

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA  
FONSECA – CEFET/RJ  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA – DEMEC  
ENGENHARIA MECÂNICA**

**LETICIA MOREIRA DE ALMEIDA**

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE LIGA DE NÍQUEL 625  
SOBRE SUBSTRATO DE AÇO CARBONO-MANGANÊS PELO  
PROCESSO GMAW COM MISTURA DO TIPO ARGÔNIO-HÉLIO**

**TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO**

**RIO DE JANEIRO**

**2021**

**LETICIA MOREIRA DE ALMEIDA**

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE LIGA DE NÍQUEL 625  
SOBRE SUBSTRATO DE AÇO CARBONO-MANGANÊS PELO  
PROCESSO GMAW COM MISTURA DO TIPO ARGÔNIO-HÉLIO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, do Departamento de Educação Superior, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca.

Prof. Orientador: Matheus Campolina Mendes, DSc.

**RIO DE JANEIRO**

**2021**

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

A447 Almeida, Leticia Moreira de  
Avaliação de revestimentos de liga de níquel 625 sobre substrato de aço carbono-manganês pelo processo GMAW com mistura do tipo argônio-hélio / Leticia Moreira de Almeida – 2021.  
61f : il.color. ; enc.

Projeto Final (Graduação) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2021.

Bibliografia: f. 58-61

Orientador: Matheus Campolina Mendes

1. Engenharia mecânica. 2. Processo GMAW – Avaliação. 3. Solda e soldagem.  
I. Mendes, Matheus Campolina (Orient.). II. Título.

CDD 620.1

## **AGRADECIMENTOS**

Aos meus pais Rosângela e Cláudio, por todo apoio incondicional ao tratarmos da minha vida acadêmica e profissional. Por me ouvir e confiar em mim em todos os momentos, desde a infância. Pela compreensão em relação às dificuldades de uma graduação e o amor e carinho entregue em suas diversas formas.

Aos meus queridos amigos que me acompanham, são meus pilares, cada um da sua forma, desde o dia que os conheci, e minha fonte de inspiração por serem quem são. Em especial, minha base que esteve comigo em todos os momentos: Bia Mano, Letícia Lemos, João Pedro (Cansado), Gustavo Borcard e Isabelle Almeida. Serei eternamente grata pela vida de vocês.

Ao meu companheiro de vida e de profissão Lenon Koury, por estar comigo sempre, me apoiar e admirar a todo momento, em dias bons e dias difíceis. Por ser a pessoa que é e que admiro e amo reciprocamente.

À Equipe Mud Runner por tudo que me ensinou, sendo grande responsável pelo meu desenvolvimento profissional e pessoal, e por todos que conheci no ambiente de Baja, especialmente as Bajeiras, o grupo de mulheres fortes e determinadas que está comigo desde 2017.

Ao CEFET/RJ e Governo Federal anteriores, ao investir na ciência e educação, que me permitiu realizar um intercâmbio essencial para minha vida profissional e ter ambientes laboratoriais tão diferenciados.

À toda equipe de materiais do CEFET/RJ, principalmente ao professor Matheus Campolina, por ter me inspirado, compreendido e apoiado por quase metade da duração do curso de engenharia e por seu exemplo de dedicação e excelência como engenheiro, professor e ser humano.

E, finalmente, à mim mesma. Por nunca ter desistido e por incansavelmente lutar pelo meu espaço, futuro, pelo que acredito e por não ter abaixado a cabeça, com o apoio das pessoas citadas acima.

## RESUMO

A soldagem de revestimento é uma técnica muito utilizada na indústria de óleo e gás através da deposição de um material mais nobre sobre um substrato, geralmente, de aço carbono. Esse processo tem como função principal evitar a corrosão dos equipamentos que são submetidos à ambientes salinos e corrosivos em alto mar. O objetivo deste trabalho é avaliar microestruturalmente e mecanicamente o revestimento de liga de níquel 625 sobre o substrato de aço API 5L X65 através do processo GMAW utilizando a mistura Ar-He como gás de proteção. O cálculo de diluição global, além da análise em microscopia ótica e ensaio de microdureza Vickers foram realizados em 3 amostras, com 1, 2 e 3 camadas de deposição de revestimento. A diluição global encontrada teve valores satisfatórios em comparação com a literatura, sendo, respectivamente, 17,00%, 8,33% e 6,10%. A microscopia da seção transversal das amostras mostrou áreas de zona parcialmente diluída nas regiões de maior penetração, com presença de bainita e ferrita, que foi decomposta ao longo das amostras com 2 e 3 camadas de deposição. Além disso, a microestrutura do metal de solda encontrada foi dentro do esperado, tendo dispendo-se predominantemente em forma austenítica. As análises de microdureza mostraram que houve redução da dureza de acordo com a deposição dos passes, tanto no metal solda, quanto no metal base. Porém, na última camada, a região da camada de níquel teve um aumento de valores, levando a concluir que houve um endurecimento secundário da região devido à terceira camada de solda. Quanto à utilização do gás de proteção de mistura argônio e hélio, foi possível determinar que o hélio concentrou a formação de ZPDs à região de maior penetração e preveniu a formação de um perfil de penetração "finger type".

Palavras-chave: GMAW; soldagem; liga de níquel 625; revestimento metálico.

## ABSTRACT

Cladding is a technique widely used in the oil and gas industry through the deposition of a more noble material on a substrate, usually of carbon steel. This process has the main function of preventing corrosion of equipment that is subjected to saline and corrosive environments on the sea. The objective of this work is to evaluate microstructurally and mechanically the cladding of nickel alloy 625 on the steel substrate API 5L X65 through the GMAW process using the Ar-He mixture as a shielding gas. The calculation of the global dilution, in addition to the analysis in optical microscopy and Vickers microhardness test were performed on 3 samples, with 1, 2 and 3 layers of coating deposition. The global dilution found had satisfactory values in comparison with the literature, being, respectively, 17.00%, 8.33% e 6.10% . Microscopy of the cross section of the samples showed areas of a partially diluted zone in the regions of greatest penetration, with the presence of bainite and ferrite, which evolved and was decomposed along the samples with 2 and 3 layers of deposition. In addition, the weld metal microstructure found was as expected, having predominantly available in austenitic form. The microhardness analyzes showed that there was a reduction in the hardness according to the deposition of the passes, both in the weld metal and in the base metal. However, in the last layer, the nickel layer region had an increase in values, leading to the conclusion that there was a secondary hardening of the region due to the third weld layer. As for the use of the shielding gas of the argon and helium mixture, it was possible to determine that helium concentrated the formation of ZPDs to the region of greatest penetration and prevented the formation of a finger type penetration profile.

Key words: GMAW; welding; nickel alloy 625; cladding.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Morfologias da fase $\gamma'$ em diversas ligas de níquel. (a) bem fina na liga AF-1743 4100X; (b) típica em forma de esfera na liga U-500 5450X; (c) cúbica na liga NASAI 2725X; (d) típica em forma cúbica na IN-100 13625X; (e) forma alongada na liga 713C; (f) heterogênea, de forma fina, média e grossa na liga IN-738 5450X; (g) envelhecida por 180 dias na liga U-700 545X; (h) com discordâncias decorando na liga U-500 4800X [14].	18
Figura 2 – Morfologias da fase sigma. (a) Fase sigma em formato agulhar na liga de níquel 718 como soldada (adaptado) [16]; (b) fase sigma nos contornos de grão da liga RR1000 após tratamento térmico de 5000 horas a 750°C (adaptado) [17].	19
Figura 3 - Ocorrência da fase secundária Laves no metal de solda da liga de níquel (MEV) (adaptado) [1].	20
Figura 4 - Morfologia da corrosão por pitting de liga 625 depois de atacada por $H_2S/CO_2$ a 205°C por 30 dias [21].	21
Figura 5 - Representação do gradiente de formato dos grãos ao longo da junta soldada [22].	24
Figura 6 - Representação dos contornos de grão em uma solda similar e dissimilar, com metal de adição austenítico e metal base ferrítico [25].	25
Figura 7 - Parâmetros para cálculo de diluição global [6].	23
Figura 8 - Micrografia mostrando estruturas do tipo “praias” [35].	28
Figura 9 - Micrografia mostrando estruturas do tipo “baías” [35].	28
Figura 10 - Micrografia mostrando estruturas do tipo “ilhas” [35].	29
Figura 11 - Diagrama de Schaeffler com curvas para uma liga a base de níquel depositada sobre aço carbono e aço inoxidável austenítico. As porcentagens ao longo da curva representam o nível de diluição – Adaptado de Dupont [31].	31
Figura 12 - Perfil do cordão de solda e penetração com diferentes tipos de gás de proteção [43].	33
Figura 13 - Processo de Soldagem GMAW [9].	34
Figura 14 – Tubo utilizado nos experimentos (API 5L X65).	35
Figura 15 - Croqui da imagem segmentada através do software ImageJ.	37
Figura 16 – Micrografias das regiões de maior e menor penetração, respectivamente, na amostra com deposição de uma camada, com os detalhes das endentações na ZTA do metal base. (a) Microestrutura predominantemente martensítica com ferrita primária; (b) microestrutura composta de ferrita e perlita. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2%.	42
Figura 17 – Micrografias das regiões de maior e menor penetração, respectivamente, na amostra com deposição de duas camadas, com os detalhes das endentações na ZTA do metal base, notando-se valores de dureza menores. (a) Microestrutura de martensita revenida; (b) microestrutura de ferrita e perlita. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2%.	43
Figura 18 - Micrografias das regiões de maior e menor penetração, respectivamente, na amostra com deposição de três camadas, com os detalhes das endentações na ZTA do	

