos processos de soldagem. O tamanho desse cordão varia diretamente com o aumento da corrente. Sua largura aumenta conforme ocorre o aumento da corrente, contudo, a altura do cordão apresenta pouca variação de tamanho (KUMAR, 2010).

A corrente contínua pode ser apresentada também com onda pulsada. Esse tipo de corrente é caracterizado pela variação repetitiva da corrente de solda de baixo nível de intensidade (corrente de base) para alto nível de intensidade (corrente de pico), conforme indicada na Figura 6. A combinação desses dois níveis de intensidade proporciona arco de alta potência (corrente alta), com baixo aporte de calor (corrente baixa). A corrente de pico, anteriormente mencionada, auxilia na boa fusão e penetração, enquanto que a corrente de base permite estabilidade do arco e resfriamento do cordão (HANDBOOK, 1991a; HANDBOOK, 2000).

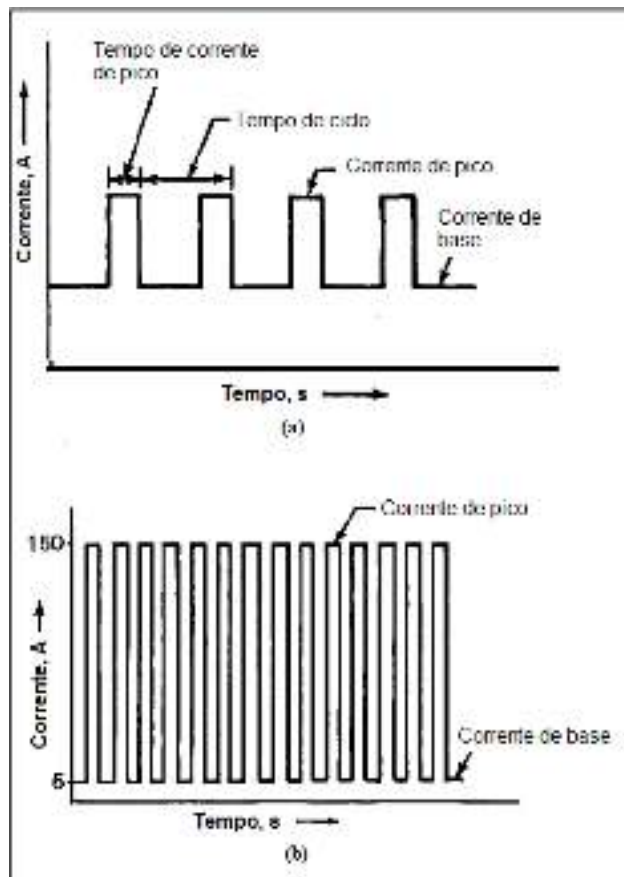
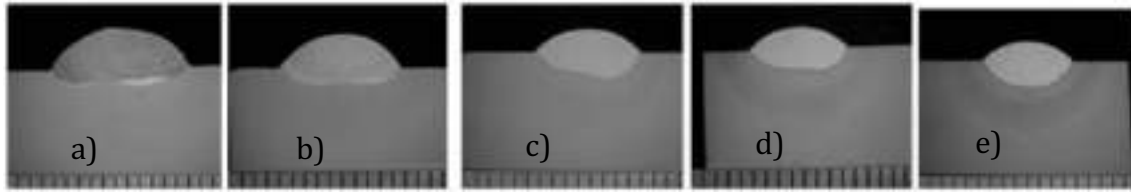


Figura 6: Forma de onda de corrente contínua pulsada. (a) Forma de onda de corrente contínua pulsada e; (b) Forma de onda de corrente contínua pulsada de alta frequência (adaptado de HANDBOOK, 1991a)

Outro fator importante é a tensão do arco, ele se refere a voltagem medida entre o eletrodo e o metal de base que está sendo trabalhado. Esse parâmetro depende da corrente do arco, do formato da extremidade do eletrodo de tungstênio, a distância entre o eletrodo e a peça e o tipo de gás de proteção que está sendo utilizado no processo. É possível controlar o comprimento do arco, por meio do controle da tensão, e por conseguinte o comprimento do arco é diretamente proporcional a largura do cordão de solda que será formado (HANDBOOK, 1991a).

A velocidade de soldagem interfere diretamente na largura do cordão de solda e na penetração da mesma, conforme indicado pela Figura 7. A largura do cordão é inversamente proporcional a velocidade de solda. A velocidade da solda é uma variável que depende da eficiência e produtividade que se busca na produção da peça. Para aumentar a produtividade, utiliza-se maiores velocidades. Entretanto, em outros casos é necessário controlar a velocidade para que se realize um trabalho de melhor qualidade e menor quantidade (HANDBOOK, 1991a).



*Figura 7: Macrografia da seção transversal de cordões feitos com diferentes velocidades. a) 40 mm/min; b) 60 mm/min; c) 100 mm/min; d) 120 mm/min; e) 140 mm/min (adaptado KUMAR, 2010).*

A alimentação de metal de adição é um parâmetro que deve ser considerado no processo GTAW. A adição interfere no número de passes de soldagem, e concomitantemente na aparência e acabamento do cordão de solda. Uma maior alimentação de metal de adição resulta em uma melhor penetração e um cordão de solda mais plano. Já uma menor alimentação do metal de adição poderá originar defeitos, como por exemplo falta de metal para preenchimento da junta soldada, mordedura, trinca na linha central da solda. Defeitos que poderão interferir nas propriedades mecânicas da peça soldada (HENON, 2018; HANDBOOK, 1991; ZHENG, 1999).

O metal de adição pode ser alimentado de algumas maneiras, a mais comum utilizada no processo é na parte superior da poça de fusão, mais especificamente na depressão que o arco gera sobre o metal de base. Essa posição é eficaz para aumentar a velocidade de soldagem. No processo GTAW o metal de adição é alimentado na parte anterior da poça de fusão (HENON, 2018; HANDBOOK, 1991; ZHENG, 1999).

A *stick out* é a distância entre o contato elétrico e o tubo guia, é uma especificação importante a ser analisada no processo de soldagem. Quanto menor a seção transversal do arame, maior será a resistência para a passagem da corrente, resultando em maior aquecimento do arame. O diâmetro do arame está diretamente relacionado com a quantidade de corrente necessária para aquecer o metal de adição. São parâmetros importantes a serem analisados, pois correntes muito elevadas podem resultar em deflexão do arco de soldagem (HANDBOOK, 1991a).

### **2.2.2. Processo de soldagem a Plasma**

O processo de Soldagem Plasma (*Plasma Arc Welding – PAW*) é uma técnica iniciada em meados dos anos 60. A introdução desse método se originou devido à necessidade de controle do processo de soldagem em baixos níveis de corrente. (KOU, 1987; MARQUES, 2014).

O termo plasma é definido quando o gás é suficientemente aquecido, a ponto de se tornar um gás ionizado, isto é, um gás com íons e elétrons livres, porém em estado de equilíbrio.

Quanto maior o grau de ionização do gás, maior a energia dispendida para a realização desse processo, assim como maior será a temperatura do plasma (REIS, 2007).

O processo de soldagem a plasma é caracterizado pela existência de arco constrito estabelecido entre o eletrodo não consumível, normalmente são utilizadas as ligas de tungstênio, que é conectado ao pólo negativo de um fonte e a peça de trabalho (arco transferido) ou entre o eletrodo e o bocal de constrição (arco não-transferido), no qual ocorre a aposição de pressão e pode ser utilizado ou não metal de adição nesse método (HANDBOOK, 2004).

Em relação aos parâmetros de soldagem a plasma, esse processo difere do GTAW em alguns pontos importantes durante a utilização de ambos os métodos.

A principal diferença é que no processo de soldagem a plasma o arco elétrico está restrito pelo bocal constrito, dessa maneira existe uma limitação para a variação de diâmetro do cone de plasma com a distância entre a tocha e o material trabalhado, aumentando a intensidade da fonte de calor, e dessa maneira afetando diretamente a eficiência térmica (MARQUES, 2014)

Além disso, o processo de soldagem a plasma utiliza de dois fluxos gasoso, o primeiro é o agente motivador da formação de plasma (de acordo com a Figura 8 como gás plasma) e o outro é responsável pela proteção da junta soldada (de acordo com a Figura 8 denominado de gás de proteção) (MARQUES, 2014).

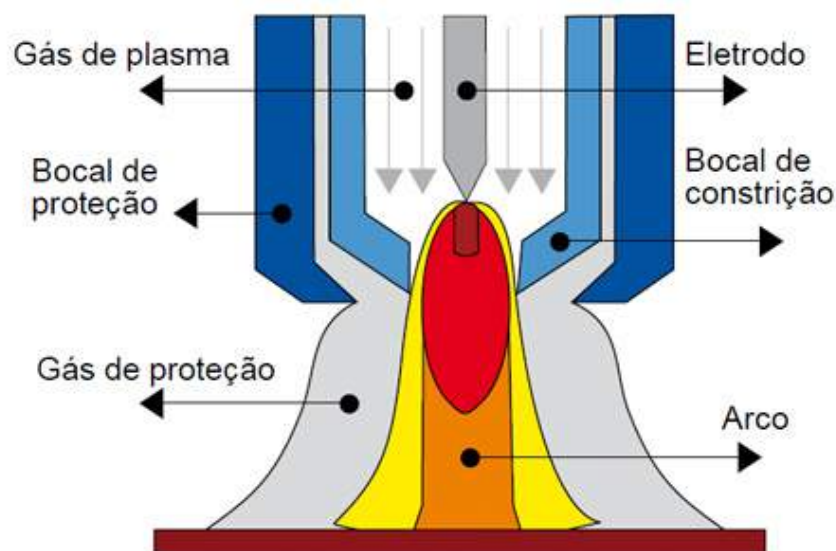


Figura 8: Esquemática do processo de soldagem de plasma (adaptado de PORTAL METALCA)

O gás argônio normalmente é utilizado como o gás plasma, devido a melhores propriedades como potencial de ionização mais baixo e melhores características elétricas. Para o gás de proteção geralmente são utilizados gases inertes ou uma mistura gasosa, para

a melhor aplicabilidade na peça. As escolhas dos gases inertes derivam da aplicação e do material a ser soldado, sendo os mais utilizados: argônio, hélio, hidrogênio e nitrogênio (HANDBOOK, 2004).

A constrição do arco elétrico, no processo de PAW, oferece algumas vantagens para a escolha dessa técnica em detrimento de outras no setor industrial, como por exemplo maior estabilidade do arco elétrico, estreitando a poça de fusão e a ZTA (Zona Termicamente Afetada), baixos níveis de tensão residual, pouca influencia do comprimento do arco sobre a tensão, baixa probabilidade de ocorrer inclusão de tungstênio na poça de fusão e alta possibilidade de automatização do processo. Contudo, uma das limitações da técnica é a necessidade de profissionais qualificados e investimento inicial elevado, encarecendo o processo de soldagem (HANDBOOK, 2004; WANG, 2013).

#### **2.2.2.1. Parâmetros de soldagem PPTAW**

O processo que será estudado e analisado, é uma das vertentes da técnica de PAW, ele é chamado de PPTAW (*Plasma Powder Transferred Arc Welding*), ilustrado na Figura 9. O PPTAW é a técnica que utiliza metal de adição em forma de pó. A utilização de pó como metal de adição amplia as possibilidades de consumíveis que podem ser utilizados nesse processo, sendo eles ligas atomizadas, cermet`s, óxidos, dentre outros. No Plasma Pó é acrescentado uma terceira injeção gasosa, denominado gás de arraste ele será responsável por conduzir o consumível até o arco elétrico (HANDBOOK, 2004; WANG, 2013). A aplicação dessa técnica em revestimento em substratos metálicos ampliou, tendo em vista que a soldagem oferece baixo grau de diluição na peça.

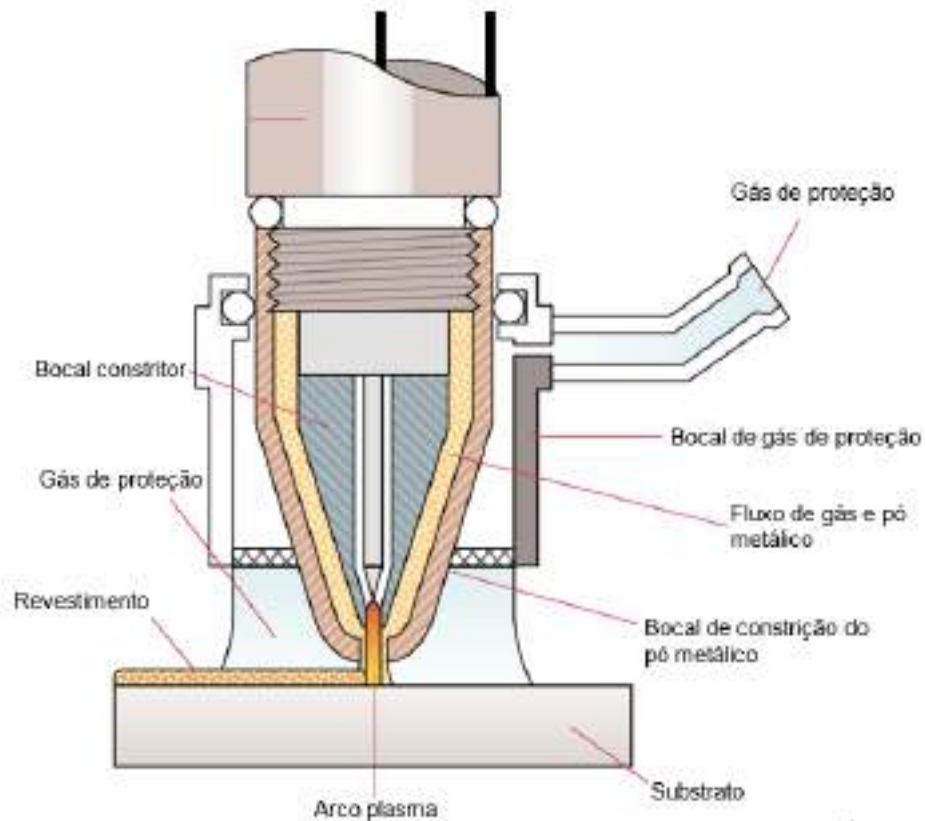


Figura 9: Esquemática do processo de PPTAW (adaptado de MIRANDA, 2014)

As vantagens de utilização desse processo são principalmente em relação a corrente de soldagem, a taxa de alimentação de pó e velocidade de soldagem. Todos esses fatores influenciam diretamente a quantidade de calor transferido para cada partícula do metal de adição em pó.

Pela literatura, simulações computacionais e experimentais, indicaram que as características do pó de adição como granulometria e geometria das partículas, influenciam diretamente na granulometria final da peça soldada. Dependendo da corrente adotada no processo, da distância peça-bico e da granulometria do metal de adição, as partículas de revestimento podem encontrar a poça de fusão parcialmente ou totalmente fundida. Quando a poça de fusão se encontra como descrito anteriormente, essas partículas parcialmente fundidas se tornam inoculantes, agindo como sítios de nucleação heterogênea, e dessa maneira obtém uma microestrutura mais refinada além de diminuir a interferência do MB na composição química (WANG, 1998).

A Figura 10 ilustra as configurações básicas do bico constritor, assim como alguns parâmetros importantes que são empregados na soldagem de revestimento pelo processo PPTAW.

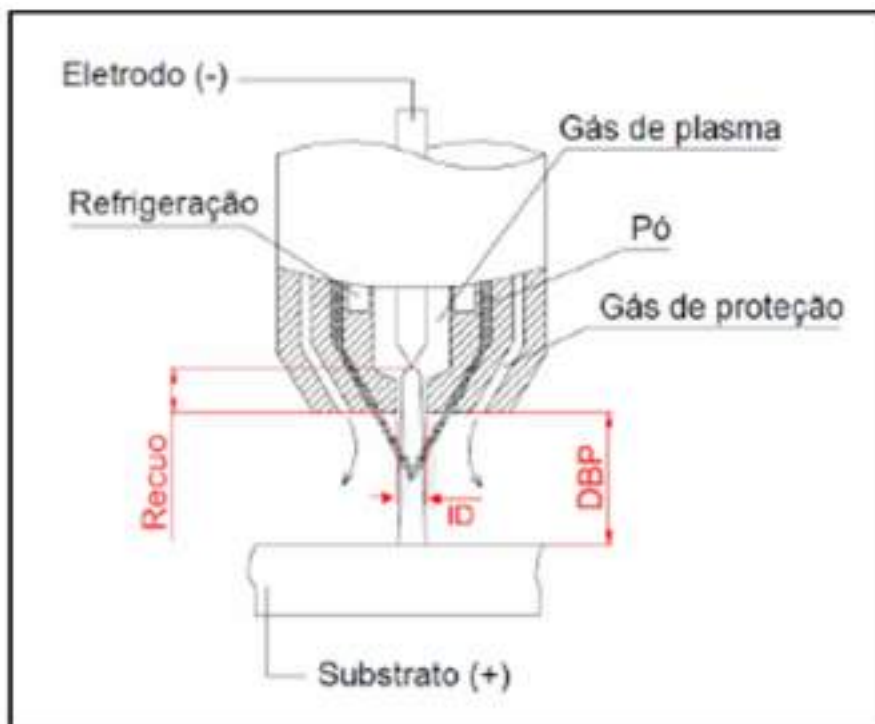


Figura 10: Desenho do equipamento indicando a distância bico-peça (DBP) e o recuo do eletrodo (Rc) na soldagem de revestimento com o processo plasma PPTAW (adaptado de SILVA RHG, 2010).

A distância entre a ponta externa do bico constritor ao metal de base é denominada de bico-peça (DBP), e a distância entre a ponta do eletrodo e a ponta externa do bico constritor é chamada de recuo do eletrodo (Rc). As características do arco elétrico estão associadas ao parâmetro Rc, responsável pelo grau de constrição e pela rigidez do jato do plasma. De modo geral, a tensão do arco do plasma é modificada em torno de 2,4V quando o Rc varia em 1 mm. À medida que reduz o Rc, a largura do cordão de solda aumenta e a penetração diminui, essas mudanças da geometria do cordão se deve ao efeito de constrição (XIBAO, 2001).

A principal vantagem do processo PPTAW é em relação a constrição ou colimação do arco via bico constritor, que origina vários outros diferenciais competitivos em relação aos demais processos de soldagem. Em relação ao processo GTAW, citado anteriormente, esse parâmetro faz com que a coluna de arco da soldagem de plasma seja mais homogênea e menos divergência, indicando pressão de contração magnética auto induzida (de acordo com o efeito *pinch*) também é maior e mais homogênea (XIBAO, 2001).

Também, de acordo com a literatura, que existe alta difusão do pó, esse fator se permite devido a alta concentração de energia e pelo formato que o pó é introduzido no equipamento, pois essa forma permite que existe maior área de contato para a troca de calor.



Dessa maneira, com o melhor aproveitamento de energia do arco para a fusão do material, resulta em melhor eficiência do processo, e também em utilização de correntes menores e assim menor aporte térmico (MARCONI, 2005).

Por ser um processo que utiliza o metal de adição em pó, ao entrar em contato com a peça, ele absorve o calor da mesma, resfriando-a em certo grau, o que auxilia a reduzir a diluição. Auxiliando a esse processo, a maior densidade de corrente, faz com que o arco seja mais rígido, reduzindo a instabilidade e possíveis desvios advindos de campos magnéticos e elétricos externos. Contudo, é preciso controlar a velocidade mínima de soldagem para que não ocorra aquecimento excessivo e desvios no cordão, resultando em sopro magnético (DÍAZ, 2005).

Farias (2018) ao comparar a microestrutura em revestimento de liga 625 depositados pelos processo GTAW-HW e PPTAW indicaram que devido aos aspectos já mencionados, como alta densidade de energia, baixa corrente e elevada velocidade de soldagem, os revestimentos produzidos por PPTAW possuem microestrutura refinada e menos orientada que os revestimentos obtidos por GTAW-HW. Além disso, a microestrutura dos revestimentos produzidos por GTAW-HW possui precipitados contínuos, maior variações de dureza e teor de ferro. Fatores que podem reduzir a resistência à corrosão do revestimento.

Conforme indicada nas Figura 11 e Figura 12 abaixo, é possível identificar e verificar a diferença de densidade de potência em ambos os processos, e como está a disposição deles entre os demais processos de soldagens, que hoje são utilizados.

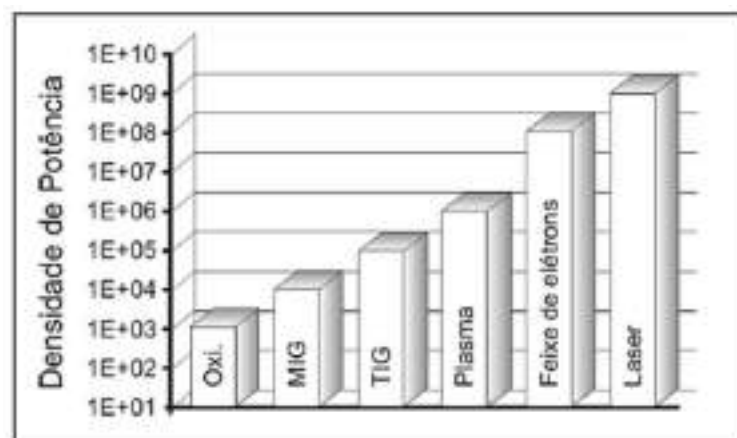


Figura 11: Concentração de energia de diferentes processos de revestimento por soldagem, em W/cm<sup>2</sup> (adaptado SILVA CC, 2010).

Processo	Densidade de potência (W/cm <sup>2</sup> )
TIG	10 <sup>2</sup> - 10 <sup>4</sup>
	10 <sup>3</sup> - 10 <sup>4</sup>
MIG	10 <sup>3</sup> - 10 <sup>4</sup>
Plasma	10 <sup>3</sup> - 10 <sup>6</sup>
	10 <sup>4</sup> - 10 <sup>5</sup>
Feixe de elétrons	10 <sup>5</sup> - 10 <sup>8</sup>
	10 <sup>6</sup> - 10 <sup>9</sup>
Laser	10 <sup>5</sup> - 10 <sup>7</sup>
	10 <sup>6</sup> - 10 <sup>9</sup>

Figura 12: Fontes de calor e respectivas densidades de potência (adaptado SILVA CC, 2010).

### 2.3. Soldabilidade

A soldabilidade é um aspecto importante do material para definir as propriedades físicas e mecânicas quando esse se torna uma estrutura soldada. A descrição básica desse parâmetro são as características do material quando este é submetido à processos de soldagem. A soldabilidade é caracterizada pela eficácia do material em não sofrer degradação metalúrgica e a competência do material resistir e trabalhar em determinado ambiente (LIPPOLD, 2005).

A soldabilidade está relacionada com o mecanismo de solidificação da peça após o processo de soldagem. A qualidade da solda realizada esta intrinsecamente relacionada com o modo de solidificação das soldas, presença do metal de base no revestimento (diluição) e as microestruturas formadas.

#### 2.3.1. Solidificação do metal de solda

A solidificação do metal de solda acarreta diretamente na redistribuição de soluto e variação na composição química da poça de fusão. O conceito de solidificação da poça de fusão é importante para entender a formação da microestrutura da peça, assim como os elementos químicos e suas fases presente dentro do mesmo (KOU, 1987; AVAGE, 1976; LANCASTER, 1986; EASTERLING, 2013; REED-HILL, 1973; MESSLER, 1993).

Dois casos importantes da solidificação se dão na interface sólido-líquido, a primeira é a difusão do soluto no sólido e a difusão do soluto no líquido. Conforme o material começa a se solidificar, o soluto se concentra na região próxima a frente da solidificação. Dessa forma, a parte que ainda está líquida fica enriquecida de soluto de maneira não uniforme. A última parte

do material a ser solidificado, é a região com maior concentração do soluto da liga (KOU, 1987).

A Figura 13 representa abaixo a frente de solidificação e o como se apresenta a concentração de soluto na peça:

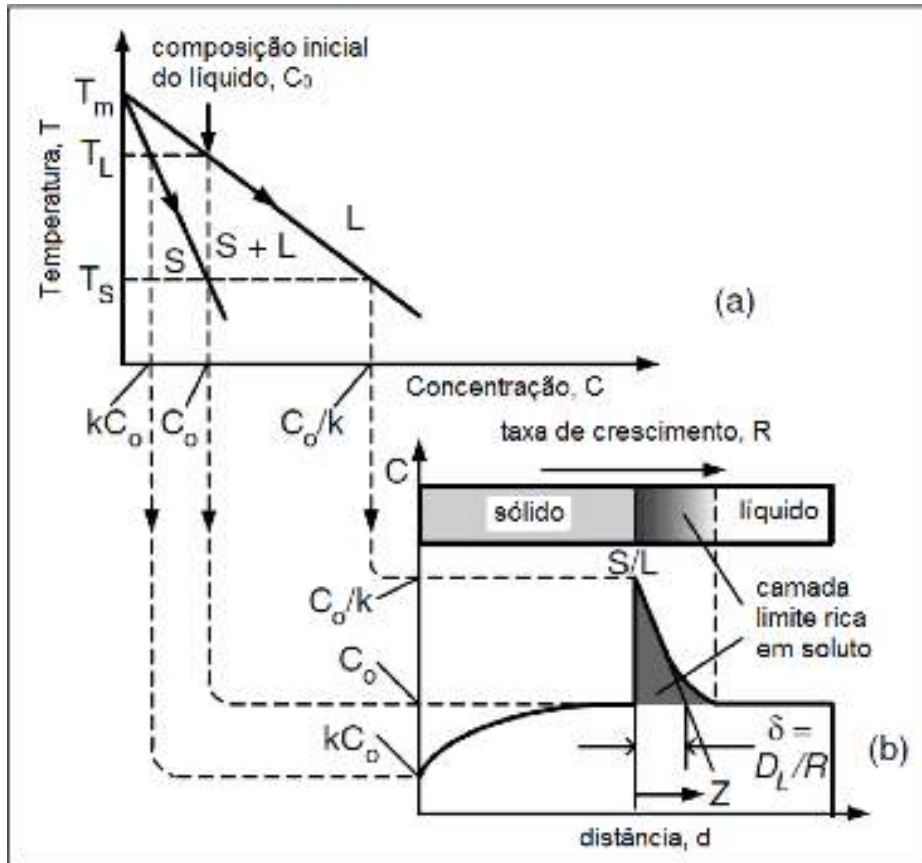


Figura 13: Solidificação com difusão limitada no líquido e sem difusão no sólido: (a) diagrama de fases; (b) camada limite rica em soluto (adaptado de LANCASTER, 1986)

Existem três formas de solidificação apresentadas pela literatura, são elas: Planar, Celular e Dendrítico, conforme indicado pela Figura 14. Essas formas dependem das condições apresentadas pelo material no momento de sua solidificação e qual o material utilizado (KOU, 1987; LANCASTER, 1986; REED-HILL, 1973).

Nos casos do material de adição, os tipos de solidificação dependem da frente de solidificação. Para interpretar a frente de solidificação são utilizados dois parâmetros fundamentais para entender a formação da microestrutura. O primeiro é o parâmetro de solidificação, ele é compreendido como o gradiente de temperatura indicado como  $G$  dividido pela taxa de avanço da frente de solidificação, representada como  $R$ . Em conjunto a esse parâmetro também deve ser analisado a concentração de soluto no material. Dessa maneira, é possível identificar o tipo de solidificação do material (LANCASTER, 1986).

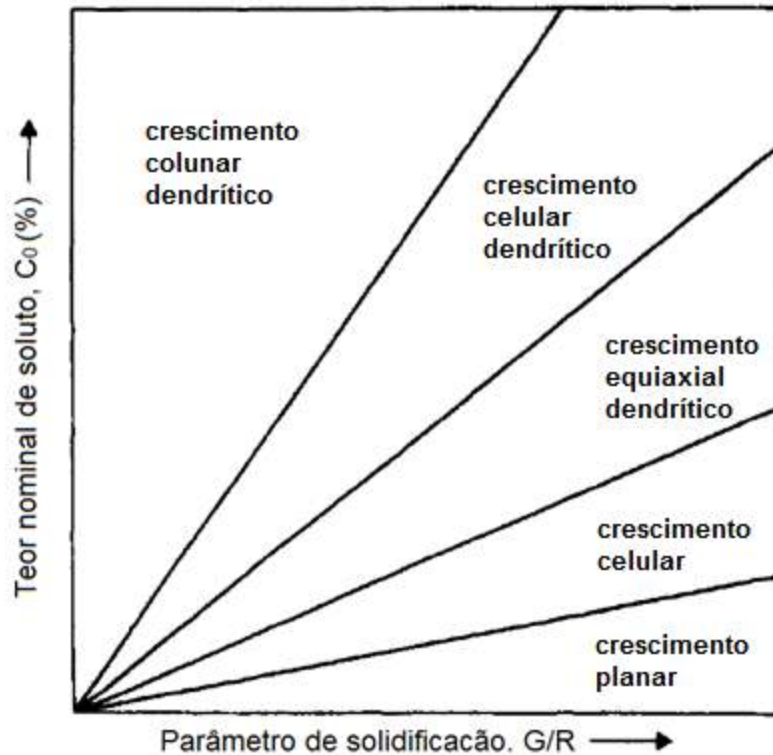


Figura 14: Fatores que regulam o crescimento dos grãos de metais no processo de solidificação (adaptado de LANCASTER, 1986)

Para qualquer teor de soluto presente na liga, para valores baixos de  $G/R$  é verificado a formação de estruturas dendríticas na liga solidificada. Por meio das dendritas é possível identificar a velocidade do crescimento dos grãos formados no material. A formação de dendritas será um fator relevante para o estudo das micrografias da liga 625.

O modo como a solidificação irá ocorrer depende do fator termodinâmico conhecido como super-resfriamento constitucional, seu modo de expansão está ilustrado pela Figura 15. À medida que o soluto passa para a camada líquida a frente da região sólida que acabou de ser formada, a região líquida sofre uma queda na sua temperatura original. Uma camada somente líquida é estável a temperatura liquidus, contudo nesse caso a temperatura dessa região está abaixo da mesma. Assim, a interface sólido-líquido é desfeita criando-se microestruturas celulares ou dendríticas, como visto anteriormente.

A região que experimenta o super-resfriamento constitucional é determinada pela fórmula  $DL/R$ , onde  $DL$  é determinado como coeficiente de difusão do soluto no líquido. A diferença de temperatura entre a frente líquida e a frente sólida é indicada como  $\Delta T = T_L - T_S$ , sendo  $T_L$  a temperatura da fase líquida e  $T_S$  a da fase sólida. Dessa maneira, a tangente da distribuição da temperatura liquidus pela interface sólido-líquido é igual a  $\frac{\Delta T}{DL/R}$  ou  $\frac{R \times \Delta T}{DL}$  (KOU, 1987; LANCASTER, 1986; EASTERLING, 2013; REED-HILL, 1973).

Assim, para que ocorra o crescimento planar da frente de solidificação, deve ser seguido a seguinte fórmula:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D\ell} \quad (2)$$

De acordo com a Equação 2 é possível analisar que quanto maior o gradiente  $G$  e menor a taxa de crescimento da frente de solidificação  $R$ , mas estável será o crescimento da interface plana. Em contrapartida, quanto maior a diferença da temperatura da região líquida e da região sólida e menor o coeficiente de difusão do soluto no líquido mais difícil será de manter a estabilidade do crescimento da face plana.

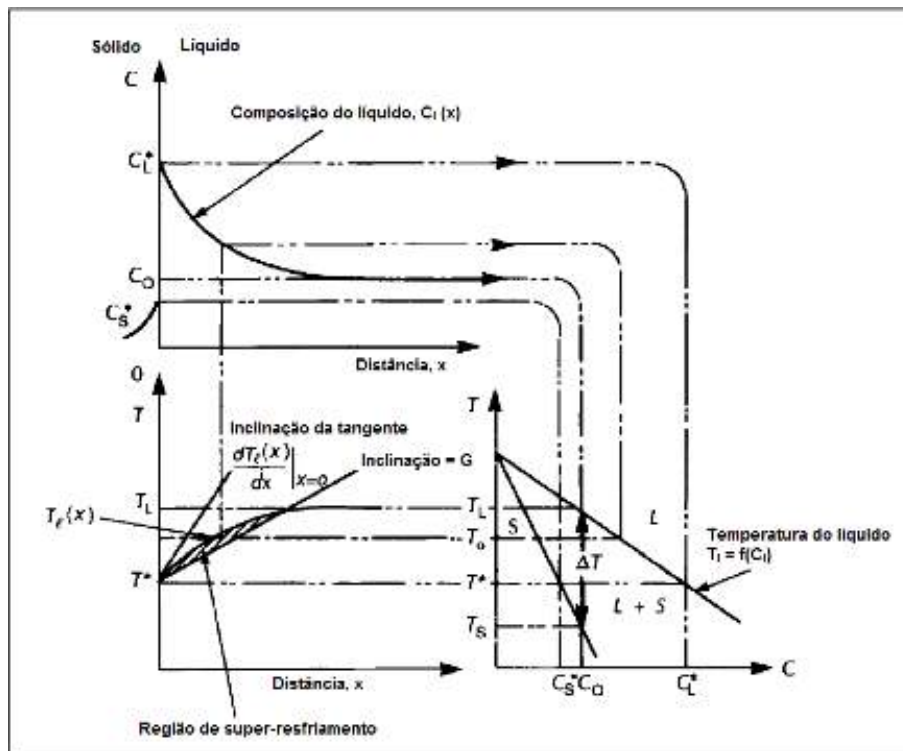


Figura 15: Extensão da região de super-resfriamento constitucional (adaptado de MESSLER, 1993)

### 2.3.2. Evolução microestrutural em ligas de Níquel

Ligas de Níquel fazem parte da categoria de metais dissimilares, eles são definidos como materiais que são quimicamente diferentes do ponto de vista metalúrgico, como exposto no item 2.1. A maior atenção que se deve ter nesse tipo de material é em relação a diluição entre o metal de base e o metal de adição (HANDBOOK, 1991b).

O modo como irá se formar a microestrutura da peça fundida entre ligas ferríticas e austeníticas define o controle da soldabilidade e as propriedades do material após a aplicação da técnica (SON, 2000).

### 2.3.2.1. Crescimento epitaxial e não epitaxial na linha de fusão

O processo de nucleação e crescimento de uma nova fase sólida no processo de solidificação ocorre na interface sólido-líquido. O processo é semelhante a pequenas fundições nessa zona (KOU, 1987; NELSON, 1999).

A nucleação pode ser caracterizada de duas formas: homogênea e heterogênea. A nucleação heterogênea é mais observada na solidificação dos metais, pois ela demanda menor temperatura de super-resfriamento, do que a nucleação homogênea. De fato, no processo de solidificação existem muitos agentes nucleantes, como impurezas, inoculantes e as próprias paredes do molde, o que auxilia na necessidade de menores temperaturas para a solidificação do metal (KOU, 1987; NELSON, 1999).

Quando o agente de nucleação é a parede do molde, é o caso que o substrato parcialmente fundido na linha de fusão atua como essa parede. Nessas situações, a energia livre demandada é em função do ângulo de molhamento entre o substrato e o cristal que será formado na solidificação (KOU, 1987). A Figura 16 representa a relação entre o ângulo de molhamento e energias interfaciais:

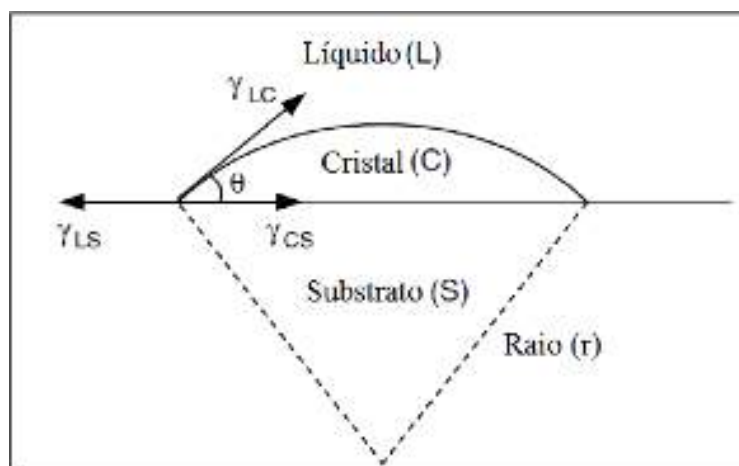


Figura 16: Representação esquemática de nucleação heterogênea em substrato sólido (adaptado de KOU, 1987).