metal base. (a) Microestrutura de martensita revenida ainda mais extensa; (b) microestrutura de ferrita e perlita. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2% .	44
Figura 19 - Micrografias da região de maior penetração da amostra com uma camada. Observa-se no metal base uma microestrutura predominantemente martensítica, no revestimento microestrutura típica de depósitos em liga de níquel 625, com grãos colunares em estrutura bruta de solidificação. No detalhe b) possível presença de ZPD do tipo ilha. Aumento nominal: (a) 100X, (b) 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2% .	46
Figura 20 - Micrografias da região de maior penetração da amostra com uma camada de revestimento. Detalhe para as endentações na região da ZPD. Observa-se pelo aumento da dureza que se pode considerar a presença de um ZPD do tipo praia nesta amostra na região de maior penetração. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2% .	47
Figura 21 - Micrografias da região de maior penetração da amostra com duas camadas de revestimento. Observa-se no metal base uma microestrutura ainda martensítica, porém revenida, enquanto a estrutura do revestimento segue típica em grãos colunares. No detalhe b) possível presença de ZPD do tipo baía. Aumento nominal: (a) 100X, (b) 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2% .	48
Figura 22 – Micrografia da região de maior penetração da amostra com duas camadas de revestimento. Detalhe para as endentações na região da ZPD, o aumento da dureza na região mostra a presença de uma ZPD do tipo baía na amostra. Aumento nominal: 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2% .	49
Figura 23 – Micrografias da região de maior penetração da amostra com três camadas. Observa-se no metal base a estrutura martensítica revenida mais extensa, enquanto a estrutura do revestimento segue em grãos colunares. Aumento nominal: (a) 100X, (b) 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2% .	50
Figura 24 - Micrografia da região de maior penetração da amostra com três camadas. Detalhe para as endentações na região da ZPD. Os valores de dureza indicam a presença de ZPD do tipo ilha na região. Aumento nominal: 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2% .	51
Figura 25 – Gráfico de microdureza em relação à distância da linha de fusão obtido para amostra soldada com 1 camada de revestimento.	53
Figura 26 - Gráfico de microdureza em relação à distância da linha de fusão obtido para amostra soldada com 2 camadas de revestimento. .	54
Figura 27 - Gráfico de microdureza em relação à distância da linha de fusão obtido para amostra soldada com 3 camadas de revestimento. .	54



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Efeitos de elementos de ligas nas ligas de níquel - Adaptado de Metals Handbook, Vol. 2 [13]. .....	15
Tabela 2 - Composição química do metal base. Os elementos de liga estão em suas quantidades máximas permitidas. ....	35
Tabela 3 - Composição química do metal de adição de acordo com o fabricante. ....	36
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados no processo GMAW. ....	36
Tabela 5 - Resultados da análise de microdureza Vickers (HV 0,5).....	53

## LISTA DE ABREVIACOES E SÍMBOLOS

ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrada
ESW	Eletroslag welding
FCAW	Fluxed core arc welding
GMAW	Gas metal arc welding
GMAW-RE	Gas metal arc welding - Rotating electrode
GTAW	Gas tungsten arc welding
LBW	Laser beam welding
MAG	Metal active gas
MET	Microscópio eletrônico de transmissão
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	Metal inert gas
PAW	Plasma arc welding
SAW	Submerged arc welding
TCC	Tetragonal de corpo centrado
Th	Temperatura homóloga
TIG	Tungsten inert gas
ZPD	Zona parcialmente diluída
ZTA	Zona termicamente afetada
$\gamma'$	Fase gama linha
$\gamma''$	Fase gama duas linhas
$\delta$	Fase sigma
$\epsilon$	Fase chi
$\sigma$	Fase delta
$\eta$	Fase eta

## SUMÁRIO

1	Introdução.....	11
2	Revisão Bibliográfica .....	13
2.1	Ligas de níquel .....	13
2.1.1	Liga de níquel 625 .....	14
2.1.1.1	Evolução microestrutural da liga 625.....	15
2.1.2	Resistência ao Calor.....	20
2.1.3	Resistência à Corrosão .....	20
2.2	Soldagem de revestimento com materiais dissimilares .....	22
2.2.1	Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	23
2.2.2	Zona Parcialmente Diluída (ZPD) .....	26
2.2.2.1	Características da ZPD.....	27
2.2.2.2	Diagrama de Schaeffler.....	31
2.3	O Processo de soldagem GMAW .....	32
3	Materiais e métodos .....	35
3.1	Materiais .....	35
3.1.1	Metal Base .....	35
3.1.2	Consumíveis.....	35
3.2	Métodos .....	36
3.2.1	Procedimento de Soldagem .....	36
3.2.2	Cálculo de Diluição .....	36
3.2.3	Análise Metalográfica .....	37
3.2.4	Ensaio de Microdureza .....	38
4	Resultados e Discussão.....	39
4.1	Cálculo de diluição.....	39
4.2	Caracterização Microestrutural.....	40
4.2.1	Metal Base .....	40
4.2.2	Metal de Solda.....	45

4.3	Ensaio Mecânico - Microdureza .....	52
5	Conclusão .....	56
6	Sugestões para trabalhos futuros .....	57
	Referências.....	58

## 1 INTRODUÇÃO

A indústria de óleo e gás no Brasil trabalha com a exploração de petróleo em águas profundas, um ambiente salino e de alta pressão, sendo considerada uma operação de alta severidade e que demanda muito dos equipamentos. Sabendo-se que as operadoras de campos de produção precisam de equipamentos de vida útil longa e confiáveis, devido aos riscos envolvidos, as normas exigem a utilização de materiais de alta qualidade.

As ligas de níquel possuem alta resistência mecânica, boa ductibilidade e resistência à corrosão, sendo superiores às ligas de aço inoxidável, que possuem coeficiente de dilatação térmica bem diferente do aço carbono, e aos aços supermartensíticos e duplex, que estão sujeitos à corrosão por *pitting* em caso de ausência de proteção catódica e fissuração por hidrogênio, com proteção catódica mal ajustada [1].

Uma das ligas de níquel mais utilizadas na indústria de óleo e gás é a chamada 625, que trata-se de uma liga que possui características de alta resistência mecânica e à corrosão, mesmo quando exposta à altas temperaturas por longo período de tempo e em diversos ambientes agressivos, além de apresentar boa soldabilidade [2,3]. Essa liga é da família Ni-Cr-Mo e o Cr é o elemento responsável pelo aumento da resistência a corrosão, principalmente em atmosfera oxidante, e junto com o Mo e Nb, promovem aumento da resistência mecânica através de solução sólida [1].

Todavia, devido às suas propriedades e ao alto custo do níquel, as ligas deste metal, incluindo a liga 625, bem como suas similares são muito dispendiosas, tornando muito oneroso produzir, por exemplo, uma tubulação, peça ou equipamentos grandes inteiros a partir da mesma. Dessa forma, uma solução muito utilizada pelo mercado é a solda de revestimento com materiais dissimilares [3,4].

Apesar da solda de revestimento ser uma solução, o processo de depositar a liga de níquel em um substrato de aço carbono configura a fusão e solidificação de dois materiais com distintas composições químicas, microestruturas, propriedades físicas e mecânicas. Isto é algo que pode acarretar zonas frágeis e de dureza elevada na região da linha de fusão, tornando-a suscetível a corrosão por *pitting*, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão e ruptura por fadiga [1].

Outros fatores também podem afetar a resistência à corrosão, como a segregação de elementos durante a solidificação, como o Cr e Mo, além do teor de Fe próximo à superfície do metal de solda, que ao estar presente acima do recomendado (5%), diminui

a disponibilidade de elementos como Cr e Mo. Já em relação à resistência mecânica, a exposição a altas temperaturas pode levar a formação de carbetos e fases intermetálicas indesejadas [1].

A solda de revestimento é feita através da deposição de um material, geralmente mais nobre, sobre a superfície de outro. Nesse caso, a função dele é formar um revestimento com características superiores à do substrato [3,4]. Ela pode ser realizada utilizando-se os processos do tipo MIG/MAG (GMAW), TIG (GTAW), arco submerso (SAW), arame tubular (FCAW), plasma (PAW), laser (LBW), eletroescória (ESW) entre outros [5].

Dentre os processos de soldagem, os mais produtivos para deposição de revestimento são as técnicas por arco submerso (SAW) e eletroescória (ESW) com eletrodo de fita. O primeiro é o mais utilizado, mas o segundo tem ainda maior produtividade e gera taxas de diluição menores. Ele também apresenta velocidade de soldagem mais alta, baixa penetração, qualidade e volume de deposição mais altos, permitindo que o revestimento seja feito em uma única camada [1].

Todavia, o processo chamado de GMAW ainda é amplamente utilizado na indústria. Ele também é conhecido pela sua produtividade, sua versatilidade para soldagem de diversos tipos de aços e outras ligas, além da possibilidade de soldar chapas com diversas espessuras, e esse processo também exige menos em relação à habilidade do operador [6]. Portanto, devido à essas características, o GMAW é utilizado em toda a indústria mecânica, inclusive para deposição de revestimento e soldas de reparo na indústria de óleo e gás.

As normas utilizadas em empresas de petróleo exigem uma espessura mínima de revestimento, comumente atingida através da deposição de 3 camadas de material [8], por isso, este trabalho analisa microestruturalmente e mecanicamente amostras de um tubo de aço carbono-manganês com revestimento de 1, 2 e 3 camadas de liga 625 soldados através do processo GMAW, visando a discussão sobre os efeitos de deposição de cada camada e sua conseqüente necessidade. Além disso, sabe-se que a indústria utiliza com frequência gás de proteção composto de argônio puro [7], então este trabalho também irá verificar influência do uso de um gás de proteção diferente, sendo composto pela mistura argônio-hélio, em busca de resultados mais satisfatórios na soldagem de revestimento.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 LIGAS DE NÍQUEL

As ligas de níquel são amplamente utilizadas na indústria mecânica por suas ótimas propriedades em diversos meios. Ela possui uma estrutura cristalina FCC de matriz austenítica, com boas propriedades de resistência mecânica e ductilidade [9]. Por possuir tal microestrutura, ao ser trabalhada mecanicamente e recozida em seguida, a formação de maclas de recozimento é comum, pois os núcleos para formação de maclas são introduzidos durante a deformação [10].