As Equações 3, 4 e 5 abaixo identificam as tensões superficiais  $\gamma_{LS}$ ,  $\gamma_{CS}$  e  $\gamma_{LC}$ , sendo elas respectivamente tensão superficial líquido-substrato, tensão superficial cristal-substrato e tensão superficial líquido-cristal.

$$\gamma_{LS} = \gamma_{CS} + \gamma_{LC} \cos \theta \quad (3)$$

$$\Delta G^*_{HET} = \left[ \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_V + 4 \pi r^2 \gamma_{LC} \right] f(\theta) = \Delta G^*_{HOM} f(\theta) \quad (4)$$

Onde,

$$f(\theta) = \left[ \frac{(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2}{4} \right] \quad (5)$$

O metal de solda ao ser depositado sobre o metal de base está em total contato com os grãos superficiais do MB, apresentando assim molhabilidade entre eles completa ( $\theta=0$ ). Dessa maneira, os cristais do metal de adição nucleiam com facilidade sobre os grãos do substrato. O crescimento de grãos, após a nucleação, é feito pelo ordenamento atômico na fase líquida sobre a estrutura cristalina do substrato, apresentando uma fase sólida com a mesma orientação cristalográfica (KOU, 1987; NELSON, 1999). Esse processo de nucleação é denominado crescimento epitaxial, ilustrado na Figura 17 abaixo:

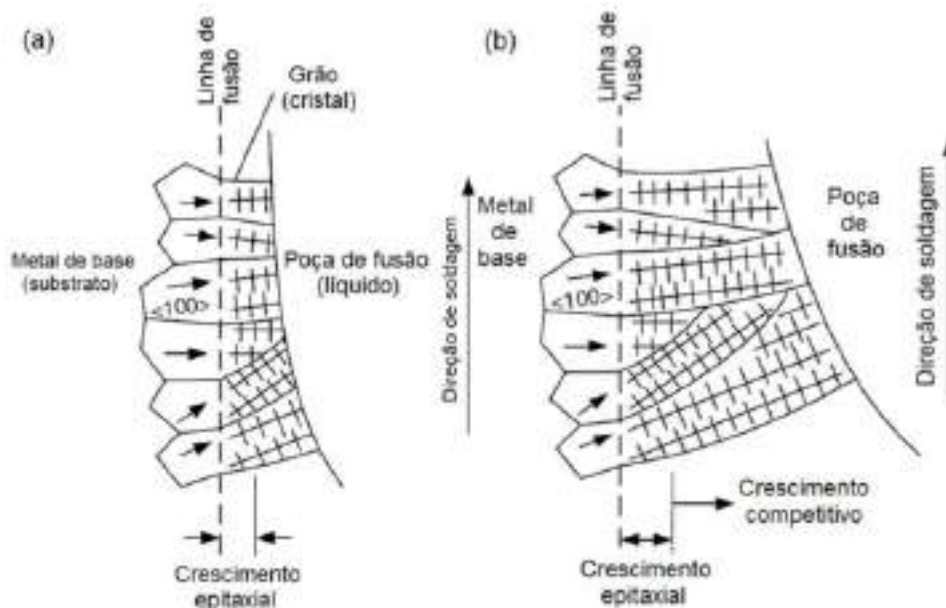


Figura 17: Esquema da nucleação e crescimento da poça de fusão (a) correlação cristalográfica entre o MA e MB e (b) crescimento competitivo, privilegiando os grãos com orientações próximas à direção <100> (adaptado de KOU, 2003).

No processo de soldagem, onde o metal de base e o metal de adição apresentam grande diferença na composição química e de estrutura, o processo de nucleação necessita de super-resfriamentos menores para começar a solidificação do metal de solda (NELSON, 1999).

De maneira geral, para o crescimento dos grãos na poça de fusão há a ocorrência de competição entre os núcleos. Essa forma competitiva de crescimento existe pelo fato da presença de direções de crescimento favoráveis, ou seja, nos metais do sistema cúbico são as direções da família <100>, conforme ilustrada na Figura 17. Dessa maneira, os grãos que apresentarem menores ângulos entre o vetor gradiente térmico e com direção de fácil crescimento, crescerão com maior velocidade, bloqueando o crescimento dos outros cristais. Além disso, para velocidades de solidificações maiores a transição para a aparição da fase equiaxial é dificultada (NELSON, 1999).

#### 2.4. Diluição

A maior diferença entre os processos de soldagem para realizar juntas de soldagem e para revestimento se dá no controle da diluição, a qual pode ser definida como o grau de mistura entre o metal de base e o metal de adição, ou até mesmo como a contribuição do metal de base para a formação da Zona Fundida (ZF). A relevância dada a diluição esta intimamente ligada com a contaminação do revestimento pelo MB, conservando as propriedades e composição química da solda (SILVA CC, 2010).

O grau de diluição é um parâmetro que deriva de diversos fatores como a preparação da junta soldada e do mecanismo de soldagem utilizado (LANCASTER, 1986). A diluição pode ser calculada seguindo a Equação 6, utilizando o peso dos materiais utilizados e o total fundido:

$$D(\%) = \frac{\textit{peso do material de base fundido}}{\textit{peso total do metal de solda}} \times 100 \quad (6)$$

Outro método de cálculo da diluição é por meio da aproximação geométrica do cordão de solda de acordo com a Equação 7 abaixo:

$$D(\%) = \frac{A_{MB}}{A_{MA} + A_{MB}} \times 100 \quad (7)$$

Os parâmetros  $A_{MB}$  e  $A_{MA}$  correspondem às áreas de metal de adição e de metal de base, conforme a Figura 18.



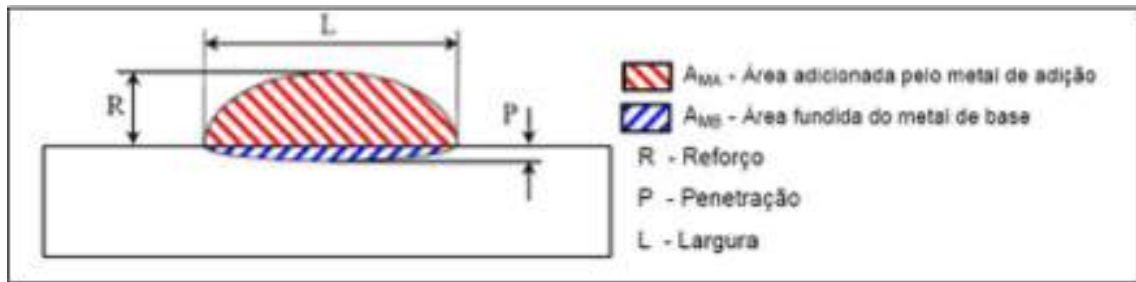


Figura 18: Regiões referentes ao Metal de Adição e Metal base para o cálculo da diluição (adaptado de SILVA CC, 2010).

O estudo de corrosão realizado por GITTOS e GOOCH (1992) analisou a resistência a corrosão utilizando pites de revestimento de uma liga de Ni que foi depositada sobre um aço C-Mn por meio dos processos de soldagem SMAW, GMAW pulsado e GTAW com adição de arame quente. Por meio de ensaios, foi avaliado e analisado a temperatura crítica de corrosão por pite (CPT, acrônimo inglês para *critical pitting temperature*). A conclusão obtida pelos estudos foi que até 5% de Fe seria o valor ótimo para garantir melhor desempenho da liga. Também se fez necessário voltar atenção aos elementos Mo e Cr, já que nas regiões onde esses elementos se apresentavam em menor quantidade foram locais preteridos para a criação de pites.

As normas internacionais como ISO 10423 (2003) especificam valores máximos para as concentrações de elementos para peças voltadas para as áreas de petróleo e gás. Segundo o regulamento citado, os teores de ferro podem ser determinados a partir de duas categorias, sendo ela FE5 para teores de ferro (% em massa) igual ou inferior a 5% e FE10 com teores entre 10% e 5%.

A espessura do revestimento é um parâmetro relativo à diluição e deve ser verificado e relacionado diretamente a norma. De acordo com a norma Petrobras N-1707 (2010) para revestimento metálico interno utilizando Níquel e ligas de Níquel tanto para chapas cladeadas quanto para tiras soldadas (*lining*) e deposição de solda (*weld overlay*), deve seguir o mínimo de 3 mm de espessura, ressaltando que é necessário a realização de mais de uma camada, de modo que não ocorra a contaminação por ferro.

## 2.5. Composição química Superliga de Níquel 625

A composição química da liga de metal de adição de 625 é um fator importante a ser compreendido e analisado em relação a microestrutura da peça soldada. Por meio da técnica de calorimetria diferencial de varredura, estudada na literatura, foi observado alguns comportamentos da formação da estrutura do material quando solidificado. A

concentração de Nb tem papel fundamental para definição do modo de solidificação, dessa forma ligas com concentrações de Nb próximas de zero apresentavam morfologia praticamente toda de fase  $\gamma$ . Entretanto, o aumento de Nb na liga, o elemento tende a se segregar perenemente para o líquido interdendrítico, resultando em formação de carbonetos e fases *Topologically Close-Packed Phases* (TCPs) (CIESLAK, 1988).

A solubilidade do Nb é reduzida na matriz  $\gamma$  pela presença de Cr, Mo, C e Si. Com o aumento da concentração de C tende a aumentar a concentração de Nb no líquido interdendrítico, contribuindo para a formação de carboneto MC (NbC). O elemento Si é um dos motivos da formação da fase de Laves com estequiometria  $Ni_3SiNb_2$  e de carbonetos como  $M_6C$ , mesmo que a concentração de Si seja pouco presente na liga (CIESLAK, 1988; CIESLAK, 1991).

A Tabela 3 abaixo representa o mecanismo de solidificação e o surgimento das fases de acordo com a variação da concentração de C e Si.

*Tabela 3: Fases da solidificação em detrimento da composição da liga 625 (CIESLAK, 1988; CIESLAK, 1991)*

Composição (% em peso)	Modo de Solidificação
C(0,009), Si (0,03) e Nb (3,61)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + Laves \rightarrow \gamma + MC(NbC) + Laves$
C(0,038), Si (0,03) e Nb (3,60)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow \gamma + MC(NbC)$
C(0,008), Si (0,38) e Nb (3,57)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + M_6C \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + M_6C + Laves \rightarrow \gamma + MC(NbC) + M_6C + Laves$
C(0,035), Si (0,46) e Nb (3,53)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) \rightarrow L + \gamma + MC(NbC) + Laves \rightarrow \gamma + MC(NbC) + Laves$

A presença de Fe na liga indica que aumenta a tendência de formação da fase de Laves durante a solidificação do material. Além disso, também é apresentado uma sequência de três passos para a solidificação devido a concentração de ferro presente na liga, são eles (DuPONT, 1998):

- I. Início da solidificação:  $L \rightarrow \gamma$  (líquido interdendrítico se torna enriquecido em Nb e C).
- II. Reação eutética:  $L \rightarrow \gamma + \text{NbC}$  (redução da concentração de C no líquido interdendrítico).
- III. Reação eutética final da solidificação:  $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$  (consumo o restante do Nb no líquido remanescente).

É possível notar que para a concentração de ferro na liga não auxilia na formação de carbonetos do tipo  $\text{M}_6\text{C}$  (DuPONT, 1998).

A concentração de Nb na liga é diretamente dependente da concentração de C presente. Quando esta for baixa, a adição de Nb ajudara a formação das fases  $\gamma/\text{Laves}$ , caso contrário formará a fase  $\gamma$  e NbC (DuPONT, 1998).

Outro ponto a ser observado é referente a relação do Fe com o Nb, que estará mais concentrado na região líquida. O ferro tende a reduzir o coeficiente de partição do Nb, resultando em um aumento de sua segregação na liga. Esse fator irá favorecer o aparecimento da fase  $\gamma/\text{Laves}$ , com uma liga rica em ferro e sem ocorrência de carbonetos (DuPONT, 1996).

### **3. Materiais e Métodos**

#### **3.1. Materiais**

##### **3.1.1. Metal Base**

Nas amostras de GTAW e PPTAW foram utilizados o mesmo material de base para a deposição da superliga de Níquel. O MB utilizado foi de aço API 5LX60 e API 5LX65 para a realização de todos os ensaios e micrografias. Segundo a norma API 5L (2000), o aço apresenta a composição química caracterizada por conter no máximo 0,03% em massa de enxofre e fósforo.

O aço API 5L X60 foi o metal de base utilizado na amostra de GTAW e aço API 5L X65 foi escolhido para ser utilizado no processo de PPTAW. Dessa maneira foram utilizadas três amostras para cada ensaio de acordo com os processos. Suas composições químicas estão abaixo nas Tabela 4.

Tabela 4: Composição química dos aços API 5L X60 e API 5L X65 com base nas análises químicas

COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)	API 5L X60	API 5L X65
C	0,064	0,051
Mn	1,48	1,41
Si	0,165	0,272
S	0,0027	0,0038
P	0,011	0,011
Cr	0,129	0,07
Ni	0,112	0,151
Cu	0,085	0,026
Mo	0,046	0,046
Nb	<0,003	0,017
V	0,05	0,036
Ti	0,0076	0,0027

### 3.2. Metal de Adição

O metal de adição apresenta composições químicas diferentes em cada processo, porém essas possuem pequenas diferenças que serão apresentadas nas Tabela 5 e **Erro! Fonte de referência não encontrada..** A composição química do arame do processo GTAW, e do pó utilizado no processo de PPTAW, por mais que apresentem pequenas diferenças são classificados como Superliga de Níquel 625.

A Tabela 5, apresenta a composição química do metal de adição determinado para o processo GTAW, pela especificação da empresa que produziu a amostra.

Tabela 5: Composição química da superliga de Níquel 625 utilizado no processo GTAW e PPTAW conforme certificado.

<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% em peso)</b>	<b>GTAW</b>	<b>PPTAW</b>
<b>C</b>	0,1	0,02
<b>Mn</b>	0,5	0,4
<b>Si</b>	0,5	0,3
<b>S</b>	0,015	0,004
<b>P</b>	0,02	0,005
<b>Cr</b>	20 – 23	21,7
<b>Nb + Ta</b>	3,15 – 4,14	3,62
<b>Fe</b>	5	0,3
<b>Mo</b>	8 – 10	9
<b>Al</b>	0,4	0,02
<b>Ni</b>	>58	64,36
<b>Ti</b>	0,4	0,1
<b>Cu</b>	0,5	-
<b>Pb</b>	0,5	-
<b>N</b>	-	0,04
<b>O</b>	-	0,029

O metal de adição utilizado no processo de PPTAW foi o consumível NISTELLE® produzido pela Kennametal. O material, como mencionado anteriormente, é uma superliga de Níquel 625 que apresenta a composição química, de acordo com o certificado do consumível (Tabela 5).

Para o processo de soldagem a plasma, o consumível foi utilizado em forma de pó com granulometria de 75 µm a 212 µm em uma embalagem de 4kg, conforme a Figura 19.



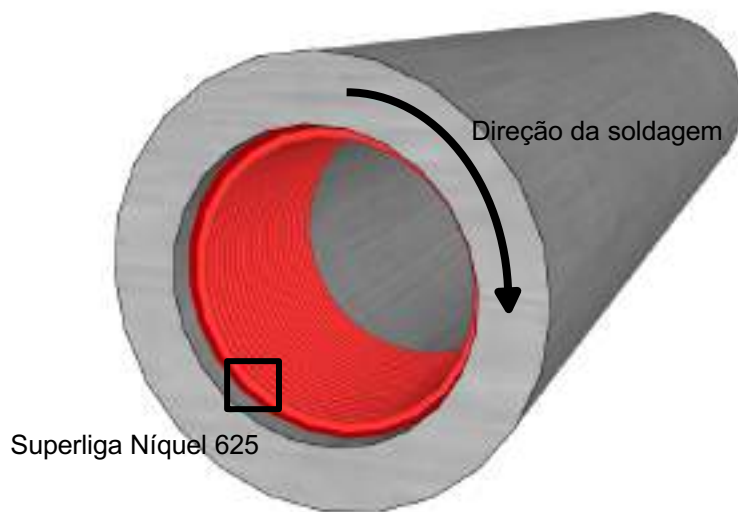
*Figura 19: Metal de adição Superliga de Níquel 625 em pó.*

Para as amostras retiradas do revestimento no qual foi depositado pelo processo GTAW arame quente, foi utilizado o metal de adição com composição química semelhante a descrita na **Erro! Fonte de referência não encontrada..** Essa peça foi realizada por uma empresa especialista em processos de soldagem desse tipo (empresa CladTek).

### **3.3. Metodologia**

Como informado anteriormente, esse estudo será baseado em dois processos de soldagens com parâmetros e mecanismos distintos.

Para a produção do revestimento da tubulação pelo processo de soldagem GTAW, foi contratado os serviços de uma empresa especializada. A Figura 20 ilustra o mecanismo utilizado durante o processo de soldagem, assim como a direção da solda.



*Figura 20: Esquematização do tubo soldado pelo processo de GTAW.*

Para a realização do processo de soldagem de plasma pó foi utilizado o equipamento STARWELD fabricado pela empresa norte americana Kennametal®. O maquinário é composto por um painel de controle (1) um alimentador de pó (2), uma tocha (3), uma fonte de energia e dispositivos eletrônicos (4) e um sistema de refrigeração (5), indicado na Figura 21.



*Figura 21: Equipamento STARWLED de soldagem.*

O valor da tensão utilizada para a realização do revestimento da peça com Inconel 625 foi de 36V. O valor é justificado pois as amostras soldadas eram suficientemente grandes, necessitando de um valor elevado de tensão para a realização do procedimento.

Para o revestimento do duto foi utilizado uma velocidade de rotação igual a 0,732 rpm, também refletindo diretamente no tamanho do diâmetro do tubo.

Nas *Tabela 6* e *Tabela 7* apresentam todos os valores de parâmetro utilizados na soldagem de revestimento, tanto do processo de PPTAW quanto do processo de GTAW.

*Tabela 6: Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento para PPTAW*

<b>PARÂMETROS PPTAW</b>	
Intensidade de Corrente (A)	200,0
Voltagem (V)	36,0
Taxa de alimentação (g/min)	60,0
Vazão de gás de arraste (l/min)	3,5
Passo (pol)	0,14
Recuo (mm)	4,0
Espessura (mm)	3,43
Diluição (%)	3,30

*Tabela 7: Parâmetros de soldagem e resultados dos ensaios de revestimento para GTAW*

<b>PARÂMETROS GTAW</b>		
Intensidade de Corrente (A)	-	40,0
Voltagem (V)	-	12,5
Taxa de alimentação (m/min)	-	1,5
Gás de Proteção	tipo	Argônio (99,98%)
	vazão do gás	3,2 x
Temperatura (°C)	-	25,0
Recuo (mm)	-	1,5
Aporte de Calor (kJ/mm)	-	0,75
Velocidade de Soldagem (mm/min)	-	300,0
Espessura (mm)	-	1,5
Diluição (%)	-	11,76



As amostras utilizadas para a realização dos ensaios, apresentavam parâmetros próximos de modo a garantir os resultados do estudo.

### 3.3.1. Caracterização microestrutural

Os ensaios e análises realizados para esse estudo foram micrografia do material de adição que foi depositado em ambos os processos de soldagem, afim de realizar a comparação e análise de vantagens e limitações. Ensaios para entendimento da microestrutura utilizando esse o método analítico associado ao estudo da composição química. Também foi realizado o estudo e análise de microdureza Vickers no metal de adição.

Os métodos utilizados para a realização da caracterização das amostras foram por meio de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) acoplada de Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS).

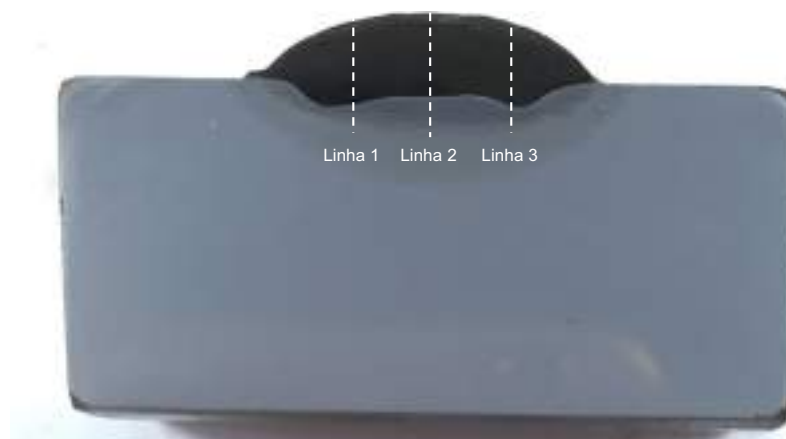
Os corpos de provas que serão analisados foram retirados de dutos soldados, por meio de um corte transversal a eixo longitudinal do tubo, indicado na Figura 22. As amostras receberam preparação metalográfica convencional, foram lixadas e polidas, e posteriormente receberam um ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico ( $\text{HO}_2\text{CCO}_2\text{H}\cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ) 10%, sob tensão de 2,0 V durante 25 segundos para revelação da microestrutura do revestimento (NELSON 1999).

Todas as amostras utilizadas tiveram a mesma preparação descrita acima. As análises via MEV e EDS tiveram como foco a região a partir da linha de fusão até o topo do MA. O EDS foi realizado na direção perpendicular a linha de fusão iniciando-se no metal de base e findando no meio do metal de adição.



Figura 22: Corte transversal para a retirada da amostra para análise

As medidas de microdurezas Vickers foram utilizadas nas mesmas amostras utilizadas para a MO e MEV, conforme indicado na pela Figura 23. A carga utilizada nesse ensaio foi de HV 0,3 com a duração de 20 segundos. Foram realizadas três linhas de indentação com distância de 400  $\mu\text{m}$  entre si, e entre cada indentação foi espaçado 20  $\mu\text{m}$ , de modo a garantir maior precisão na medida da dureza. Foram realizadas em média 18 indentações em cada linha. As marcações foram realizadas desde o metal base, incluindo a ZTA, Zona Parcialmente Diluída (ZPD), poça de fusão até o final do revestimento (poça de fusão) (Figura 23).



*Figura 23: Ilustração da determinação das linhas de indentação realizadas nos ensaios*

#### **4. Resultados e Discussões**

##### **4.1. Microdureza**

O ensaio de Microdureza Vickers foi realizado nas amostras nas quais possuíam deposição da superliga de Níquel 625, estudada nesse projeto, por meio dos processos de GTAW e PPTAW.

O ensaio de Vickers é caracterizado por aplicações de indentações estáticas com cargas definidas sobre a superfície que deseja ser estudada. No caso desse ensaio foi utilizado uma pirâmide de diamante Vickers, semelhante ao padrão de indentador utilizado no teste de dureza Vickers, porém em escala microscópica e com maior precisão nas medidas. A imagem abaixo representa em forma de desenho a realização do ensaio de microdureza realizado. A

Figura 24 representa em forma de desenho a realização do ensaio de microdureza realizado.

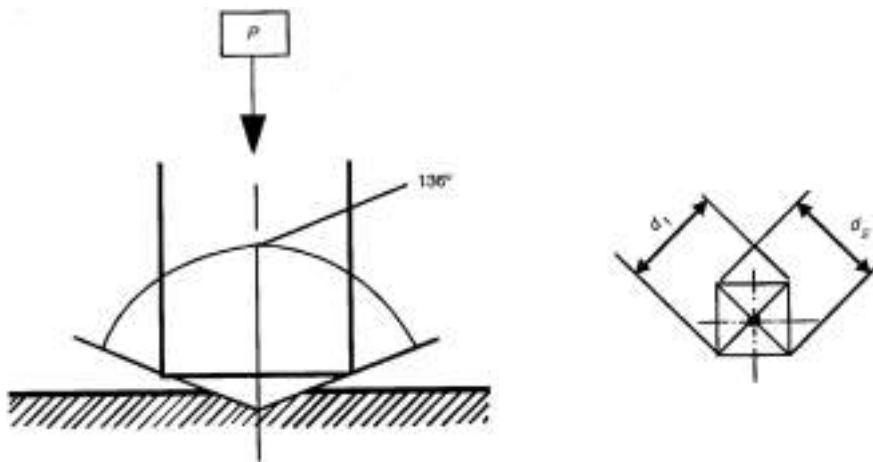


Figura 24: Indentação utilizando a microdureza Vickers (adaptado de ENSAIO.ORG, 2017)

Com base na metodologia, foi realizado o cálculo medindo as diagonais da indentação em HV no equipamento. Para definir o valor da dureza com a pirâmide de diamante Vickers é necessário utilizar a carga em kgf (F), a média aritmética entre as duas diagonais (d1 e d2) das indentações (d) em milímetro. A dureza HV foi determinada pela Equação 8.

$$HV = \frac{2F \sin(136^\circ/2)}{d^2} \cong 1,854 \frac{F}{d^2} \quad (8)$$

Na *Figura 25* e *Figura 26* estão exemplos de micrografias das indentações na amostra utilizando o processo de soldagem GTAW e o processo PPTAW. Para que possa ser identificado as diagonais mencionadas para o cálculo da dureza de Vickers.

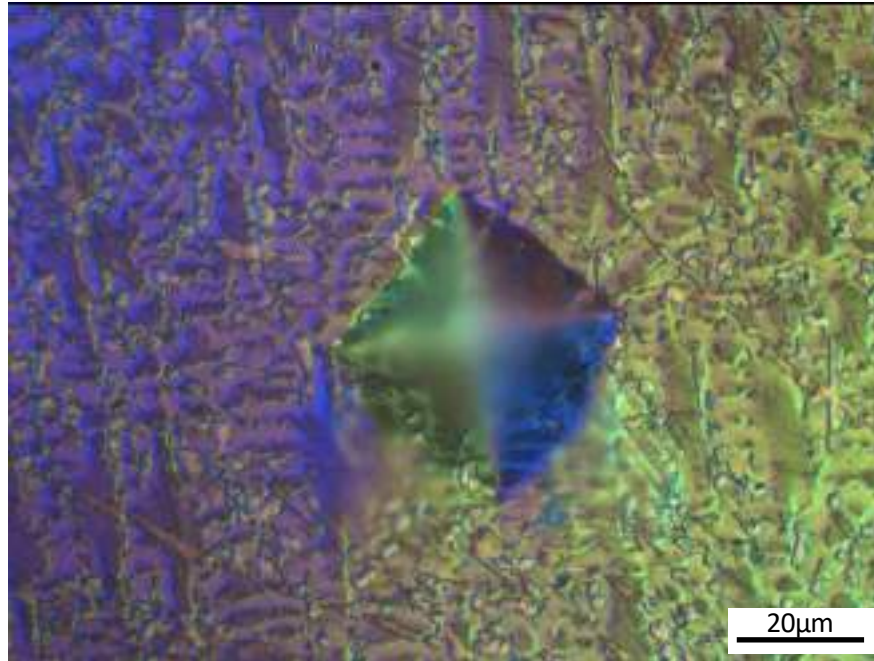


Figura 25: Indentação no Inconel 625 depositado pelo processo GTAW

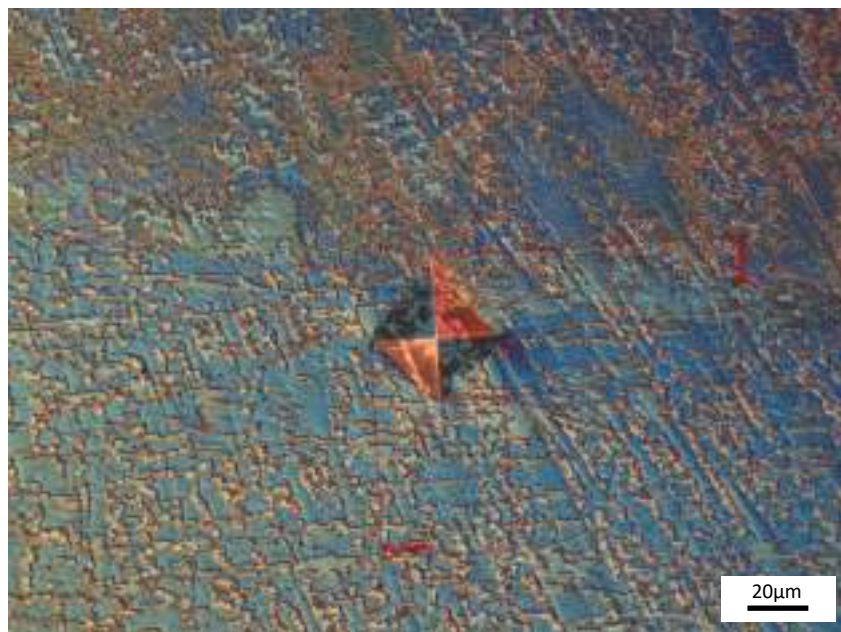


Figura 26: Indentação do revestimento de superliga de Níquel 625 depositado pelo processo PPTAW

Em cada amostra foram realizados três perfis de dureza, iniciando-se do metal base, contemplando a ZTA, a interface entre o metal de base e o metal de adição até o final do metal que foi depositado.

A partir do cálculo da dureza de Vickers, foram construídos tabelas e gráficos com base nos resultados obtidos. Esses valores estão considerando as três linhas de cada amostra com

deposição de GTAW e PPTAW. Esses resultados estão representados na Figura 27 e Figura 28 para o processo GTAW e na Figura 29 e na Figura 30 para o processo PPTAW. As regiões e os respectivos valores das microdurezas estão indicados na Tabela 8.

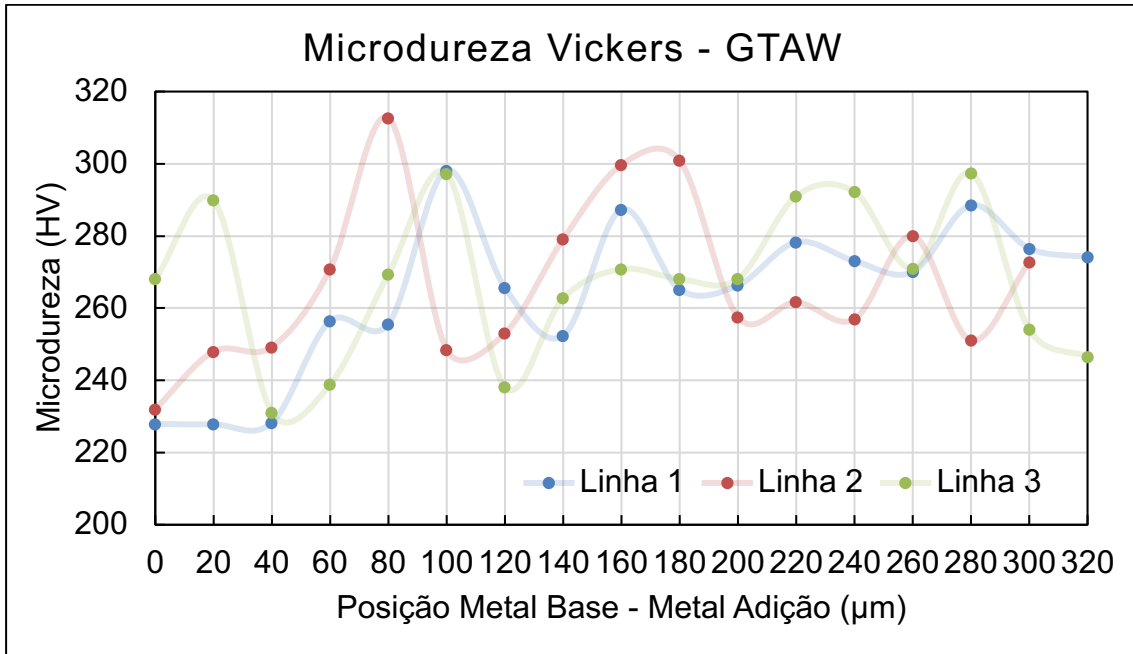


Figura 27: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando a média aritmética dos valores obtido pelas indentações das três fileiras realizadas na amostra com processo GTAW

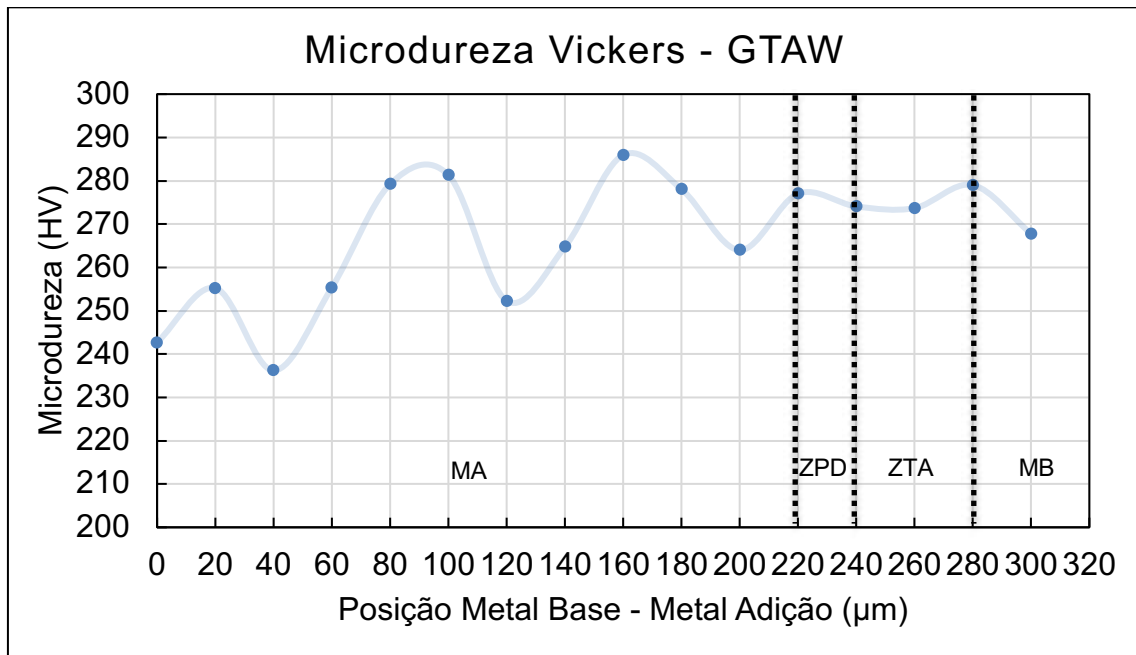


Figura 28: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando a média aritmética entre as três fileiras de indentações realizadas na amostra com processo GTAW

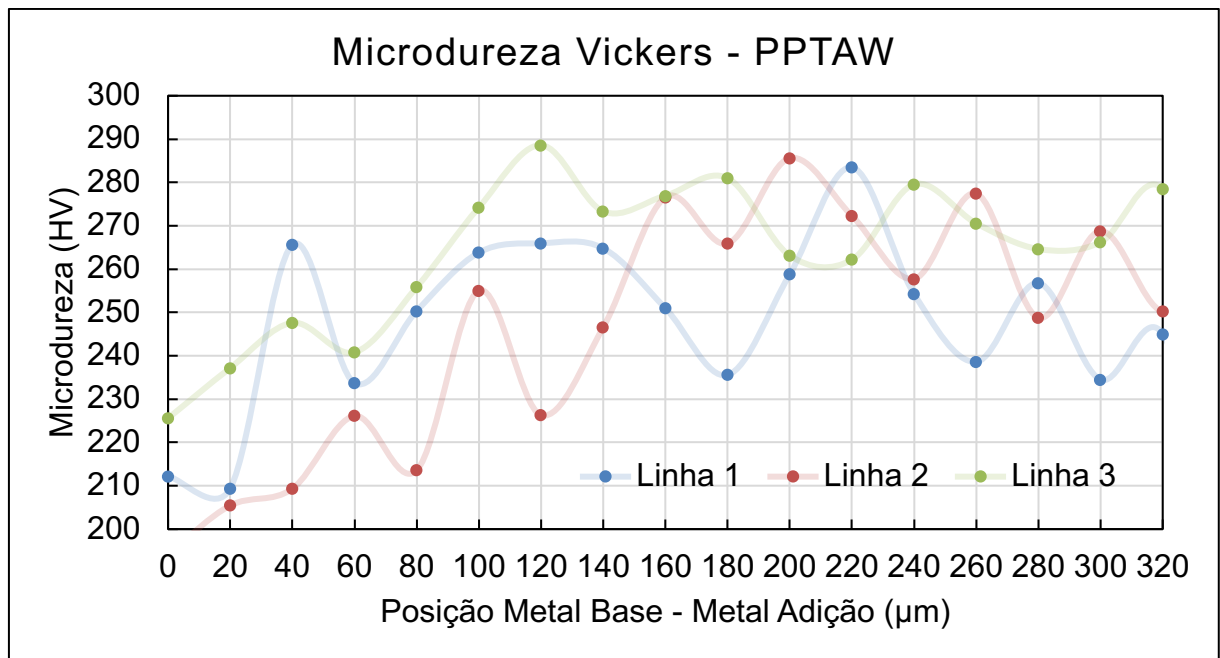


Figura 29: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando as três fileiras de indentações realizadas na amostra com processo PPTAW

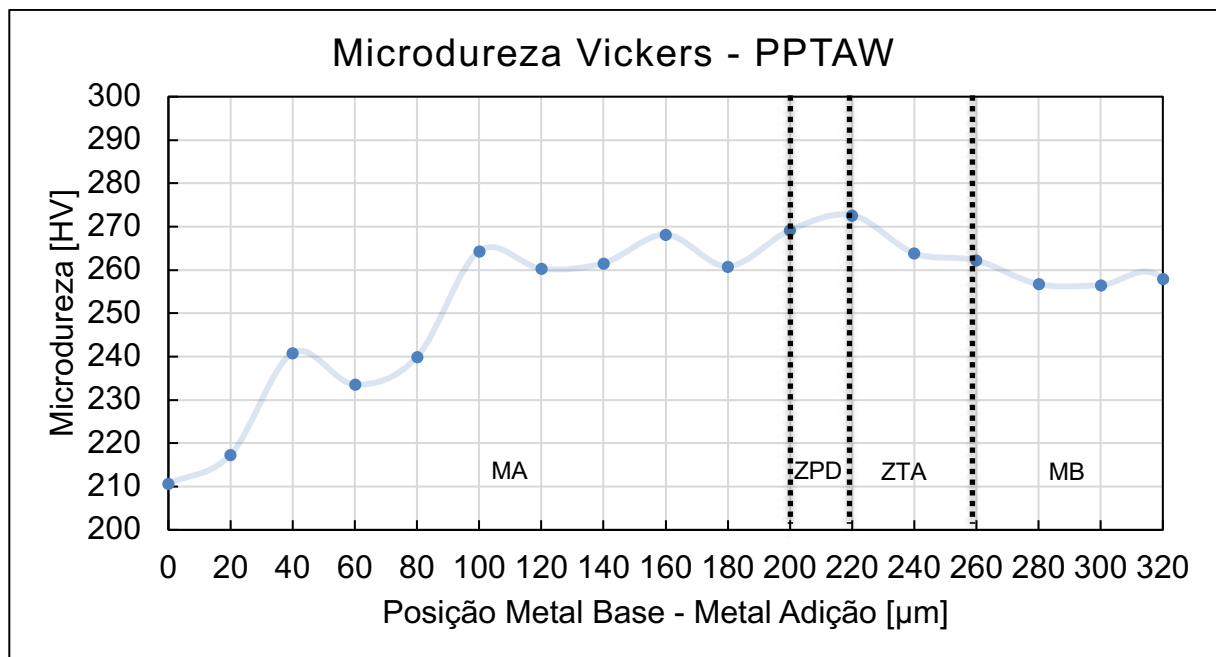


Figura 30: Resultado do ensaio de microdureza Vickers com HV 0.3 representando a média aritmética dos valores obtido pelas indentações das três fileiras

A Tabela 8 é o resultado de todos os valores de dureza encontrados durante a análise separados pelas regiões, assim como pelo processo utilizado na amostra.