A fase gama ( $\gamma$ ) é contínua e não há transformação de fase em estado sólido, o que permite uma estabilidade na variação de volume do material ao ser utilizado em altas temperaturas. Além disso, as taxas de difusão encontradas durante o emprego de altas temperaturas é baixa, gerando alta estabilidade microestrutural em processos termicamente ativados [9]. Porém, a característica que mais chama a atenção desse material, principalmente, na indústria de óleo e gás, é sua alta resistência à corrosão em meios agressivos, com manutenção de sua resistência mecânica.

A história da liga de níquel inicia-se em torno de 1928, com o desenvolvimento da liga de níquel-cobre obtida por conformação mecânica, chamada de monel. Endurecida por precipitação, a adição de titânio e alumínio forma precipitados coerentes com a matriz, sendo o principal chamado de gama linha ( $\gamma'$ ). A partir de 1939 houve o aparecimento das ligas níquel-cromo-ferro, além de otimizações no material através dos tratamentos de solubilização e envelhecimento, visando a maximização da resistência mecânica do material quando exposto à altas temperaturas [9].

No início dos anos 40, na Grã-Bretanha, a liga chamada Nimonic 80 foi desenvolvida, sendo a mesma endurecível por precipitação. Ela foi uma modificação da liga 75, contendo cerca de 80% de níquel, cromo e outros elementos de liga, como titânio e alumínio. E já no final da década, as ligas Waspaloy e M-252 foram desenvolvidas, sendo caracterizadas com um duplo efeito de endurecimento: por solução sólida e formação de precipitados.

No final dos anos 50, a temperatura de operação dos equipamentos, como turbinas, originou a necessidade de materiais ainda mais resistentes à alta temperatura, dando origem às ligas de níquel obtidas através da fundição. Essas ligas obtidas por esse processo possuíam maior resistência mecânica e temperatura de trabalho, através da

adição mais controlada de elementos de liga como titânio, alumínio e tântalo. A evolução do processo de fundição, através da solidificação direcional e monocristal, permitiu o desenvolvimento de ligas como: 713C, Inconel 100, B-1900, Inconel 738, entre outras [11].

Paralelamente, a evolução das ligas endurecidas por solução sólida seguiu transcorrendo e, na década de 70, na busca da indústria por materiais para aplicações em alta temperatura, a liga 625 foi desenvolvida. Além das propriedades de alta resistência em altas temperaturas, notou-se que tanto ela, quanto as outras ligas de níquel, também possuem excelente resistência à corrosão, o que tornou sua aplicação possível em diversas áreas, como indústria de petróleo, aeroespacial, tratamento de resíduos, entre outras [9].

O alto poder de resistência à corrosão em diversos ambientes oferecido pela liga 625, torna seu uso muito comum na indústria de óleo e gás. Ela é muito resistente, principalmente, em meios de natureza alcalina, e é empregada, frequentemente, em forma de revestimento em metais menos nobres, como forma de prevenção à corrosão [12]. Contudo, pelo níquel ser um elemento muito nobre e, conseqüentemente, caro e devido à complexidade da fabricação e processamento de suas ligas, o custo de aplicação desse material é bastante dispendioso.

### 2.1.1 Liga de níquel 625

A classificação das ligas de níquel é feita pela *American Welding Society* (AWS) através da divisão das mesmas em 4 grupos principais: endurecidas por solução sólida, endurecidas por precipitação de intermetálicos, endurecidas por dispersão de óxidos e ligas fundidas [13].

As ligas endurecidas por solução sólida possuem elementos de liga em sua constituição que permitem uma composição homogênea; Já nas endurecidas por precipitação, há a formação de fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  na matriz CFC; As endurecidas por dispersão de óxidos possuem um tipo de óxido refratário na composição e são fabricadas através de metalurgia do pó, enquanto as ligas fundidas, o próprio nome indica a forma de processamento, tendo essas ligas a adição de silício para aumento da fluidez [8].

A liga 625 encontra-se no grupo de endurecidas por solução sólida, contendo cromo (em torno de 20%), molibdênio (aproximadamente de 9%) e nióbio (cerca de 4%) em sua constituição. O cromo e molibdênio auxiliam na resistência à corrosão, enquanto o nióbio, assim como o molibdênio, contribuem para a resistência à fluência. Essa



composição torna a 625 uma liga com elevada resistência mecânica, resistência à fadiga, boa soldabilidade, resistência à corrosão em diversos meios e boa ductilidade [8].

#### 2.1.1.1 Evolução microestrutural da liga 625

Cobalto, ferro, cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio, titânio e alumínio são todos endurecedores através de solução sólida em ligas de níquel. Na matriz austenítica ( $\gamma$ ), eles possuem dimensões que se diferenciam do diâmetro atômico do níquel de 1 a 13% e o endurecimento observado na adição desses elementos é relacionado à expansão da rede cristalina, devido ao maior diâmetro atômico mencionado [14]. A Tabela 1 mostra o efeito de elementos químicos nas ligas de níquel de acordo com as propriedades mecânicas, químicas e formação de fases.

Tabela 1 - Efeitos de elementos de ligas nas ligas de níquel - Adaptado de Metals Handbook, Vol. 2 [14].

Efeito	Elementos responsáveis
Aumenta a resistência através de formação de solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Estabilizadores de matriz CFC	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formadores de Carboneto do Tipo MC	W, Ta, Ti, Mo, Nb
Formadores de Carboneto do Tipo $M_7C_3$	W, Ta, Ti, Mo, Nb
Formadores de Carboneto do Tipo $M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
Formadores de Carboneto do Tipo $M_6C$	Mo, W
Carbonitreto do tipo M(CN)	C, N
Formadores de $\gamma'$ $Ni_3(Al,Ti)$	Al, Ti
Formação retardada de $\eta(Ni_3Ti)$	Al, Ti
Aumenta a temperatura da linha solvus de $\gamma'$	Co
Precipitados endurecedores e/ou compostos intermetálicos	Al, Ti, Nb
Forma $\gamma''(Ni_3Nb)$	Nb
Resistência à oxidação	Al, Cr
Melhora resistência à corrosão à quente	La, Th
Resistência à sulfidação	Cr
Aumenta ductilidade da ruptura	B, Zr
Gera segregação no contorno de grão	B, C, Zr
Melhora trabalhabilidade	B, C, Zr

Ademais, dependendo da composição química, processamento e tratamentos térmicos aos quais a liga é submetida, pode haver a presença de diversas fases secundárias. Dentre as fases precipitadas na matriz da liga, são encontradas, principalmente, os carbeto e a  $\gamma'$ . Enquanto a fase  $\gamma'$  é benéfica, sendo a maior responsável pelo endurecimento da liga 625, quando trata-se de carbeto, eles podem ser benéficos ou deletérios, sendo um completo entendimento da classe dos mesmos e suas

morfologias totalmente necessário. Os mais encontrados são os do tipo MC,  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$ , sendo M o elemento metálico formador do carbeto [8,14]. Além dos carbetos, o processamento e/ou a exposição da liga à altas temperaturas podem levar à formação de outros compostos intermetálicos, que são estabilizados pela presença de molibdênio. Essas fases, sendo normalmente indesejáveis, como a sigma ( $\sigma$ ) e Laves, prejudicam a soldabilidade e propriedades mecânicas da liga, pois tendem a aumentar a faixa de temperatura de solidificação, o que pode tornar o material mais suscetível a trincas de solidificação [8].

As fases secundárias mais descritas na bibliografia são: gama linha ( $\gamma'$ ), gama duas linhas ( $\gamma''$ ), eta ( $\eta$ ), sigma ( $\sigma$ ), Laves, chi ( $\epsilon$ ), além dos carbetos. Uma breve discussão das fases mais comumente encontradas nas ligas de níquel que passaram por processo de soldagem segue abaixo:

- Carbeto

Os carbetos podem se formar no interior ou ao longo do contorno de grão. Altas concentrações de carbeto precipitados na matriz austenítica afetam a resistência à alta temperatura, ductilidade e propriedades de fluência, por serem regiões mais duras e frágeis [14]. Porém, a presença de carbetos em quantidade ótima é desejável, pois sua distribuição no contorno de grão estabiliza a deformação da estrutura durante o trabalho em temperaturas elevadas, melhorando as propriedades de fluência [15]. Em contrapartida, o excesso de carbetos forneceria um caminho preferencial para propagação de trincas [8].

O carbeto tipo MC é usualmente um carbeto grande em forma de bloco, com uma distribuição aleatória e, geralmente, indesejado [14]. Podendo ser disposto de forma intragranular, intergranular ou interdendrítica, eles surgem durante o resfriamento e tornam-se a maior fonte de carbono para a formação de outras fases durante tratamentos térmicos ou serviços em alta temperatura [8].

O carbeto  $M_6C$  também possui a mesma forma do tipo MC e, por ser mais estável que os outros carbetos, pode ser usado para controlar o tamanho do grão durante o processamento de ligas trabalhadas. Ele se forma quando há maior quantidade de elementos refratários, como molibdênio e tungstênio substituindo o cromo em outros carbetos entre 815 e 980°C [16].

Os de tipo  $M_{23}C_6$  têm uma forte tendência a precipitarem no contorno de grão. Eles influenciam fortemente na determinação das propriedades mecânicas de uma liga à base de níquel, já que, partículas discretas e bem distribuídas costumam melhorar as propriedades de resistência à ruptura, porém exposição por longos períodos a temperaturas de 760 a 980 °C irá causar precipitação de carbeto intragranularmente e ao longo das maclas [8,14].

Os carbeto  $M_7C_3$  (predominantemente  $Cr_7C_3$ ) são formados pela adição de cromo na composição química da liga, são distribuídos intergranularmente e são benéficos, caso precipitados como partículas pequenas e bem distribuídas, mas também podem causar fragilização quando precipitados em forma de filme ao longo do contorno do grão [16]. Porém, esse tipo de carbeto não é tão comumente encontrado como os comentados anteriormente [8].

- Fase gama linha ( $\gamma'$ )

A precipitação da fase  $\gamma'$  ( $Ni_3Al$ ) em uma matriz de níquel gera um aumento significativo na resistência do material, tratando-se da principal fase endurecedora das ligas de níquel com baixo teor ou ausência de nióbio. Esse composto intermetálico tem arranjo atômico CFC, similar ao da matriz, e um parâmetro de rede com uma diferença de 1% ou menos [8,14] em relação ao da matriz. Essa compatibilidade permite baixa energia interna e estabilidade à longo prazo [14].

A precipitação da fase  $\gamma'$  na matriz leva à um aumento da resistência mecânica e dureza de acordo com o aumento de temperatura até a faixa de superenvelhecimento, cerca de 800°C. Além disso, a proporção em volume da fase  $\gamma'$  é muito importante, pois o aumento da resistência mecânica é diretamente proporcional a quantidade de fase presente.

O desarranjo entre as fases  $\gamma$  e  $\gamma'$  determinam a morfologia encontrada na  $\gamma'$ . Um desarranjo de 0,05%, por exemplo, gera um formato de  $\gamma'$  esférica, mas ao aumentar essa proporção, a forma será de cubos, enquanto um desarranjo acima de 1,25% forma uma morfologia de placas. A Figura 1 mostra possíveis morfologias da fase  $\gamma'$  [17].

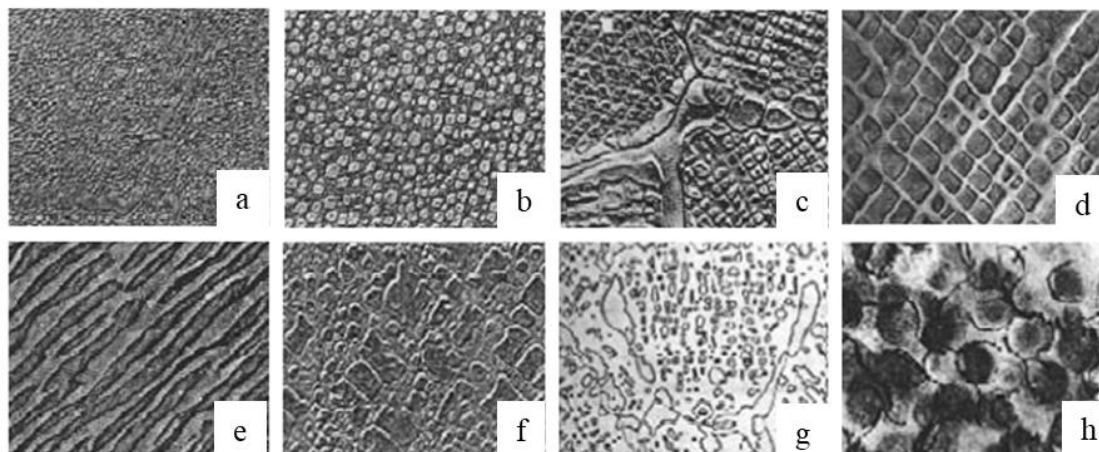


Figura 1 - Morfologias da fase  $\gamma'$  em diversas ligas de níquel. (a) bem fina na liga AF-1743 4100X; (b) típica em forma de esfera na liga U-500 5450X; (c) cúbica na liga NASA II 2725X; (d) típica em forma cúbica na IN-100 13625X; (e) forma alongada na liga 713C; (f) heterogênea, de forma fina, média e grossa na liga IN-738 5450X; (g) envelhecida por 180 dias na liga U-700 545X; (h) com discordâncias decorando na liga U-500 4800X [16].

Além do  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , o níquel pode formar outros compostos de acordo com a proporção de outros elementos químicos, que não sejam alumínio, mas que também sejam formadores de precipitados, como o titânio, tântalo e nióbio, quando encontrados em frações volumétricas maiores, a depender da liga [17].

- Fase gama duas linhas ( $\gamma''$ )

Em ligas de níquel como IN718 e IN706, que contêm quantidade suficiente de nióbio, a fase endurecedora principal não é a  $\gamma'$ , mas sim, a  $\gamma''$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ), que é metaestável e com arranjo atômico tetragonal de corpo centrado (TCC). Ela tem a forma semelhante a um disco e é bem definida em relação à matriz. Porém, sua identificação só é possível através de microscópio eletrônico de transmissão (MET) [18].

Em ligas de níquel-ferro endurecidas por essa fase, o ferro age como catalisador para formação da fase  $\gamma''$ , mas a partir da temperatura de  $700^\circ\text{C}$  há a formação de uma fase ortorrômbica chamada fase  $\sigma$ . Essa última fase não é coerente com a matriz  $\gamma$ , portanto, não confere resistência mecânica mesmo quando presente em quantidades significativas [18].

- Fase sigma ( $\sigma$ )

A fase sigma, mostrada na Figura 2, é uma fase intermetálica e dura. Podem ser altamente prejudiciais às ligas de níquel, se possuírem a forma de placas ou se localizada em contorno de grão. O limite de escoamento do material não é influenciado, mas há

fragilização em baixas temperaturas, e em altas temperaturas ela promove a perda de elementos de liga, diminuindo a resistência do material [8].

Ela tem uma grande variedade de composição química e de natureza da composição, o que torna sua identificação difícil, sendo a técnica mais adequada a de difração de raios-x. A fórmula química para a fase sigma é  $(Fe, Mo)_x(Ni, Co)_y$ , onde x e y variam de 1 a 7 [16].

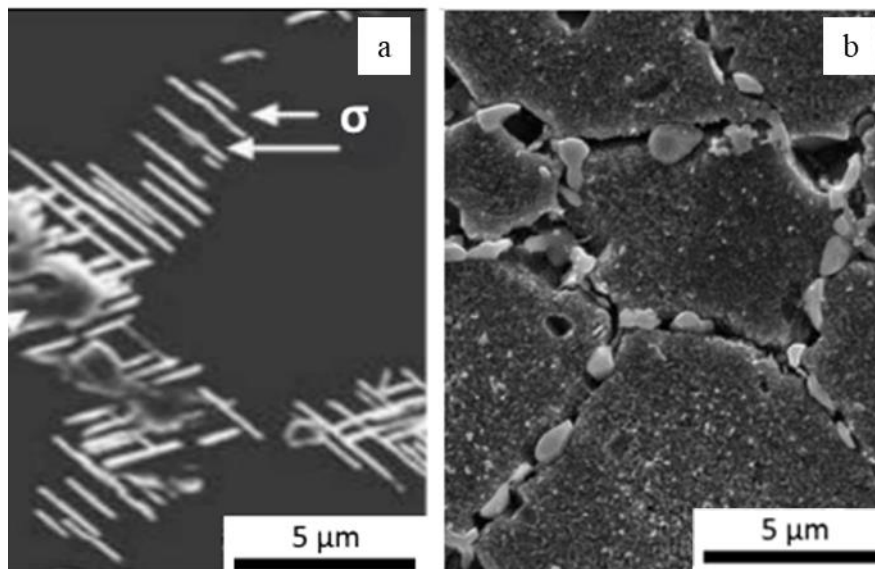


Figura 2 – Morfologias da fase sigma. (a) Fase sigma em formato agulhar na liga de níquel 718 como soldada (adaptado) [19]; (b) fase sigma nos contornos de grão da liga RR1000 após tratamento térmico de 5000 horas a 750°C (adaptado) [18].

- Fase Laves

A fase Laves é do tipo hexagonal e sua formação pode ser evitada através da homogeneização [20] e é mais comum em ligas ferro-níquel como partículas intergranulares, mas também podem aparecer intragranularmente. Se presente em grande volume, a ductilidade pode ser prejudicada, mas sob fluência, não afeta as propriedades mecânicas da liga de forma relevante [8]. Uma micrografia destacando a presença da fase Laves é mostrada na Figura 3 abaixo.

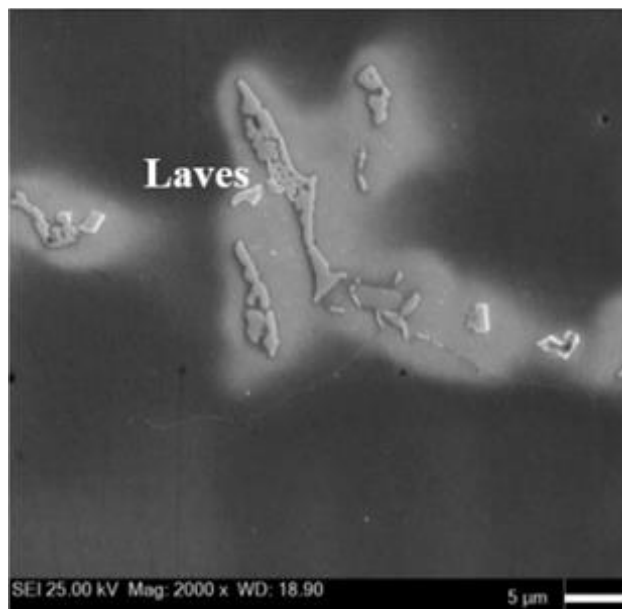


Figura 3 - Ocorrência da fase secundária Laves no metal de solda da liga de níquel (MEV) (adaptado) [1].

### 2.1.2 Resistência ao Calor

Como mencionado anteriormente, ligas à base de níquel são usadas em muitas aplicações onde elas são submetidas a ambientes agressivos com altas temperaturas. Já as ligas níquel-cromo ou ligas que contêm mais de 15% de cromo são usadas para prover resistência tanto à oxidação quanto à carbonetação a temperaturas acima de 760°C [14].

Aumentar a quantidade de níquel gera uma boa resistência a ambientes carbonetantes. Alto nível de níquel em uma liga níquel-cromo também aumenta a resistência à nitretação. Além disso, a presença do níquel melhora a resistência à fadiga em altas temperaturas e mantém a microestrutura austenítica, conservando a ductilidade do material [14].

### 2.1.3 Resistência à Corrosão

Ligas à base de níquel oferecem excelente resistência à corrosão em uma ampla variedade de meios corrosivos, sendo especialmente resistente à corrosão por pitting e alveolar. Porém, muitos fatores influenciam esse processo, sendo o próprio meio o fator mais importante na corrosão de um metal específico. Acidez, temperatura, concentração, movimento relativo à superfície do metal, poder de oxidação e aeração, e presença ou ausência de inibidores ou aceleradores devem ser considerados, pois, além disso, muitos desses fatores, geralmente, interagem entre si de uma forma bastante complexa [14].