Tabela 8: Valores de microdureza obtidos pelo ensaio de Vickers 0.3 HV nos processos de GTAW e PPTAW

Metal de adição p/ Metal base ( $\mu\text{m}$ )	GTAW			PPTAW		
	Linha 1 (HV)	Linha 2 (HV)	Linha 3 (HV)	Linha 1 (HV)	Linha 2 (HV)	Linha 3 (HV)
METAL ADIÇÃO	274	273	247	197	255	234
METAL ADIÇÃO	277	251	254	245	245	278
METAL ADIÇÃO	289	280	297	235	266	266
METAL ADIÇÃO	270	257	271	257	271	265
METAL ADIÇÃO	273	262	292	239	273	271
METAL ADIÇÃO	278	258	291	254	263	280
METAL ADIÇÃO	266	301	268	283	250	262
METAL ADIÇÃO	265	300	268	259	269	263
METAL ADIÇÃO	287	279	271	236	249	281
METAL ADIÇÃO	252	253	263	251	277	277
METAL ADIÇÃO	266	248	238	265	258	273
ZPD	298	313	297	266	272	289
ZTA	256	271	269	264	286	274
ZTA	256	249	239	250	266	256
METAL BASE	228	248	231	234	277	241
METAL BASE	228	232	290	266	247	248
METAL BASE	-	-	-	209	226	237
METAL BASE	-	-	-	212	255	226

As durezas verificadas no metal de adição, logo superliga de Níquel 625, pelo processo de GTAW apresentou o valor médio 270 HV, em um intervalo de 247 – 301 HV. De acordo com a norma NACE MR0175 (2003), a dureza máxima aceitável é de 250 HV para juntas soldadas submetidas a ambientes agressivos. O elevado valor de dureza nesse processo está relacionado a maior diluição, e induz uma maior quantidade de elementos em solução sólida, maior fração de carbonetos, e uma microestrutura mais refinada.

Para o caso do processo de PPTAW, a dureza média é 259 HV, presente no intervalo de 191 – 283 HV. O valor médio, apesar de ultrapassar o valor máximo estipulado pela norma, nota-se que o processo apresenta menor diluição do que o processo descrito anteriormente.

Para a zona parcialmente diluída (ZPD), no processo GTAW a dureza média é de 303 HV, para o processo de PPTAW é de 276 HV. De acordo com alguns autores, dentre eles Doody (1992) e Kejelin (2016), é esperado que as maiores durezas presentes após os processos de soldagem de superliga de Níquel 625 encontrem nessa região, podendo ser encontrados valores acima de 400 HV, e algumas vezes acima de 500HV. O valor mais alto atingindo nessa zona foi de 313 HV no processo de GTAW e o valor máximo atingido em PPTAW foi de 289 HV, apesar de serem os maiores valores encontrados na amostra, estão abaixo do máximo aceitável segundo a literatura. Além disso, vale ressaltar que na região de ZPD não há limites de durezas definidos.

Para a zona termicamente afetada (ZTA), no processo GTAW a dureza média é de 257HV, e para o processo PPTAW é de 266 HV. Essa região é uma zona crítica, pois poderá ser identificada como o elo fraco entre as juntas soldadas. O intervalo dos valores de dureza no primeiro processo para essas zonas é de 238 – 271 HV e para o segundo é de 250 – 286 HV. De acordo com Marques (2011), durezas acima de 350 HV nos aços carbonos são indícios de formação de constituintes frágeis, como por exemplo microestrutura martensítica. No caso deste trabalho, para ambos os processos, os valores de dureza encontrados estão nas faixas aceitáveis, dessa forma é esperado apresentar uma microestrutura mais dúctil e menos dura, dessa maneira evitando possíveis problemas em relação a resistência mecânica da peça.

A média de dureza do metal de base, para o processo GTAW é de 242 HV, no intervalo de 228 – 290 HV. Para o processo PPTAW, o valor médio é de 239 HV, em um intervalo de 209 – 277 HV.

A maior parte dos valores de durezas das regiões analisadas do processo de plasma são inferiores ao do processo TIG para o mesmo material de deposição, conforme indicado na Figura 31 abaixo.



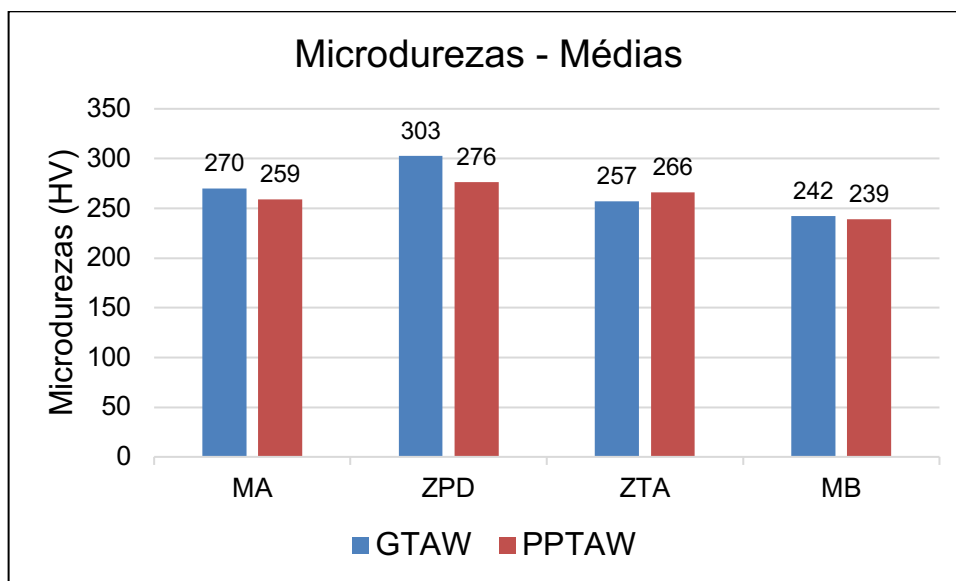


Figura 31: Médias de microdureza em cada região analisada em ambos os processos.

## 4.2. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Por meio da microscopia eletrônica de varredura foi possível analisar as diversas regiões identificando os principais elementos da composição, assim como sua variação linear do metal base para o metal de adição. Assim é possível verificar a presença de elementos em solução sólida e as diferentes fases formadas.

### 4.2.1. GTAW (MEV)

A investigação sobre a microestrutura de revestimento iniciou-se para o processo GTAW pela interface entre o revestimento (superliga de Níquel 625) e o substrato, região onde se localiza ZPD e ZTA. Avaliando minuciosamente foi possível identificar os limites entre os dois materiais. Entretanto, no interior da zona fundida (ZF), imediatamente após a linha de fusão é notória a presença de uma zona de transição representada por uma faixa clara, que varia entorno de dezenas de microns.

A zona de transição é formada por duas regiões distintas, as zonas de 1 e 2 como é possível identificar na Figura 32. A zona 3 já está contemplada no revestimento. Além disso, como o foco desse trabalho é o revestimento das amostras, a região revelada de MB está contaminada com esmalte oriundo da preparação para o ataque eletrolítico.

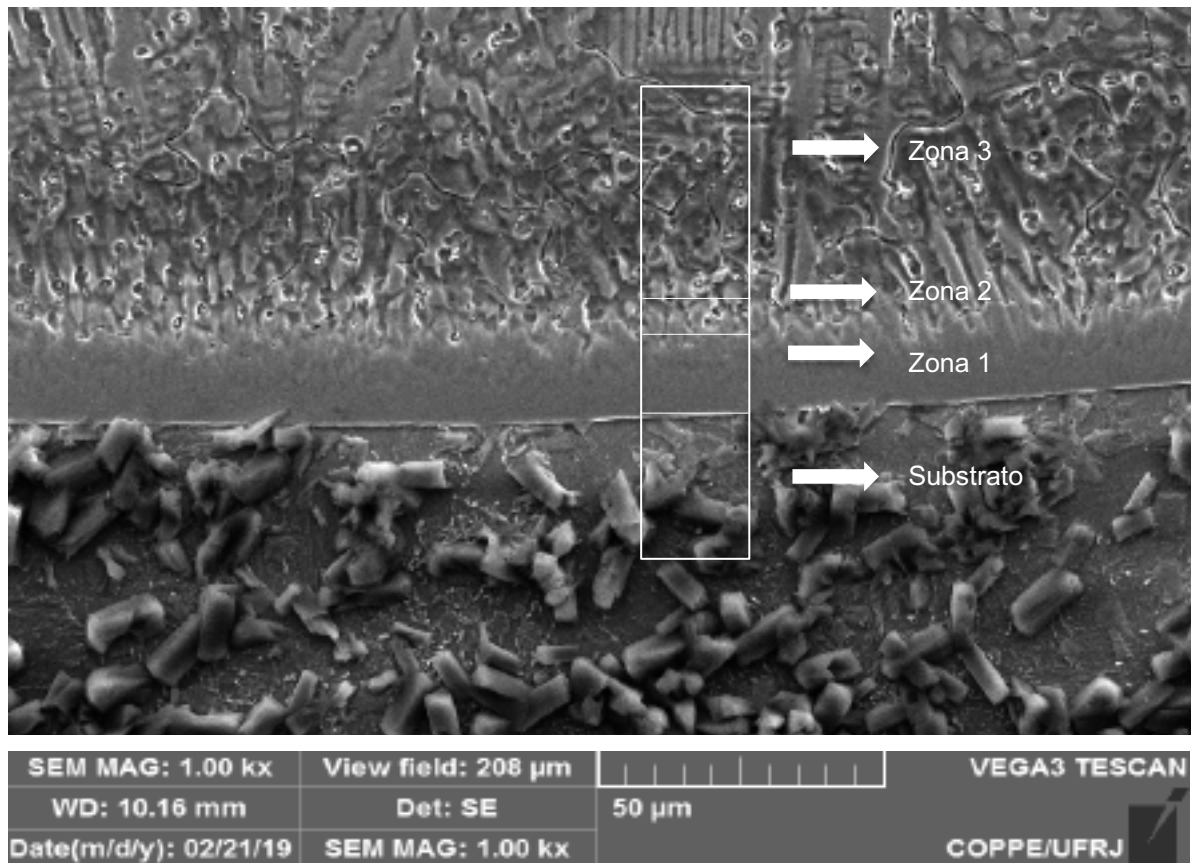
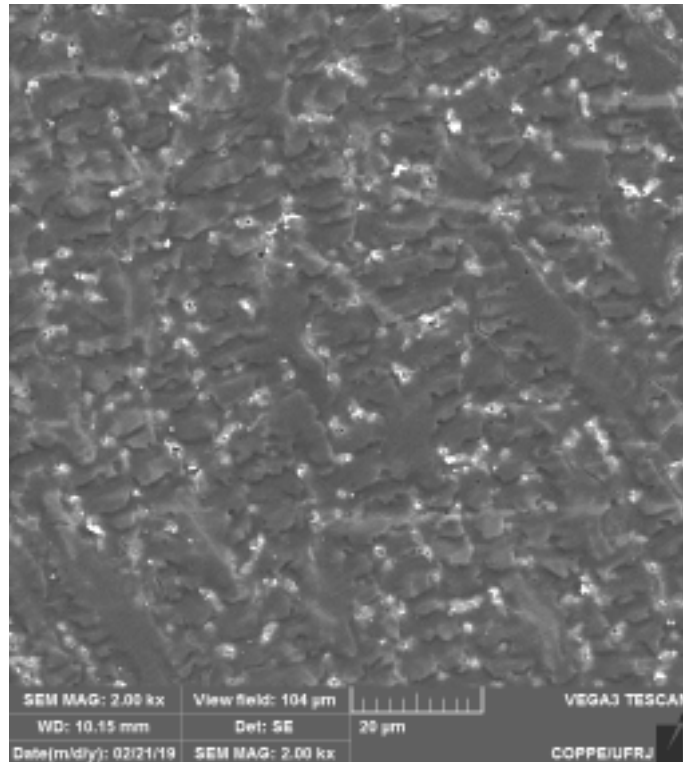


Figura 32: Interface revestimento/substrato indicando uma zona de transição do processo PPTAW

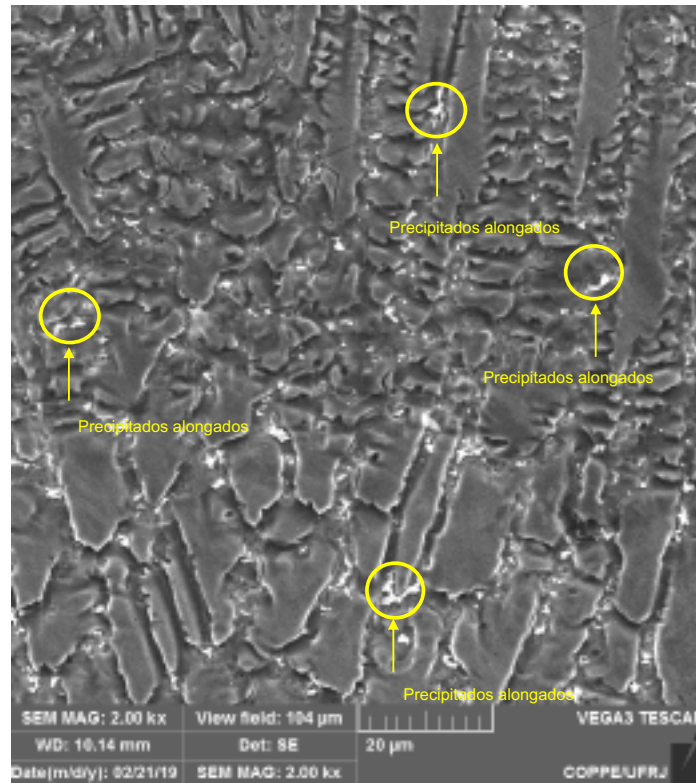
A zona 1 é a região mais próxima ao substrato, apresenta-se como zona lisa (*featureless zone*), na qual não são observadas presença tanto de contornos de grãos, quanto de interfaces entre as células. A solidificação pode ser identificada como planar, devido a sua microestrutura final. Segundo Farias (2018), o modo planar de solidificação planar nesta região ocorre devido à rápida extração de calor por parte do substrato resfriado, o que estabiliza a interface sólido/líquido, gerando a zona lisa.

A zona 2 é a zona subsequente a zona lisa, representada pela Figura 33 abaixo, com presença de contornos de grão e interfaces celulares. Diferentemente da zona anterior, a característica principal dessa região é o crescimento celular. A formação de protuberância durante a solidificação, faz com que se acumule soluto nas regiões laterais de cada célula formada. A mudança do crescimento planar para o celular (passagem da zona 1 para a zona 2) ocorre devido à redução na velocidade de crescimento e do acúmulo de soluto na interface sólido/líquido, desestabilizando-a. Isto permite a mudança no modo de solidificação.

A zona 3 demarcada na Figura 34 é relativa à região com o metal de adição para o revestimento da peça. A principal morfologia característica dessa região é celular dendrítico e colunar dendrítico. Diferente da morfologia encontrada nas zonas anteriores, as dendritas crescem em baixas velocidades e perpendiculares a interface sólido/líquido. Posteriormente, na análise das micrografias de microscopia óptica (MO) será possível verificar os efeitos de solidificação pela distância entre os braços primários e secundários das dendritas.



*Figura 33: Área do revestimento com crescimento celular pelo processo de GTAW (zona 2).*



*Figura 34: Área do revestimento com crescimento dendrítico e colunar pelo processo de GTAW (zona 3), com presença de precipitados entre dos braços dendríticos.*

Na Figura 34 é possível identificar precipitados alongados na região interdendriticas. Por meio da análise de EDS, é possível identificar que esses precipitados são formados por cabonetos em conjunto com Nióbio, Molibdênio e Cromo, elementos presentes no metal de deposição, e algumas inclusões devido a elementos oxidantes identificados na peça.

A partir do MEV é possível obter o gráfico de EDS, nele são apresentados a composição química do material, e sua variação de acordo com sua posição na peça. Também é possível realizar a caracterização física do material utilizado, por meio da definição dos elementos nele presentes.

A Figura 35 que mostra o EDS foi realizado na região do revestimento de superliga de Níquel 625, dessa maneira foram identificados os seguintes elementos químicos.