Apesar do pitting ocorrer por diversos motivos, alguns compostos químicos (principalmente cloretos e, também, os sais) são conhecidos como formadores de pitting, como mostrado na Figura 4. Os metais passivos são particularmente suscetíveis à corrosão por pitting em ambiente com a presença de cloretos oxidantes, como os de ferro, cobre e mercúrio [14].

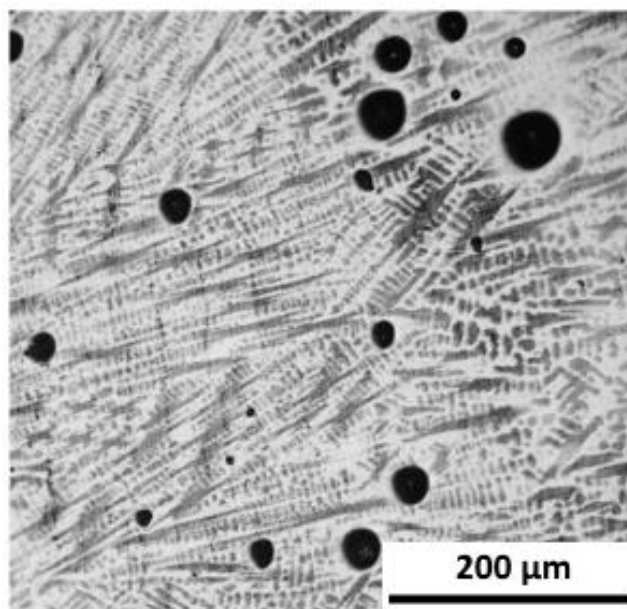


Figura 4 - Morfologia da corrosão por pitting de liga 625 depois de atacada por  $H_2S/CO_2$  a  $205^\circ C$  por 30 dias [21].

Os íons cloretos acumulam em áreas anódicas, penetram na camada passiva ou dissolvem a mesma, e, como o produto da corrosão por cloretos é ácido clorídrico, a acidez dessas áreas aumenta com a migração de mais cloretos, aumentando também a corrosão com o tempo. Reações auto-aceleradoras desse tipo são chamadas de autocatalíticas. Uma das formas de preveni-las é a adição de molibdênio, pois o mesmo, em ligas de níquel, oferece maior grau de nobreza e resistência ao ataque de cloretos desse tipo [14].

A corrosão por pitting pode ocorrer na liga 625 devido à precipitação de fase sigma nos contornos de grão e quando a liga é utilizada em temperaturas entre  $600$  e  $800^\circ C$ , pois carbeto de cromo ( $M_{23}C_6$ ) também é formado no contorno de grão e, apesar desse composto ser favorável para o controle do tamanho do grão, como falado anteriormente (seção 2.1.1.1), a sua precipitação nesse local gera sensitização, e torna-se o ponto inicial de corrosão do material [22].

Um outro fenômeno de corrosão, conhecido como corrosão sob tensão, também pode ocorrer nas ligas de níquel. O surgimento de trincas dessa natureza sucede em condições especiais de soluções de ácido fluorídrico, fluossilícico e sais de mercúrio, água e vapor contaminados com oxigênio, chumbo, fluoretos e cloretos. Já no caso de ligas sensibilizadas, a corrosão sob tensão ocorre em compostos sulfurosos, como sulfato de sódio, tiosulfato de sódio e ácidos politiônicos [14].

## 2.2 SOLDAGEM DE REVESTIMENTO COM MATERIAIS DISSIMILARES

A soldagem de revestimento é muito comum e importante industrialmente. Ela permite que apenas a parte revestida, ou seja, a que possui características mais nobres, sofra as ações mais agressivas do meio em que se encontra, onde são necessárias propriedades de resistência à calor ou corrosão, por exemplo [23]. Ela permite que peças não necessitem ser completamente compostas de materiais nobres, diminuindo o custo de produção e tornando o processo viável economicamente.

Porém, a limitação desse processo envolve o fato intrínseco do mesmo ser um tipo de solda de materiais dissimilares, o que gera características finais complexas na região soldada. Apesar disso, aços inoxidáveis austeníticos ou ligas de níquel são comumente soldados a substratos de aços com baixo teor de carbono ou microligados. Os metais de adição selecionados, tendo alto teor de elementos de liga, possuem uma microestrutura capaz de acomodar o carbono do metal base sem gerar uma estrutura sensível, evitando a propagação de trincas. Dessa forma, qualquer processo de soldagem por fusão é aplicável [23].

Na soldagem de materiais dissimilares por fusão, é intrínseco ao processo uma região onde há a mistura do metal base e metal de adição. A composição final dessa zona de fusão dependerá das composições do metal base e do metal de adição e do grau de diluição. A diluição é definida como a mudança do metal de adição (mais nobre) pela mistura com o metal base. Exemplificando: uma solda com 20% de diluição será constituída por 80% de metal de adição e 20% de metal base. A Figura 5 mostra esquematicamente, onde um passe de metal é depositado em um metal base dissimilar. O grau de mistura para esse caso é definido pela diluição, D [24]:

$$D (\%) = \frac{A_{penetrada}}{A_{penetrada} + A_{depositada}} \times 100 \quad (\text{Equação 1})$$





Figura 5 - Parâmetros para cálculo de diluição global [8].

### 2.2.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

O gradiente térmico é algo inevitável em soldas por fusão, sendo a difusão do calor para o metal base influenciada diretamente pela temperatura da poça de fusão e pela velocidade de trabalho [25]. A soldagem é caracterizada pelo alto aquecimento dos materiais na região do cordão de solda e os aspectos que abrangem o fluxo de calor e distribuição de temperatura influenciam microestruturalmente e mecanicamente as juntas soldadas [26].

O ciclo térmico gerado pelo arco voltaico modifica metalurgicamente as características do metal de solda e do metal base e a principal consequência é a zona termicamente afetada (ZTA) [27]. Ela se trata da área de uma junta soldada que apresenta modificações nos grãos, sendo microestruturalmente heterogêneos e podendo haver precipitação de constituintes fragilizantes, o que diminui consideravelmente a tenacidade da junta soldada [26].

Chiaverini descreve os fenômenos da soldagem de acordo com a distância entre o cordão de material depositado e a região do metal base onde os grãos começam a se mostrar similares aos grãos anteriores ao processo [28], como mostrado na Figura 6 abaixo:

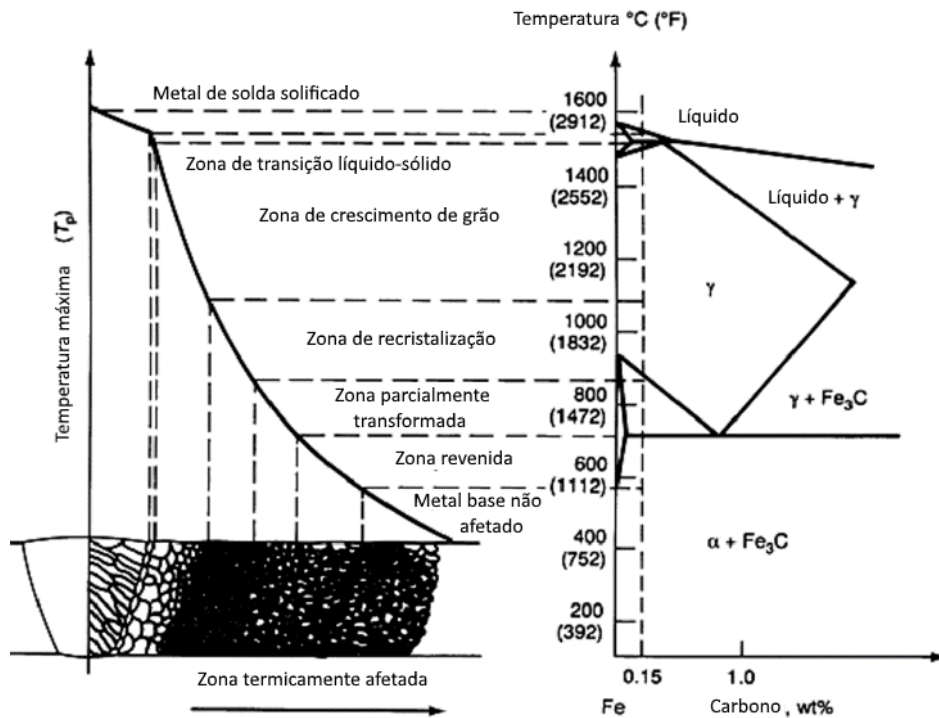


Figura 6 - Representação do gradiente de formato dos grãos ao longo da junta soldada (adaptado) [29].

A zona de fusão encontra-se próxima ao depósito do metal, sendo onde há a transição entre o metal de solda e o metal base. Nessa região, há uma fusão parcial do metal base, ocorrendo em determinado momento a mistura de fase sólida e líquida. Ao lado dessa faixa, o metal foi superaquecido, havendo um maior crescimento de grão e em forma acicular, sendo a região mais frágil da junta. A seguir, na região mais distante do depósito do material, é observada uma microestrutura normalizada, possuindo grãos mais finos e propriedades mecânicas boas, já que, nesse ponto, a dissipação do calor ocorre de forma mais branda [28].

O comportamento descrito anteriormente por Chiaverini descreve de forma satisfatória uma junta soldada comum, feita com materiais similares ou equivalentes. Porém, para soldar materiais dissimilares, como feito neste trabalho, a microestrutura ao longo da linha de fusão é mais complexa [30].

Em soldas similares, o crescimento de grãos ocorre de forma epitaxial, ou seja, o crescimento dos grãos é iniciado através arranjo dos átomos proveniente da fase líquida sobre o substrato existente, estendendo-se sem alterar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica [30]. Porém quando o substrato é ferrítico e o metal de adição austenítico, que é o caso do aço carbono revestido por ligas de níquel, o crescimento epitaxial pode não ocorrer, resultando na presença de contornos do tipo II paralelamente à linha de fusão

[26]. A diferença é que os contornos do tipo I estão orientados perpendicularmente à linha de fusão e geram o crescimento de forma colunar dos grãos do substrato no metal de adição [26].