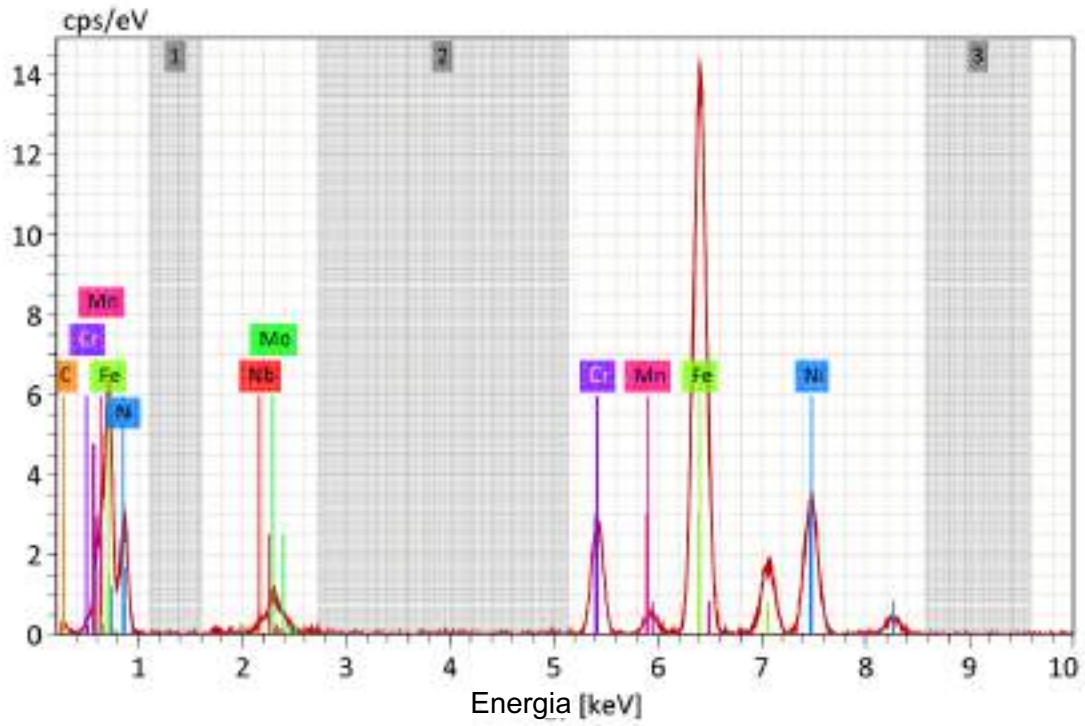


Figura 35: Identificação dos elementos presentes na amostra de revestimento de superliga de Níquel 625 pelo processo de GTAW

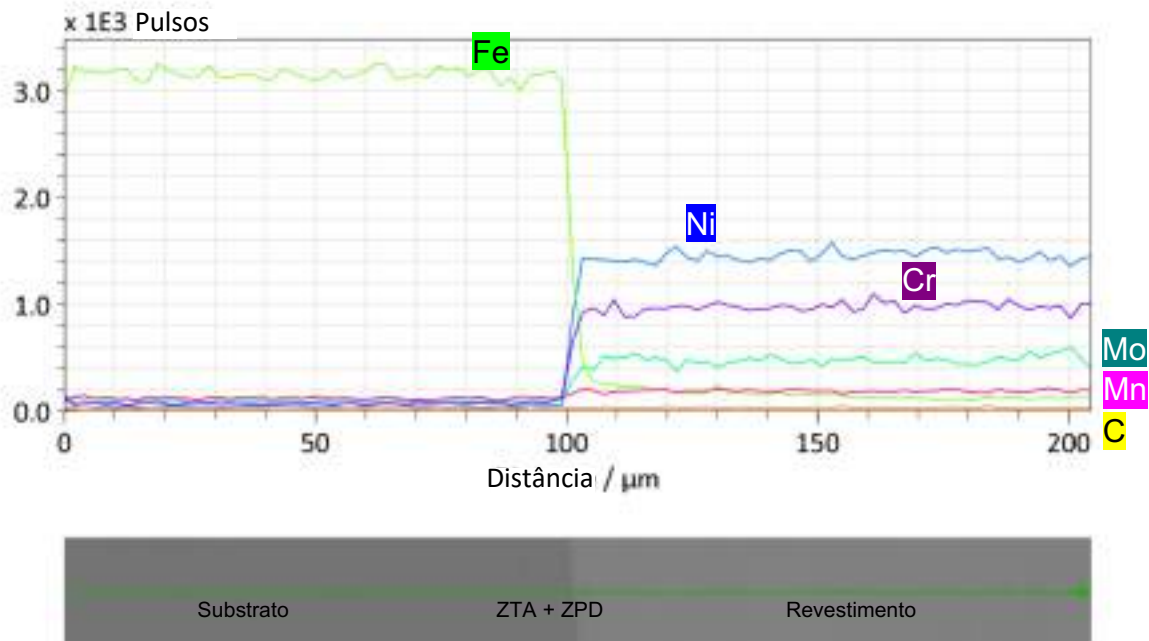


Figura 36: EDS de composição química da amostra de revestimento de Inconel 625 pelo processo GTAW.

No gráfico de EDS (Figura 36) foi feita a varredura da área do substrato até o final do material de revestimento para a identificação da quantidade de elementos contidos na amostra em cada região.

Inicialmente, é verificado a alta concentração de Ferro, isso se deve pelo substrato ser um aço de baixa liga, dessa forma a presença do elemento é superior a qualquer outro presente no material. Logo em seguida, bem na interface substrato e revestimento há uma queda brusca de Ferro e um aumento de Níquel. Além do principal elemento do Inconel 625, também aumenta os valores dos seguintes elementos: Cromo, Manganês, Molibdênio e Carbono.

Na zona de transição ocorre a queda de Ferro, que se estabiliza após deixar a ZPD. O Níquel cresce rapidamente alcançando ao final da transição e também se estabilizando nessa região. Com base nesses resultados, é possível identificar uma estrutura austenítica (CFC) rica em Fe, a qual foi estabilizada devido a presença de Ni do material de revestimento adicionado. Com o aumento da concentração de Ni na amostra, a matriz é constituída por matriz  $\gamma$ , que apresenta estrutura cristalina CFC também. As orientações não variam muito entre as regiões, apenas em relação a ordenação composicional (SILVA CC, 2010).

É possível observar que não ocorre mistura completa entre o volume líquido do metal de solda e o metal de base fundido, Segundo Savage (1976), isso está relacionado ao escoamento do metal líquido para o interior da poça, isso é ocasionado devido a baixa

agitação do metal líquido na região próxima à linha de fusão, mantendo o metal líquido estagnado ou sob escoamento linear, impedindo que seja completamente misturado.

Por meio da análise de EDS da região do revestimento também é possível verificar o percentual dos elementos químicos em um determinado espaço da amostra. Na Tabela 9, é possível identificar as porcentagens de massas dos principais elementos da faixa e compreende a ZPD e o revestimento

*Tabela 9: Percentual de massa dos principais elementos da zona de transição e a área de revestimento do processo GTAW*

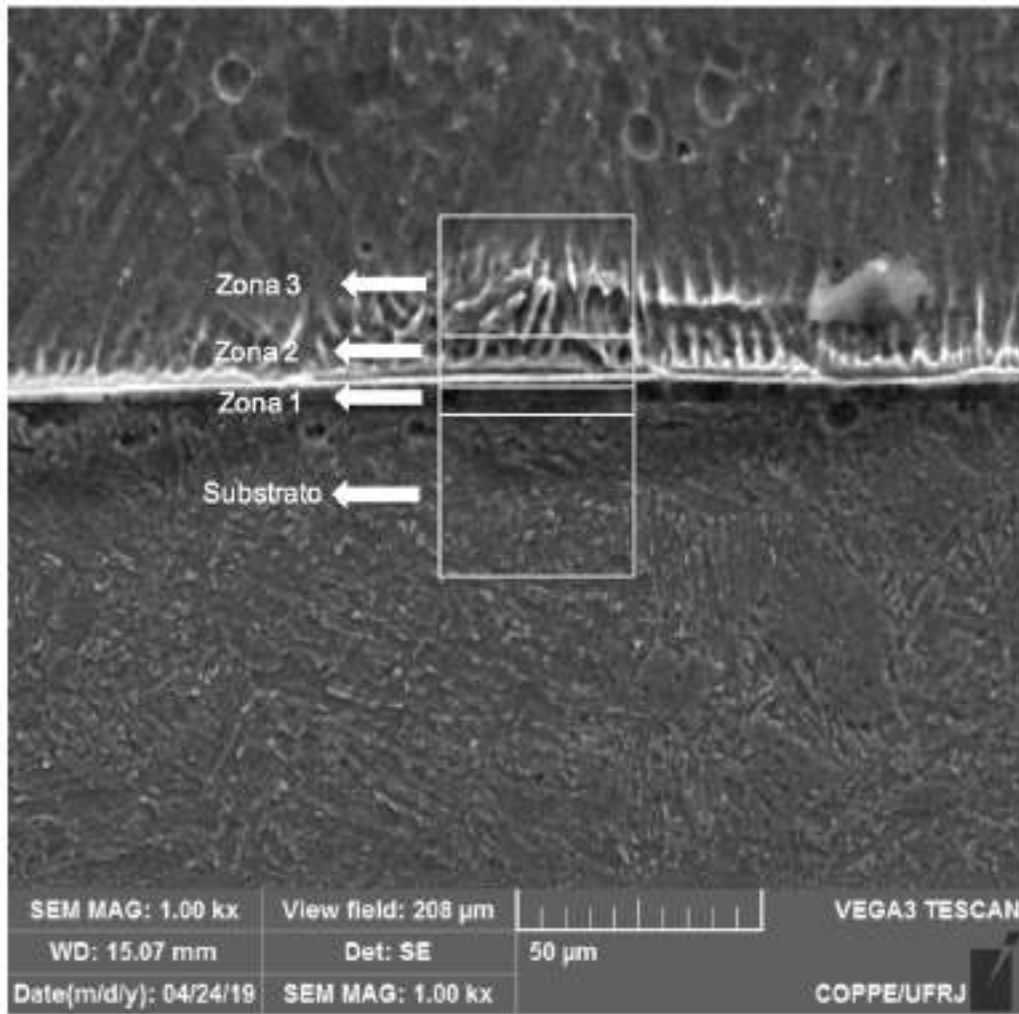
<b>Elemento</b>	<b>Massa (%)</b>
<b>Cr</b>	20.03
<b>Mn</b>	7.22
<b>Fe</b>	5.92
<b>Ni</b>	59.60
<b>Nb</b>	2.97
<b>Mo</b>	8.28

Devido a baixa presença de Mo na amostra analisada, é necessário levantar um ponto de atenção em relação as zonas de interface. De acordo com Silva (2010), pode ocorrer a formação de estrutura martensítica nas ZPDs (ZPD-M). Em casos de percentuais de Ni, Cr e Mo baixos podem não ser suficientes para estabilizar a estrutura austenítica, e conseqüentemente aumento da dureza do material. Em caso de formação de martensita, poderá futuramente ter ruptura nessa região, acarretando em pontos críticos do material.

#### **4.2.2. PPTAW (MEV)**

O crescimento dos grãos, tanto no processo de GTAW, quanto no processo de PPTAW são bastante semelhantes. A zona 1 é representada pela zona lisa, como foi definida na análise de microscopia eletrônica de varredura do processo de GTAW. Contudo, é possível destacar que no processo de soldagem PPTAW essa região é bastante reduzida, em relação ao processo GTAW. Na Figura 37 quase não é aparente a sua presença na microestrutura.

A zona 2, seguinte a essa pequena faixa, é a região ocorre crescimento celular dos núcleos, conforme apresentado também no processo GTAW. Por fim, na região de revestimento, a zona 3, é apresentado o crescimento celular dendrítico e colunar dendrítico.

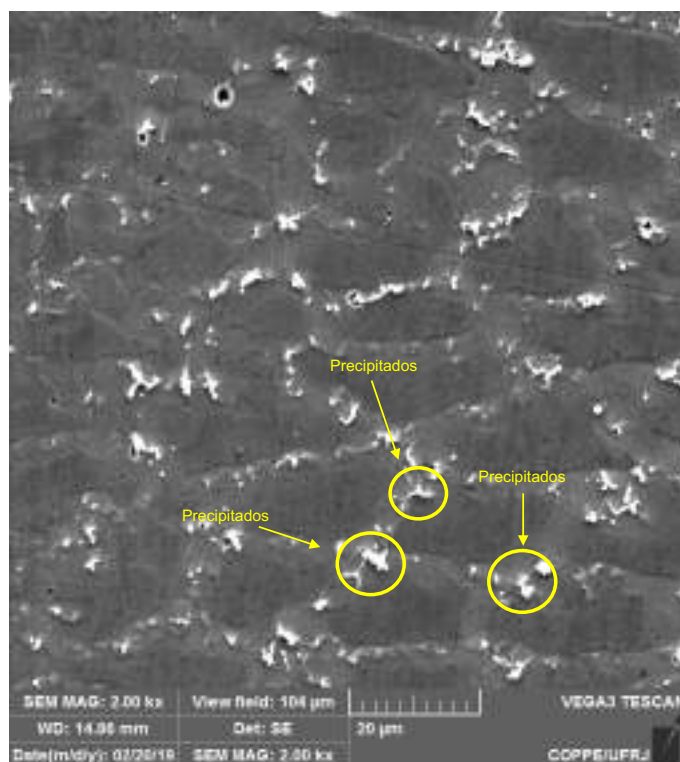


*Figura 37: Interface revestimento/substrato indicando uma zona de transição do processo PPTAW*

Contudo, apesar da semelhança em relação ao crescimento de grãos, alguns aspectos importantes devem ser ressaltados, de modo a diferenciá-las e retornar suas especificidades e propriedades. O primeiro ponto já citado, é a estreita faixa da zona 1, essa região é justamente a zona de transição, a qual não apresenta pico de dureza, conforme visto anteriormente na análise de microdureza de Vickers (Tabela 8).

Outro ponto importante a se destacar é relativo aos precipitados formados durante o processo. Segue abaixo a Figura 38 com os precipitados referentes os pontos interdendríticos:



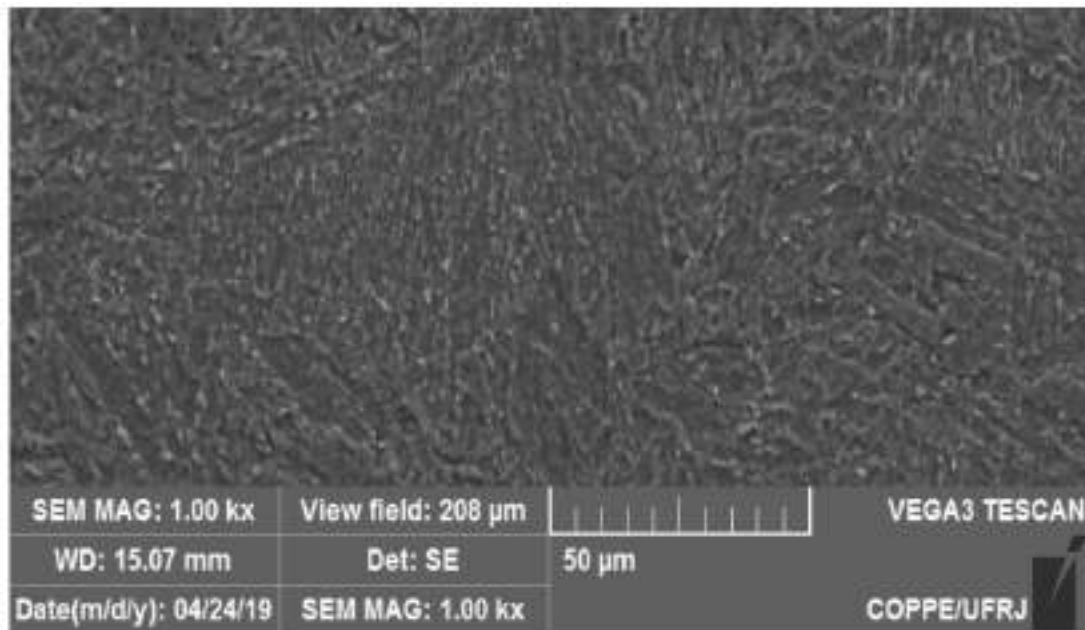


*Figura 38: Área do revestimento com crescimento dendrítico e celular pelo processo de PPTAW (zona 3), com presença de precipitados entre dos braços dendríticos.*

Os precipitados interdendríticos formados pelo processo PPTAW são mais finos e descontínuos do que aqueles apresentados nas amostras de GTAW, representando melhores propriedades mecânicas para a peça. De acordo com a literatura, Niang (2010) e Valle (2013), os principais precipitados formados no processo de soldagem de plasma, entre os braços dendríticos são identificados com carbeto tipo MC e fase de Laves. Também de acordo com Cieslak (1988), as fases presentes na solidificação de Inconel 625 é bastante complexa. Quando a presença de Nb é relativamente igual a zero, a morfologia final da peça é composta de grãos colunares da fase  $\gamma$ , sem precipitados interdendríticos. A presença desse elemento na liga, como é visto pela Figura 40, favorecendo a formação de líquidos interdendríticos e formação de carbonetos. Além disso, o acréscimo de Ferro no revestimento, segundo DuPont (1998), aumenta a possibilidade da ocorrência de fase de Laves como precipitados. Dessa forma, os precipitados da imagem acima, são similares devido a sua estrutura e formato aos identificados nos estudos.

A Figura 39, apresenta a microestrutura da zona 3 é representada pela área de revestimento, ou seja, da deposição do metal de adição Superliga de Níquel. Como indicado anteriormente, aços compostos de uma elevada quantidade de Níquel possuem alta temperabilidade, assim como esse elemento resulta na formação de microestrutura austenítica. Contudo as amostras referentes ao processo PTTAW, devido ao baixo aporte

térmico e, conseqüentemente, maior taxa de resfriamento em comparação ao GTAW, a zona 3 do PPTAW apresentou microestrutura constituída de ferrita e bainita.



*Figura 39: Zona de grãos grosseiros da amostra de processo de PPTAW (zona 3 - MEV).*

Também foi realizado EDS próximo a zona de transição na Figura 40 e Figura 41 abaixo, de forma a realizar a comparação dos elementos químicos apresentados em cada amostra de acordo com seus procedimentos de soldagem. Essa análise foi realizada na região do revestimento de Inconel 625, dessa maneira foram identificados os seguintes elementos químicos na amostra estudada:

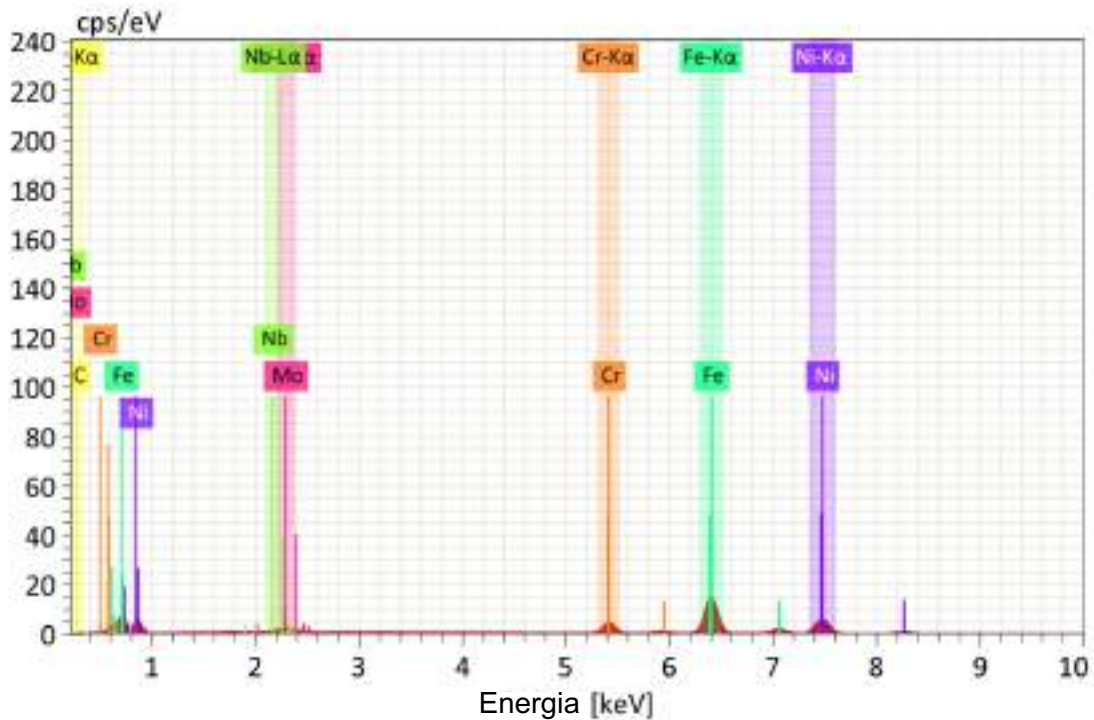


Figura 40: Identificação dos elementos presentes na amostra de revestimento de Inconel 625 pelo processo de PPTAW

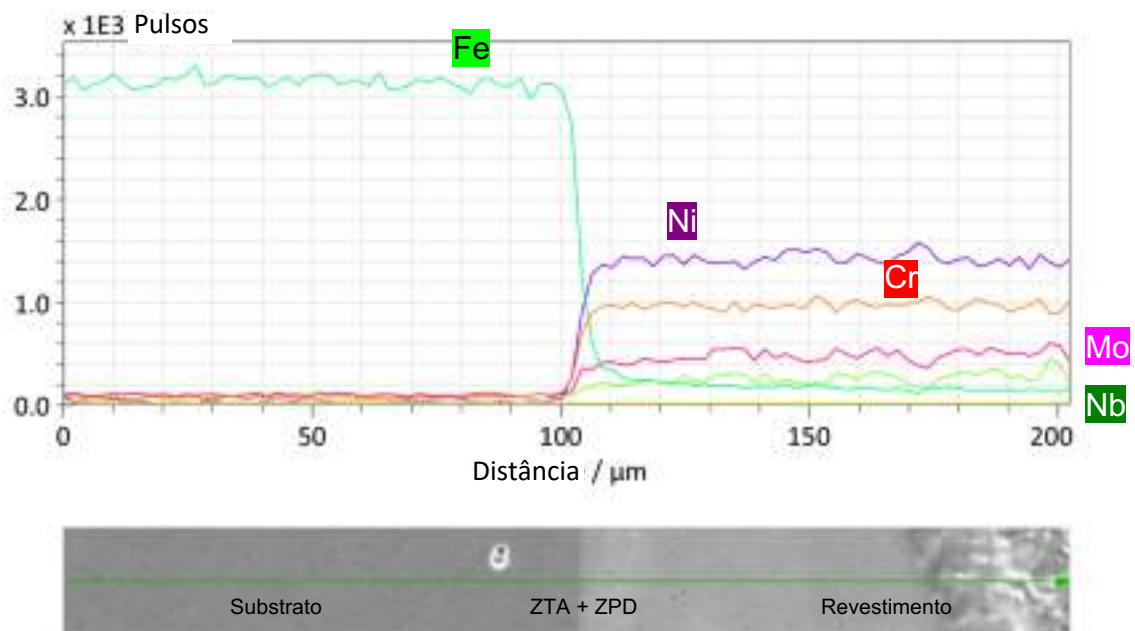


Figura 41: EDS em linha do substrato até a região de revestimento indicando a composição química da amostra de revestimento de Inconel 625 pelo processo GTAW.

Assim como, explicado pelo processo de GTAW, a queda de Ferro é indicada na zona entre o substrato e o revestimento, na qual o material depositado (Inconel 625) rico em Níquel passa a ser predominante, conforme indicado na Figura 40.

A mudança de inclinação da curva referente ao elemento de Ferro, ilustrada na Figura 41, indica a mudança do tipo estrutura de solidificação. No início da zona de transição há a presença de crescimento planar, conforme o decaimento da curva do Fe, a solidificação se torna celular. No momento que o percentual de Fe já está em níveis mais baixos, é possível identificar o crescimento celular-dendriticos na microestrutura.

Como ilustrado no processo de GTAW, aços compostos de uma elevada quantidade de Níquel possuem alta temperabilidade, assim como esse elemento resulta na formação de microestrutura austenítica. Contudo as amostras referentes ao processo PTTAW, devido ao baixo aporte térmico e, conseqüentemente, maior taxa de resfriamento que o GTAW, a ZTA de grãos grosseiros (zona 3) do PPTAW apresentou microestrutura constituída de ferrita e bainita.

Abaixo, segue a Tabela 10 resultante da análise da quantidade de elementos presentes na zona de transição:

*Tabela 10: Percentual de massa dos principais elementos da zona de transição e a área de revestimento do processo PPTAW*

<b>Elemento</b>	<b>Massa (%)</b>
Cr	25.01
Fe	4.08
Ni	61.87
Nb	3.22
Mo	7.47

Conforme estudos de Gittos e Gooch (1992), para que se tenha o melhor aproveitamento da propriedade de resistência a corrosão por pites, o percentual de ferro na zona de transição e revestimento deve ser menor do que 5%. De acordo com a tabela acima, o percentual está de acordo com essa faixa, e conforme as análises das amostras de plasma, foram encontrados pouquíssimos pites na peça, assegurando a propriedade.

### 4.3. Microscopia Óptica

A análise de microscopia óptica foi realizada em algumas áreas importantes, onde são verificadas microestruturas relevantes para o estudo para comparação entre os processos GTAW-HW e PPTAW.

Abaixo estarão as principais micrografias de acordo com cada processo.

#### 4.3.1. GTAW (MO)

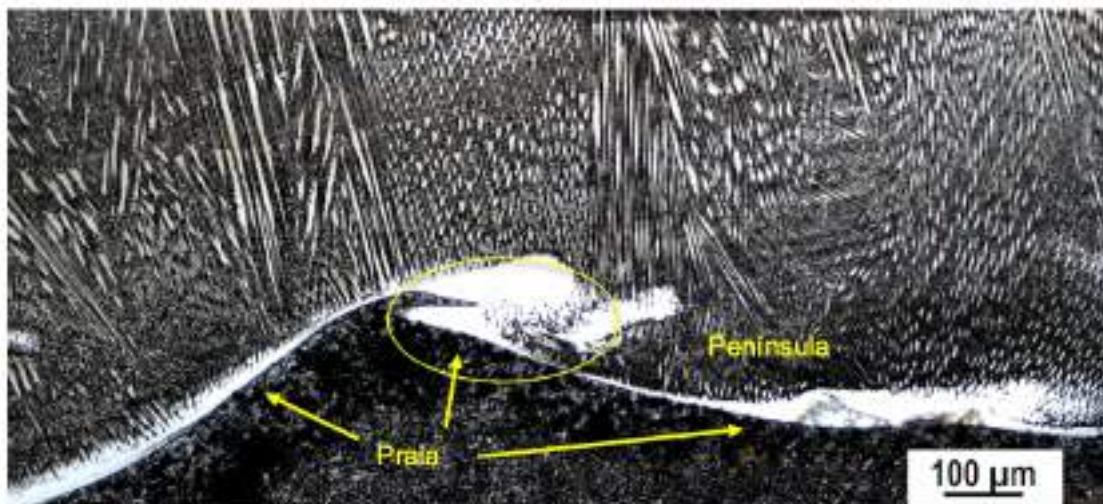


Figura 42: Região entre o substrato e o revestimento da amostra pelo processo GTAW

A região de ZPD, analisada na Figura 42, acima no processo TIG, é definida pela difusão entre o metal de solda líquido e a camada de metal de base líquida localizada próxima à linha de fusão e convecção do metal de solda líquido. A camada de metal de base líquido próximo a linha de fusão solidifica-se em temperatura maior que temperatura Líquido-Sólido (TLS), portanto não se mistura ao metal de solda líquido, formando uma camada deficiente em metal de adição. Esta região possui morfologia peculiar e alguns autores a designaram como “praia” (YANG e KOU, 2008).

A formação dessa zona, é um fenômeno que ocorre a difusão de solutos na interface entre metal de solda líquido e metal de base líquido. Dessa maneira, existirá uma região com gradiente composicional, que pode prolongar-se por toda a ZPD, isto por apresentar microestrutura muito fina ou devido à alta difusão dos solutos ou ambos os cenários. No último caso, a ZPD possuirá gradiente composicional por toda a sua extensão.

Levando em conta que existe a convecção do metal de base líquido não misturado com temperatura maior que temperatura Líquido-Sólido, porém com temperatura menor que temperatura metal base líquido (TLB). Logo, esse metal de base líquido entrará em contato com a região cuja temperatura é menor que TLB e se solidifica em morfologia designada como “península”, como representado na figura acima.

De acordo com Beaugrand (2009) há seis zonas morfologicamente diferente em soldagem dissimilares. Seguem essas zonas ordenadas a partir do substrato até o metal de solda:

- 1) Metal de base apresentando microestrutura ferrítica fina, possuindo ocasionais “infiltrações” de metal de solda com alta diluição;
- 2) Zona  $\Delta$  – Região estreita de descarbonetação imediatamente adjacente à linha de fusão, contendo poucas partículas de alto número atômico;
- 3) Zona M – Imediatamente após a linha de fusão (contida na ZPD, mas podendo se estender levemente para o metal de base não fundido), ripas martensíticas de alto teor de ferro estendendo poucos microns dentro da ZPD;
- 4) Zona  $\Phi$  – Região com ausência de característica imediatamente adjacente à linha de fusão exibindo microestrutura aparentemente monofásica e homogênea em escala microscópica;
- 5) Zona  $\Pi$  – Região contendo partículas de alto número atômico. Estas partículas exibem distribuição interdendrítica, possuindo segregação de Mo e Nb conforme esperado do processo de solidificação;
- 6) Camada de metal de solda com composição química semelhante à da liga de níquel-cromo 625, possuindo menor segregação interdendrítica de Mo e Nb.



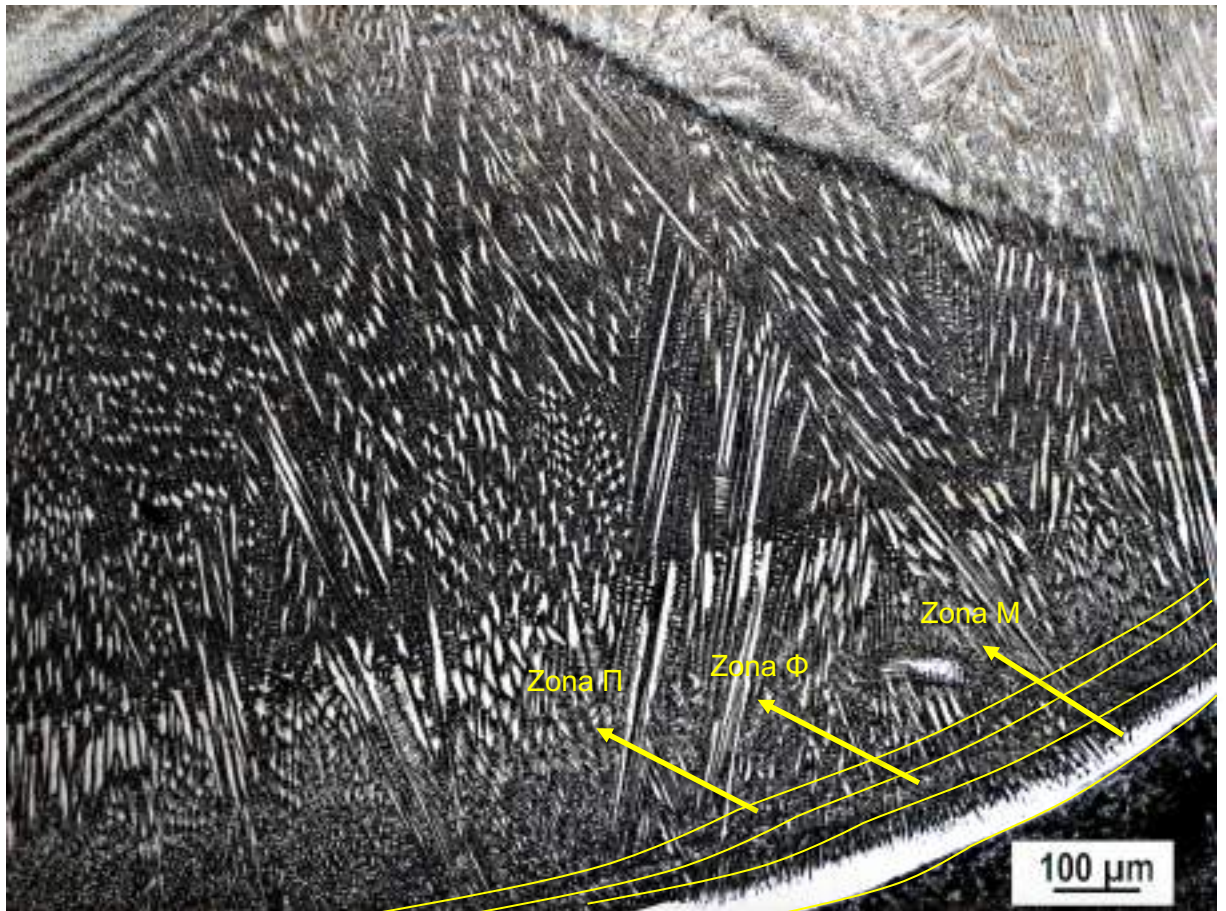
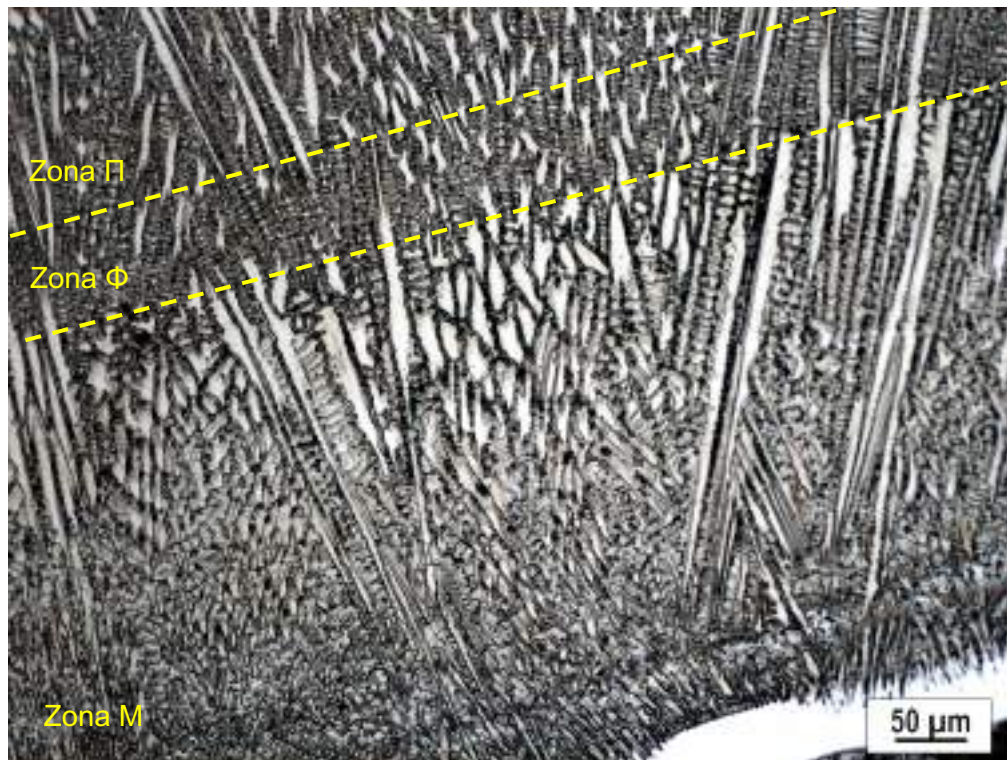


Figura 43: Representação das três zonas identificadas na ZPD da amostra de GTAW.

As Figura 43 e Figura 44 apresentam a microestrutura na ZPD da amostra GTAW. Pode-se observar a presença de três morfologias de zonas reportadas por Beaugrand (2009).

A zona M presente no processo de soldagem TIG, está relacionada a quantidade de Ferro na amostra. Esse elemento aumenta a solubilidade de Carbono, proporcionando maior resistência a altas temperaturas. Porém, Fe também diminui a solubilidade de Mo e Nb na matriz, aumentando o potencial de segregação desses elementos, ou seja, maior quantidade de precipitados na região.

A presença da zona Π, remete bastante essa segregação dos elementos Molibdênio e Nióbio na amostra. Esses precipitados alongados, conforme visto na análise de MEV, causam uma microestrutura mais grosseira.



*Figura 44: Representação das zonas M,  $\phi$  e  $\Pi$  no revestimento feito pelo processo de GTAW*

A microestrutura do revestimento do processo de GTAW não segue uma linha de crescimento, ou seja, não apresenta uma orientação para o crescimento das dendritas presentes na Figura 45 abaixo.





*Figura 45: Orientação do crescimento dos grãos do revestimento pelo processo GTAW*

O crescimento dos grãos não segue um padrão definido, é possível observar a variação de direções presentes na zona de revestimento, formando uma microestrutura sem orientação definida. Além disso, como analisado anteriormente no tópico referente ao MEV, também apresenta uma microestrutura mais grosseira e com precipitados alongados.

#### 4.3.2. PPTAW (MO)

Conforme visto nas análises anteriores de MEV, é possível identificar uma microestrutura mais fina e com orientação definida. Na Figura 46, é possível verificar que a orientação do crescimento de grão formado é em sua maioria perpendicular ao substrato.



*Figura 46: Orientação do crescimento dos grãos do revestimento feito pelo processo PPTAW.*

Após a zona de transição, é analisado o crescimento celular-dendrítico. De acordo com os estudos realizados por Kou (2003), nessa região ocorre o crescimento competitivo de grão na poça de fusão, isto é, grãos com maiores taxas de crescimento bloqueiam os grãos vizinhos, esse fator faz com que a microestrutura fique orientada em uma direção apenas.