O esquema na Figura 7 abaixo, mostra a diferença da microestrutura da região soldada em uma junta de materiais similares e dissimilares, sendo a segunda feita em um substrato com arranjo atômico cúbico de corpo centrado (CCC) e metal de adição austenítico com arranjo cúbico de face centrada (CFC) [26].

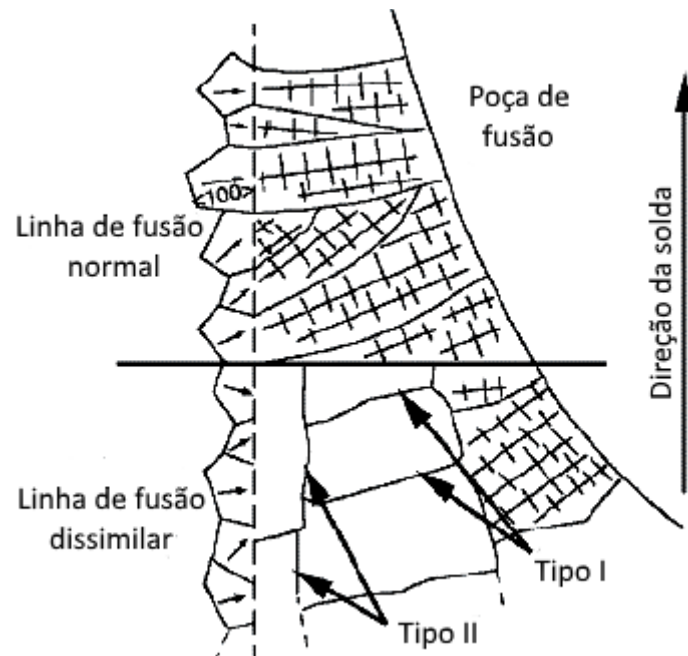


Figura 7 - Representação dos contornos de grão em uma solda similar e dissimilar, com metal de adição austenítico e metal base ferrítico [26].

O mecanismo de solidificação mais provável em soldas dissimilares é a formação de núcleos sólidos por nucleação heterogênea na zona fundida ao longo dos grãos parcialmente fundidos na ZTA, formando uma zona coquilhada similar à fundição [30]. Uma vez formados estes núcleos nos contornos de grão, a solidificação tende a ocorrer epitaxialmente, similarmente ao que ocorre nos processos de fundição.

Esse processo de solidificação pode provocar um fenômeno de descolamento, que costuma ocorrer em solda dissimilares, sendo muito associado ao contorno de grão tipo II, por ele ocorrer paralelamente à linha de fusão, mas também a apenas alguns micrômetros da zona de ligação. É importante comentar que esse tipo de contorno de grão não existe em condições de solidificação onde a solda é realizada com metal base e metal de adição similares [32,33].

No caso deste presente trabalho, o revestimento do metal base de aço carbono (substrato ferrítico com estrutura cristalina CCC) pelo metal de solda de liga de níquel (revestimento austenítico com estrutura cristalina CFC), o mecanismo de formação dos contornos tipo II acontece quando há ferrita  $\delta$  à temperatura em que a liga CFC se solidifica. A presença dessa fase impede que a solidificação ocorra através de uma nucleação epitaxial e tem um papel de agente nucleante, gerando uma nucleação heterogênea do metal de adição austenítico [26].

Além disso, nas adjacências da linha de fusão, devido às altas temperaturas na região, a fase do aço carbono muda para austenita. Assim, a interface da linha de fusão muda de CCC para CFC, tornando-se uma região com uma orientação diferente em relação ao longo da seção transversal do material. Essa discrepância torna a linha de fusão uma região com alta concentração de tensão [26].

Essa mudança do arranjo cristalino na região da linha de fusão, promovida pelo revestimento, é influenciada pelo gradiente de temperatura, composição química e energia de deformação, que ocorre devido às diferenças de parâmetros da rede CFC do substrato e do revestimento. Essa transformação para de ocorrer quando há a solidificação do metal de adição, interrompendo o processo [26].

### 2.2.2 Zona Parcialmente Diluída (ZPD)

Muito presente na linha de fusão do revestimento de liga de níquel 625 no aço carbono é a chamada zona parcialmente diluída (ZPD). É uma particularidade encontrada em soldas dissimilares, que pode gerar regiões frágeis e, conseqüentemente, microtrincas. Ela é a região da solda onde a composição química é um intermediário entre os dois materiais. Essa composição tem uma grande influência na microestrutura da zona fundida e sua resistência à corrosão, propriedades mecânicas e soldabilidade. Os parâmetros utilizados no processo de soldagem influenciam diretamente na composição e nas dimensões da ZPD em uma solda dissimilar [30].

O gradiente de composição química encontrado na ZPD é devido à mistura incompleta entre o metal de adição e o metal base na poça de fusão, que pode ser atribuído ao modo de escoamento do metal líquido. A região denominada camada limite, pela mecânica dos fluidos, é onde a velocidade de escoamento de um fluido varia até zero quando em contato com a região sólida. Assim, apesar de na soldagem haver uma intensa agitação, devido às forças inerentes ao processo, na linha de fusão, o líquido encontra-se

estagnado ou em escoamento laminar, impedindo que ocorra a mistura completamente homogênea do metal base e do metal de adição [31].

O fato de não haver a completa mistura dos dois materiais dissimilares é o que gera o gradiente de composição química. Dentre as razões para tal fato está o processo de difusão entre o metal de solda e o metal base em forma líquida, além da questão de segregação de soluto durante a solidificação e da mistura mecânica parcial comentada anteriormente [31].

Metalurgicamente, a ZPD é o principal problema em soldas de materiais dissimilares austeníticos/ferríticos. A sua formação é inerente, sendo composta por regiões descontínuas, duras e, conseqüentemente, frágeis ao longo da linha de fusão. Além disso, elas podem favorecer a solda a condições suscetíveis à corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga [30].

A ZPD possui dimensões na ordem de dezenas de micrômetros, um gradiente de composição química, que varia entre o metal de solda e o metal de base [30,31], e que não é possível ser estudado através do cálculo de diluição, mas somente por microanálises. Ademais, seus valores de dureza são equiparados à dureza característica de microestruturas martensíticas (acima de 340 HV) [30].

#### 2.2.2.1 Características da ZPD

A zona parcialmente diluída é uma camada laminar, onde uma fração do metal base foi completamente fundida e solidificada novamente, sem diluir-se com o metal de adição [34]. Essa região é formada em ambas as faces da junta. Além disso, dentro da zona termicamente afetada, há uma região do metal base que foi aquecida abaixo da linha de fusão (liquidus), mas acima da linha de solidificação (solidus), sendo parcialmente fundida. Essa zona é conhecida como zona parcialmente fundida [35].

As ZPDs podem aparecer de diversas formas e tamanhos. Dentre as formas que mais aparecem, Doody [36], chamando-as de zonas parcialmente misturadas, as classificou em estruturas chamadas de:

- A. Praias: faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão;
- B. Baías: áreas parcialmente em contato com o metal base;
- C. Ilhas: regiões desprendidas do metal base e circundadas pelo metal de solda.

As estruturas chamadas de praias apresentam diversas frequências de aparecimento, podendo ser encontradas tanto internamente ou externamente à linha de fusão. As dimensões mais comuns estão entre 10 e 60  $\mu\text{m}$  de espessura e 500 a 1000  $\mu\text{m}$  de comprimento. A dureza dessa estrutura específica é de difícil medição por ser muito fina, mas os valores de uma zona parcialmente diluída encontram-se na faixa de 400 HV na escala Vickers de microdureza [23]. As estruturas tipo Praias são zonas de transição descritas na literatura e são mostradas na Figura 8.

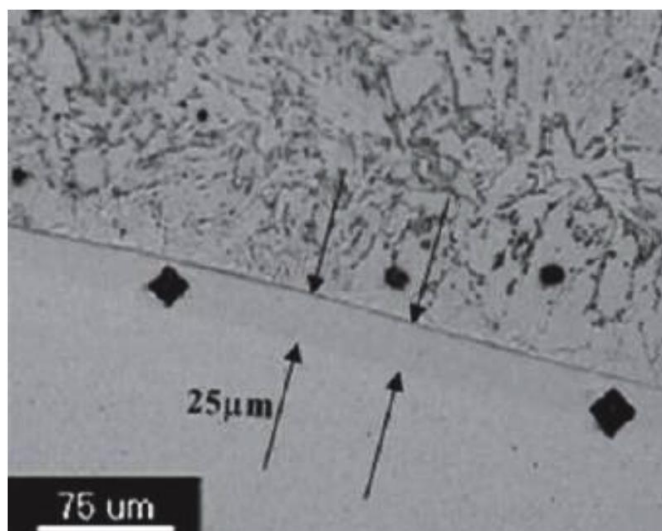


Figura 8 - Micrografia mostrando estruturas do tipo “praias” [37].

As estruturas chamadas de Baías (Figura 9) são mais largas que as Praias. Elas geralmente são seguidas de praias ao longo de uma ou ambas as direções. Apesar da variação de valores de dureza, elas se encontram na faixa de 415 HV, sendo uma medição mais fácil de ser obtida devido às suas dimensões maiores em relação às praias [23].