Ao final do processo de solidificação, próximos à superfície revestida, os grãos foram alongados e inclinados em relação à linha de fusão, é notório que o crescimento ficou relacionado com a direção da soldagem.

Pequenas macrossegregações do tipo península (Figura 47) foram observadas na ZT do PPTAW. Essas segregações são devidas a fina camada líquida de substrato que se encontra estagnado e que foi um pouco menos fundido (diluição 3,3%). A diferença de temperatura entre o substrato e a liga em pó, em conjunto com a turbulência gerada pelo processo de soldagem a plasma, resultou em uma rasa poça de fusão, onde solidificou rapidamente devido ao alto dissipador de calor pelo líquido adjacente (pó fundido) (YANG e KOU, 2008).



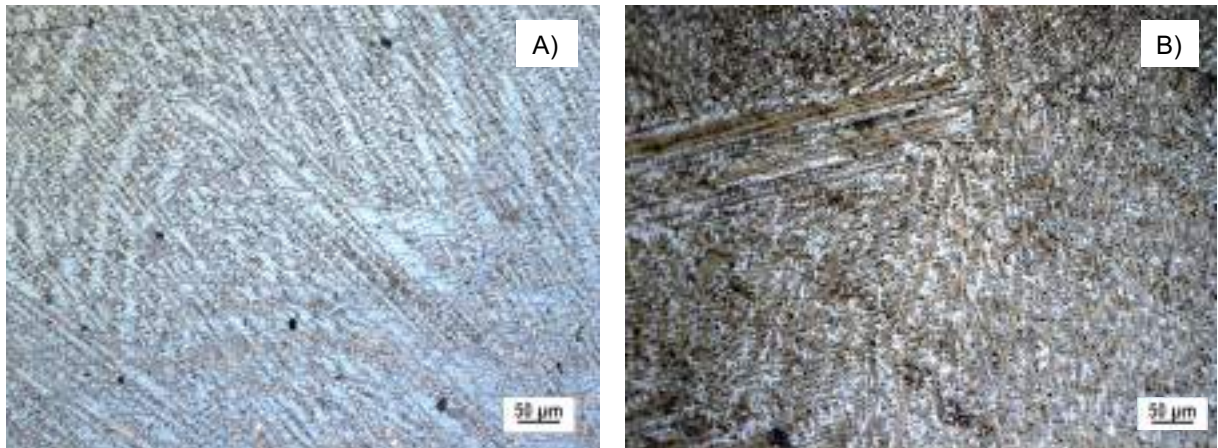
*Figura 47: Formação de macrosegregação na zona de transição no processo de PPTAW.*

A macrosegregação detectada no processo PPTAW foi menor que em GTAW-HW (FARIAS, 2018) e, como já mencionado, seu tamanho estava relacionado à camada fundida do substrato estagnado. Assim, para um processo de soldagem de baixa diluição (como PPTAW), a formação de macro segregação é prejudicada. De acordo com Soysal (2016) as macrosegregações apresentadas podem ter alta dureza, e se tornar pontos de atuação de fragilização por hidrogênio. Assim, para uma melhor utilização como revestimento, a macrosegregação deverá ter o menor tamanho possível, ou seja, o processo PPTAW tende a possuir melhor desempenho que o GTAW-HW.

Além disso, os tamanhos de grãos e relações de aspecto (comprimento/largura), podem ser observados que em sua maioria são finos e aproximadamente equiaxial, em contrapartida os precipitados mais grosseiros se apresentam mais alongados. De acordo com Oudriss (2012), no início na zona de transição, a difusão de hidrogênio foi acelerada pelo mecanismo de difusão por curto-circuito. A presença de uma microestrutura mais fina próxima ao ZT, impediu a difusão de hidrogênio para as regiões com macrosegregação e martensíticas, regiões que suscetíveis a formação de trinca e rompimentos por fragilização por hidrogênio. Dessa maneira, é possível concluir que a microestrutura formada pelo processo de plasma, auxilia na proteção do revestimento contra a fragilização por H.

Como analisado acima, a Figura 48 representa a comparação entre as duas microestruturas, tanto do processo PPTAW quanto do processo GTAW. É possível analisar pela microscopia óptica que para o caso das amostras de PPTAW a microestrutura resultante da região de revestimento é mais fina, assim como o mecanismo competitivo de crescimento de grãos. No processo de GTAW, ocorre a presença de grãos mais grosseiros, precipitados alongados e direções diversas de crescimento de grão.





*Figura 48: Ordenação das microestruturas devido ao crescimento competitivo. A) Microestrutura fina e orientada devido ao processo de PPTAW. B) Microestrutura grosseira e com maior diversidade de direções de crescimento de grão.*

## 5. Conclusão

O estudo do revestimento e da zona de transição (substrato/revestimento) da deposição da superliga de Níquel 625 por meio do processo de soldagem a Plasma Pó (PPTAW) desse trabalho, propôs vantagens técnicas e econômicas para a utilização do mesmo nas indústrias de petróleo e gás. Dessa maneira, realizou-se uma comparação com o processo GTAW comumente conhecido e utilizado nessa área.

Em comparação com o processo GTAW, em relação as durezas apresentadas, foi possível identificar que o processo de soldagem a plasma possui, em sua maioria, a média de dureza menor do que o processo GTAW, indicando ser uma peça mais dúctil e menos duro. Na região do Metal de Adição (Revestimento), de acordo com a norma NACE MR0175 (2003), a amostra analisada pelo processo GTAW estava fora do valor de dureza aceitável para equipamentos expostos a ambientes agressivos. Em contrapartida, todos os valores de dureza encontrados nas regiões analisadas (Metal de adição, ZTA, ZPD e Metal de base) no processo de Plasma Pó estavam dentro do intervalo esperado pela literatura.

O parâmetro da diluição está amplamente relacionado com a dureza apresentada nas amostras. E isso se relaciona também com o fato da formação de macrosegregação na zona de transição, pois a diluição ser menor também auxilia na não formação de macrosegregações (penínsulas e ilhas). Foi identificado na amostra a plasma a presença de uma pequena segregação, que em comparação a amostra de GTAW, ela era menor e pontual. A presença de macrosegregações tipo “ilhas” acarreta em pontos de fragilização do revestimento. Porém, como visto, as durezas dessas áreas pelo processo plasma permaneceram dentro dos limites definidos pela literatura.

A composição química do revestimento de ambos os processos é bastante similar. A presença de ferro em um percentual reduzido na amostra de plasma auxilia a resistência a formação de pites no revestimento, o que realmente foi comprovado pelas imagens das micrografias realizadas.

O revestimento de superliga de Níquel 625 no processo de PPTAW apresentou grãos finos e uma microestrutura orientada, precipitados finos e descontínuos (carbonetos tipo MC e fase de Laves).

A zona de transição do processo de plasma era bastante estreita, e dessa maneira agia como um local de nucleação epitaxial, e não apresentava picos de dureza que pudessem ser relacionados a formações de regiões martensíticas.

O processo de PPTAW é um processo capaz de suprir as demandas de revestimento das áreas de petróleo e gás, garantido em muitos aspectos melhores vantagens que os processos de soldagens mais tradicionais.

## 6. Bibliografia

AGUIAR, W. M., *Revestimento por soldagem Mig/Mag empregando gigas de Níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural*. Tese de D.Sc., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil, 2010.

API 5L, *Specification for Line Pipe: API Specification 5L*. American Petroleum Institute. 43ª Ed. Washington, p.154. 2000

ARAUJO, L.S., *Processamento e caracterização de superliga de Níquel 718 para aplicações nucleares*. Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

ASM., *Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*. 1ª Ed. Ohio, ASM International, 1990.

ASTM B444 -16e1., *Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloys (UNS N06625 and UNS N06852) and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219) Pipe and Tube*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

AVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; ERICKSON, J. S., *Solidification mechanisms in fusion welds*, *Welding journal*, v. 55, n. 8, p. S213-S221, 1976.

BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., GITTOS, M. F., "Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation". In: *Corrosion*, Atlanta, USA. NACE International, 2009.

CARON, J.L.; SOWARDS, J.W., *Weldability of Nickel-Base Alloys*, *Comprehensive Materials Processing*, v.6, n.9, pp. 151–179, 2014.

CIESLAK, M.J., *The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625*. *Welding Journal*, pp.49-56, 1991

CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., KOLLIE, T., ROMIG, A. D., *A Melting and Solidification Study of Alloy 625*. *Metallurgical Transactions A*, v.18, p. 2319-2331, 1988.

CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., KOLLIE, T., ROMIG, A. D., *A Melting and Solidification Study of Alloy 625*. *Metallurgical Transactions A*, v.18, p. 2319-2331, 1988.

CORGAN, K.; HAAKE, J. *Cladding With High Power Direct Diode Lasers vs. Cladding With Traditional Arc Welding Processes*, In: *Heat Treating: Proceedings of the 23rd Heat Treating Society Conference*, David L. Lawrence Convention Center, Pittsburgh, Pennsylvania, USA. ASM International, 2005.

DAVIS, J. R., *Surface engineering for corrosion and wear resistance*. ASM international, 2001.

DÍAZ, V. M. V., *Inovação do Equipamento e Avaliação do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) para Soldagem Fora de Posição*. Tese de D.Sc.em engenharia, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

DOODY, T., *Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metals Welds for Sour Service*, Welding Journal, March 1992;

DuPONT, J. N., *Solidification of an alloy 625 weld overlay*. Metallurgical and Materials Transactions A, v.27, p 3612–3620, 1996.

DuPONT, J.N., ROBINO, C.V., MICHAEL, J.R., NOTIS, M.R., MARDER, A.R., *Solidification of Nb-Bearing Superalloys: Part I. Reaction Sequences*. Metallurgical Transactions A, v.29, p. 2785–2796, 1998.

EASTERLING, K. *Introduction to the physical metallurgy of welding*. Elsevier, 2013.

ENSAIO.ORG, *Dureza Vickers (HV)*, 2017, Disponível em: <[http://ensaio.org/dureza-vickers-hv-1925.html#O\\_penetrador\\_para\\_Vickers](http://ensaio.org/dureza-vickers-hv-1925.html#O_penetrador_para_Vickers)>, Acessado em 13/07/2019.

FARIAS, F. W. C., PAYÃO, J. C., AZEVEDO, L. M. B., *Microstructural and Mechanical Characterization of the Transition Zone of 9%Ni Steel Cladded with Ni-Based Superalloy 625 by GTAW-HW*, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2018.

FARINA, A. B., *Efeito do teor de ferro e do tratamento térmico na microestrutura e propriedades da liga UNS N06625*. Tese de D.Sc., USP, São Paulo, SP, 2014.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. *The interface below stainless steel and nickel- alloy claddings*. Welding Research Supplement, v. 2, p. 461s-472s, 1992.

HANDBOOK, A. S. M. Volume 6. Welding, Brazing and Soldering, ASM International Materials Park, EUA, p. 518-530, 2000.

HANDBOOK, *Welding*. AWS. *Welding Processes*, v. 2, 1991a.

HANDBOOK, *Welding*. AWS. *Welding Processes*, v. 2, 2004.

HANDBOOK, *Welding*. AWS. *Welding Processes*, v. 4, 1991b

HENON, B. K. *Advances in automatic hot wire GTAW (TIG) welding*. Disponível em: <<http://www.arcmachines.com>>. Acessado em 10/03/2019.

HORI, K., WATANABE H., MYOGA T., KUSANO K. *Development of hot wire TIG welding methods using pulsed current to heat filler wire—research on pulse heated hot wire TIG welding processes*. Welding international, v. 18, p. 456-468, 2004.

ISO, 10423. 2003. *Petroleum and natural gas industries - Drilling and production equipment - Well head and Christmas tree equipment*. 3rd International Standard. 2003.

KEJELIN, N. Z.; Bushinelli, A. J. A.; Bohóquez, C. E. N., *Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625 (Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625)*, Labsolda/EMC/UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, 2016; disponível em <[https://www.researchgate.net/publication/239544058\\_Soldagem\\_Dissimilar\\_do\\_Aco\\_X-60\\_com\\_Inconel\\_625\\_Dissimilar\\_Metal\\_Welding\\_of\\_X-0\\_Steel\\_with\\_Inconel\\_625](https://www.researchgate.net/publication/239544058_Soldagem_Dissimilar_do_Aco_X-60_com_Inconel_625_Dissimilar_Metal_Welding_of_X-0_Steel_with_Inconel_625)>, acessado 14/07/2019

KIM, J.-S., LEE, H-W., *Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Texture of Inconel 625 Weld Overlay Studied Using the Electron Backscatter Diffraction Method*”. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.47, p. 6109–6120, 2016.

KOU, S., *Welding metallurgy*, New York, 1987.

KOU, S., *Welding Metallurgy*, 2 ed. New York, John Wiley, 2003

KUMAR, V., LEE, C., VERHAEGHE, G., RAGHUNATHAN S., *CRA weld overlay – Influence of welding process and parameters on dilution and corrosion resistance*. In: Stainless Steel World America 2010 Conference. Houston, Texas, Outubro, 2010.

LACERDA, K. B., AMORIM, A. E. A., *Amorim. Perfil de Velocidade para o escoamento de Fluido em uma Placa Plana*. *Revista Brasileira de Ensino de Física*, v.23, p.196 – 199, 2001.

LANCASTER, J. F., *Welding Metallurgy*, Pergamon Press Ltd., Encyclopedia of Materials Science and Engineering., v. 5, 1986.

LIPPOLD, J. C., *Recent developments in weldability testing for advanced materials*. ASM International-Joining of Advanced and Specialty Materials. VII, 2005.

MARCONI, M.; MARCONI, B., *Powder Plasma Arc Welding On Thick Walled Pipes International Institute Of Welding*, p.16. 2005.

MARQUES, P. V., Modenesi, P. J., e Bracarense, A. Q., *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*, 3ªEd, Belo Horizonte: UFMG. p.362., 2011

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; A. Q. BRACAENSE. *Soldagem – Fundamentos e Tecnologia*. 3ªed. Belo Horizonte. Editora UFMG, 2014.

MESSLER, R. W., *Joining of advanced materials. Butterworths*, 1993.

MIRANDA, E. C., *Revestimentos 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, Ceará, 2014.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V, *Introdução à Metalurgia da Soldagem*, 2012

N-1707; *Projeto de vaso de pressão com revestimento metálico*. PETROBRAS. 2010.



NACE MR0175 (Petroleum and natural gas industries) *Materials for use in H<sub>2</sub>S containing environments in oil and gas production*, 2003; disponível em <http://www.relisleeve.com/technicalinfo/nace-0175.pdf> ; acessado em 14/07/2019

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. *Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1-Nucleation and growth*. Welding Journal, v. 78, p. 329-s, 1999.

NIANG, A., VIGUIER B., LACAZE. J, *Some features of anisothermal solid-state transformations in alloy 718*, v.61, p. 525 – 534, 2010.

OUDRISS, A.; CREUS, J.; BOUHATTATE, J.; CONFORTO, E.; BERZIOU, C.; SAVALL, C.; FEUGAS, X., *Grain size and grain-boundary effects on diffusion and trapping of hydrogen in pure nickel*, Acta Mater, p6814–6828, 2012.

PORTAL METALCA, *As vantagens e os limites atuais da solda a plasma*. Disponível em: <<http://www.metalica.com.br/as-vantagens-e-os-limites-atuais-da-solda-a-plasma>>. Acessado em 31/05/2019.

REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R. *Physical metallurgy principles*, 1973.

REIS, R.; SCOTTI, A. *Fundamentos E Prática Da Soldagem A Plasma*. Artliber Editora, 1a ed. ISBN 978-85-88098- 39-8, 2007.

SABOL, G. P, STICKLER, R., *Microstructure of Nickel-Based Superalloys*, Physica Status Solid, v.36, p. 11–52, 1969.

SAVAGE, W.F., NIPPES, E.F., SZEKERES, E.S. *A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel*. Welding Journal, v. 55, p. 260-68, 1976.

SHANKAR, V., Rao, K. B. S., Mannan, S.L., *Microestruure and Mechanical Properties of Inconel 625 Superalloy*, Journal of Nuclear Materials, v. 288, p.222-232, 2001.

SILVA, C. C. *Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados Pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos*. Tese de Doutorado. Fortaleza, Ceará: UFC, 2010.

SILVA, C. C., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P., DE ABREU, H. F. G., *Chemistry and Crystallographic Evaluation of Ni-based Alloy and Steel Dissimilar Interface*, In: Trends in Welding Research: Proceedings of the 9Th International Conference, p.344–352, Chicago, Illinois, Junho, 2013.

SILVA JUNIOR, D. A., *Revestimento Interno De Tubo De Aço Carbono Com Superliga De Níquel 625 Empregando Processo De Soldagem Pptaw*. Tese de Mestrado, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, UFRJ, 2016.

SILVA, R.H.G., *Inovações Em Equipamentos E Em Parametrização No Processo De Revestimento Por Plasma-Pó (PTA-P)*. Tese de D.Sc., UFSC, Santa Catarina, 2010.

SON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. *Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds. Part 2-On-cooling transformations*". Welding Research, p. 267s-77s, 2000.

SOYSAL, T.; KOU, S; TAT, D; PASANG, T; *Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding, Acta Mater*, p149–160, 2016

VALLE, L. C. M., ARAÚJO, L. S., GABRIEL, S. B., DILLE, J., & De ALMEIDA, L. H., *The Effect of d Phase on the Mechanical Properties of an Inconel 718 Superalloy*. Journal of Materials Engineering and Performance, v.22, p. 1512–1518, 2013.

WANG, J. Q., ATRENS, A., COUSENS, D. R., KINAEV, N. *Microstructure of X52 and X65 pipeline steels*, Journal of materials science. Vol. 34, p. 1721-1728. Australia, 1999.

WANG, Q., J., CHUNG, Y-W., *Encyclopedia of Tribology*, 1 ed. New York. Spring3, 2013.

WANG, X., HUA, L., *Metal powder thermal behavior during plasma transferred arc surfacing process*, Surface and Coatings Technology. v.106, p.156–161, 1998.

XIBAO, W.; WENYUE, Z. *The Theoretical Evaluation of Powders Transportation in Plasma Transferred-arc Space under Coaxial Powder Feeding Condition*, China Welding, v.10, p.104-110. nov. 2001

YANG, Y. K., & KOU, S., 2008, *Macrosegregation in Cu–30Ni welds made with dissimilar filler metals*, Science and Technology of Welding and Joining, v.13, p.318–326.

ZHENG, S.; MIN, K.; DAYOU, P., *Twin Wire Gas Tungsten Arc Cladding*, Welding Journal, v. 78, p. 61-64, 1999.