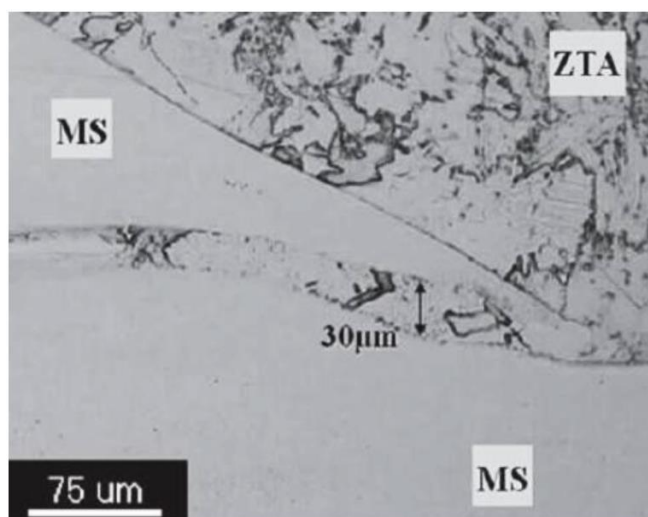


Figura 9 - Micrografia mostrando estruturas do tipo “baías” [37].

Já as estruturas chamadas de ilhas, como mostradas na Figura 10, são maiores e estão presentes com menor frequência, em relação às mencionadas anteriormente, e aparecem mais nos passes de raiz. Esse fato é relacionado à maior turbulência que ocorre no passe de raiz, gerada pelas variações na poça de fusão e nas características do arco, que ao ser manipulado nessa situação, torna as condições mais instáveis, comparado aos passes de preenchimento [23].

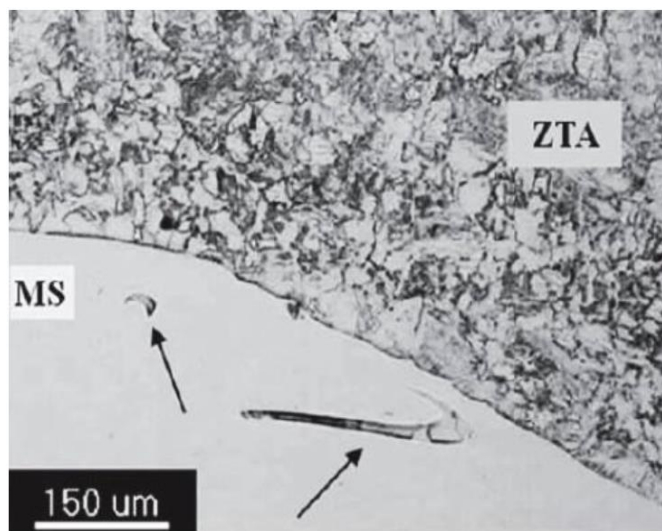


Figura 10 - Micrografia mostrando estruturas do tipo “ilhas” [37].

Uma das justificativas para a presença de ZPD é o mecanismo de transferência de calor através do arco elétrico em soldas desse tipo, onde a corrente utilizada na solda é o principal fator responsável por algumas características, entre elas, a pressão do jato de ar ionizado e o volume do arco. O mecanismo desse processo transfere movimento ao fundo da poça de fusão, movimentando também o metal de solda e metal de base o suficiente para a formação das estruturas de ZPD [23].

De acordo com Hirata, o jato de plasma e a pressão devido ao campo magnético sobre a superfície da poça são fatores importantes que caracterizam o efeito mecânico do metal fundido. O tamanho do arco não é constante ao longo do seu eixo. Como o seu raio é menor junto ao eletrodo, resulta-se numa pressão maior próximo ao eletrodo do que à chapa. Assim, irá surgir o jato com sentido do eletrodo para a chapa [38].

Além da força exercida pelo jato de gás sobre a poça fundida (pressão dinâmica), existe a pressão estática devido às forças magnéticas geradas. Essa combinação de pressões (estática e dinâmica) faz com que a superfície da poça fundida sofra uma

deflexão na direção do metal de base, permitindo que a ação térmica se dê mais no fundo da poça do que sobre a superfície da mesma [38].

As gotas, ao serem projetadas em direção do metal de base, possuem uma certa quantidade de movimento. Ao se chocarem com a superfície da poça, essa quantidade de movimento é transferida da gota para a poça. Ao se aumentar a corrente de soldagem, os efeitos térmicos e mecânicos são intensificados. Do ponto de vista térmico, quanto maior a corrente, maior é o calor gerado no acoplamento arco-poça. Também irá ocorrer um aumento no volume do arco, o que significa mais energia acumulada na forma de calor transferido. Apesar do tamanho das gotas diminuir quando se aumenta a corrente, a frequência de transferência e a própria quantidade de material se torna maior, conseqüentemente, também há mais calor transferido para a chapa [38].

A pressão estática devido às forças magnéticas também será intensificada com o aumento da corrente. Maior corrente, dando origem a um campo magnético radial mais intenso, que, por sua vez, irá gerar forças magnéticas maiores. A força com que as gotas em transferência são lançadas também será maior com aumento da corrente, tornando-se maior a quantidade de movimento transferida para a superfície da poça quando ocorrer o choque da gota com a poça [38].

A espessura da ZPD pode ser prevista em função dos parâmetros de soldagem empregados. Na prática, entretanto, a espessura das ZPDs é influenciada principalmente pelas forças de convecção na poça de fusão. Este movimento hidrodinâmico explica a ampla variação da espessura das ZPDs resultantes na soldagem dissimilar [30].

A ZPD e toda a região termicamente afetada encontrada nas soldas de revestimento de ligas de níquel originam diversos mecanismos de falha. Eles já são amplamente estudados e apresentam-se de forma diferente dos aços inoxidáveis austeníticos. As falhas podem ocorrer na zona termicamente afetada do metal base, através de trincas que, geralmente, se originam paralelamente à linha de fusão, seguindo o contorno de grão. Além disso, descontinuidades na solda são concentradores de tensão e há um empobrecimento de carbono no metal base próximo à linha da fusão, sendo uma área rodeada de fases mais duras, também concentrando tensão nessa área já empobrecida de carbono e, conseqüentemente, menos resistente mecanicamente [8].



### 2.2.2.2 Diagrama de Schaeffler

O diagrama de Schaeffler (Figura 11) é usado para determinar a composição das fases do metal soldado (ligas de ferro, níquel e cromo). Ele, inicialmente, foi desenvolvido para prever a constituição de fases em aços inoxidáveis, mas pode ser aplicado em soldas dissimilares [24].

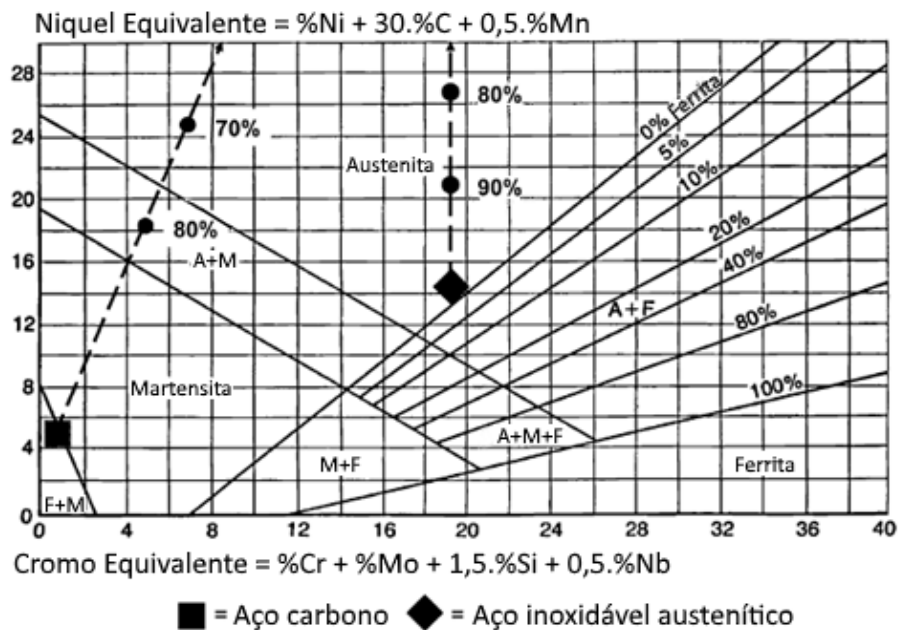


Figura 11 - Diagrama de Schaeffler com curvas para uma liga a base de níquel depositada sobre aço carbono e aço inoxidável austenítico. As porcentagens ao longo da curva representam o nível de diluição – Adaptado de Dupont [24].

Apesar do eixo “níquel equivalente” não permitir a plotagem de ligas de níquel como metal de adição, linhas imaginárias podem ser usadas para determinar o efeito da diluição do metal base e esclarecer a microestrutura formada na zona de transição (zona parcialmente diluída) adjacente à linha de fusão [24].

Curvas que mostram uma liga de níquel hipotética sobre aço carbono e sobre aço inoxidável austenítico são mostradas na Figura 11. É observado que a curva que descreve a liga de níquel depositada no aço inoxidável austenítico encontra-se inteiramente no campo de fase “austenita”, prevendo que soldas com essa combinação de metais será completamente austenítica sobre todas as condições de diluição [24].

Para soldas de liga de níquel em aço carbono, em diluições abaixo de, aproximadamente, 75%, as mesmas terão microestruturas totalmente austeníticas. Acima de 75% de diluição (75% de aço carbono e 25% de liga de níquel), alguma martensita será formada e acima de 85% de diluição a microestrutura será completamente

martensítica. Na realidade, diluições acima de 50-60% são difíceis de atingir, então a formação substancial de martensita é improvável [27,28].

Uma limitação do diagrama de Schaeffler é que o mesmo apenas prevê a formação de 3 fases: ferrita, austenita e martensita. Outras fases menores como carbeto, fase laves, fase sigma, etc, que podem eventualmente aparecer em soldas dissimilares, não são apresentadas [24].

### 2.3 O PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

No GMAW (Gas Metal Arc Welding) o processo de soldagem tem como base um arco elétrico formado entre o eletrodo consumível em forma de bobina, que é continuamente alimentado de forma semi-automática, e o metal base. Nesse processo há a presença de um gás ou uma mistura de gases que protege o arco e o metal de solda de contaminações externas. Quando o gás é inerte, chama-se o processo de MIG (Metal Inert Gas), já quando o gás é ativo o processo é chamado de MAG (Metal Active Gas) [6].

Vários gases ou misturas de até quatro tipos diferentes são utilizados em aplicações industriais. O gás tem como função primária excluir a atmosfera do contato com o metal fundido, já que a maior parte dos metais, quando fundidos em contato com o ar atmosférico produzem óxidos rapidamente. Entre os gases mais comumente utilizados estão o dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ), argônio, oxigênio e hélio [39].

O dióxido de carbono é o gás ativo mais utilizado no processo GMAW. Ele pode ser utilizado tanto em sua forma pura, quanto misturado com um gás inerte. Por tratar-se de um gás mais barato, seu uso é muito atrativo industrialmente e ele produz um perfil de penetração muito profundo, sendo adequado para soldagem de chapas grossas. Entretanto, ele produz um arco menos estável e um cordão com muito respingo, por isso é mais adequado utilizá-lo de forma misturada [39].

O oxigênio é um gás ativo utilizado sempre misturado e em menores proporções que o  $\text{CO}_2$  (9% ou menos). Sua função é melhorar a fluidez da poça de fusão, penetração e estabilidade do arco em aços de médio-carbono, baixa liga e inoxidáveis [39].

Já o argônio é um gás inerte, que é muito utilizado em misturas com  $\text{CO}_2$ , quando deseja-se uma solda com bom acabamento, qualidade e menor de limpeza pós-soldagem. A mistura entre 75-95% de argônio com 5-25% de  $\text{CO}_2$  gera uma maior estabilidade do arco, controle da poça de fusão e menos respingos, comparando-se com a utilização do  $\text{CO}_2$  puro. O argônio também produz um perfil de penetração menor, que é desejado em

soldas de filete e de topo, além disso ele, utilizado em concentração de 100%, é ideal para soldagem de materiais não-ferrosos [39].

O hélio, de forma similar ao argônio, é muito utilizado para metais não-ferrosos e aços inoxidáveis. Ele produz um perfil de penetração profundo e largo, sendo uma boa escolha para soldagem de chapas grossas. Quando o utilizado de forma misturada, as proporções variam de 25-75% de hélio com 75-25% de argônio e o ajuste do volume de ambos é o que muda o perfil de penetração e o perfil do cordão. O hélio permite arcos elétricos com maior calor, que permite taxas de produtividade maiores, mas ele também é mais caro [39]. Figura 12 abaixo, demonstra brevemente o efeito do uso de gás de proteção no perfil de penetração, acabamento e taxa de deposição da solda. Sabe-se que a mistura de gases mais utilizada para soldagem de ligas de níquel é a Ar + He e é esta a mistura de gases deste trabalho.

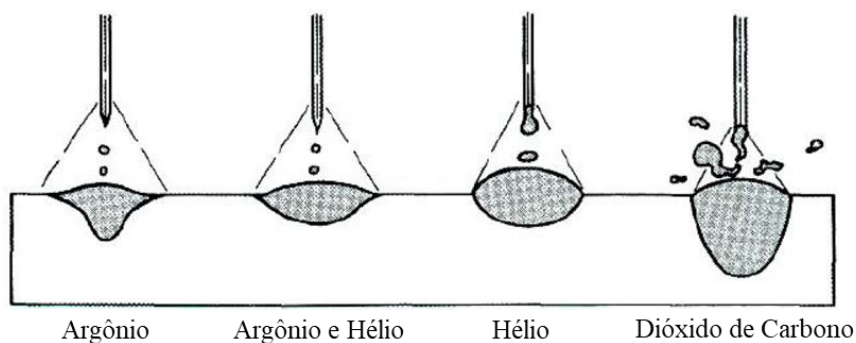


Figura 12 - Perfil do cordão de solda e penetração com diferentes tipos de gás de proteção [49].

O gás hélio possui maior potencial de ionização, o que torna necessário uma tensão e corrente maiores para ionizar o gás e estabilizar o arco, dessa forma, há um aumento no calor da soldagem. Essa característica, aliada à maior condutividade térmica, gera efeitos positivos em relação a molhabilidade do cordão de solda [40] e é uma propriedade desejada em soldas de revestimento. Apesar do conhecimento teórico, não se sabe claramente se a adição de He na mistura do gás de proteção afeta efetivamente a penetração, o formato do cordão de solda e a diluição global.

Apesar da provável influência do gás de proteção, o aporte térmico gerado por quase todos os tipos de soldagem por arco elétrico é alto e intrínseco ao processo, o que pode gerar diversos problemas, como distorção, porosidade, empenamento e crescimento de grão, por isso, a utilização de parâmetros corretos, procedimentos e técnicas adequadas são essenciais para evitar esses problemas [41].

A fusão e união das peças é feita através do calor gerado pelo arco elétrico formado entre o eletrodo e a peça de trabalho. Há um aquecimento inicial do eletrodo e da peça através da passagem de corrente elétrica, o que leva à fusão do eletrodo e sua deposição na poça de fusão, estabelecendo o arco elétrico e formando o cordão de solda. A Figura 13 abaixo ilustra o funcionamento esquemático do processo [6].

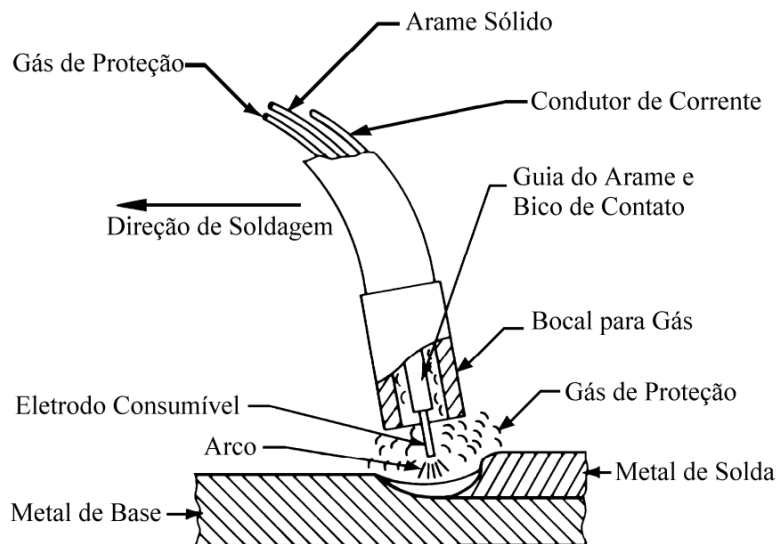


Figura 13 - Processo de Soldagem GMAW [6].

O processo GMAW é uma ótima opção para soldagem de revestimento, pois o equipamento custa menos, comparado a solda à plasma, a taxa de deposição é muito maior que na soldagem TIG e plasma, além de ser mais flexível em relação à montagem do equipamento. Ele é comumente operado de forma semiautomática, mas também pode-se adaptar o mesmo para ser mecanizado ou automatizado. Entre suas vantagens estão as variadas aplicações, tanto em tipos de aços e outras ligas, quanto em espessuras de chapas. É, também, um processo que exige pouco da habilidade do operador, já que a estabilidade do arco é bem próxima de constante. Seu maior desafio é a alta interdependência e sensibilidade dos parâmetros elétricos de operação, que influenciam diretamente no resultado da junta soldada [41].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

Os materiais e métodos utilizados na elaboração desse projeto final são descritos nos itens a seguir, de acordo com dados de fabricantes e o que a literatura exige ou recomenda para cada análise.

##### 3.1.1 Metal Base

O metal base selecionado foi um tubo de aço API 5L X65, com 635 mm de diâmetro, 210 mm de comprimento e 19 mm de espessura, e uma amostra em formato de anel foi retirada para ser utilizado neste trabalho, como mostrado na Figura 14.

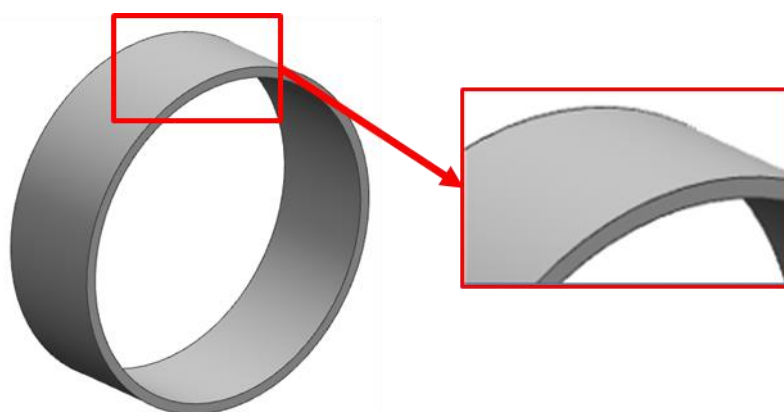


Figura 14 – Tubo utilizado nos experimentos (API 5L X65 [42]).

O material utilizado foi selecionado devido à sua ampla utilização na indústria em geral. A especificação segue a norma API (*American Petroleum Institute*), já que a utilização de tubos de aço carbono-manganês revestidos com ligas nobres é muito aplicada na indústria do petróleo. Sua composição, feita através de análise química, com a porcentagem em peso dos elementos de liga, está na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do metal base. Os elementos de liga estão em suas quantidades máximas permitidas.

Composição química do metal base						
Elemento	Fe	C	Mn	P	S	Nb + Ti + V
% (em peso)	98,11	0,28	1,40	0,03	0,03	0,15

##### 3.1.2 Consumíveis

O gás de proteção utilizado para a soldagem com o processo GMAW foi uma mistura de 75% de argônio com 25% de hélio e, o metal de adição, foi o eletrodo do tipo

AWS A5.14 ERNiCrMo-3, com diâmetro de 1,2 mm, equivalente a liga 625. A composição química do mesmo é encontrada na Tabela 3 abaixo.

Tabela 3 - Composição química do metal de adição de acordo como fabricante.

Composição química do consumível										
Elemento	Ni	Fe	Mo	Cr	Nb	Si	C	Ti	Al	Ta + P + S + Cu + Mn
% (empeso)	65,30	0,19	8,79	21,58	3,61	0,01	0,02	0,16	0,23	0,08

## 3.2 MÉTODOS

### 3.2.1 Procedimento de Soldagem

Os parâmetros de soldagem utilizados encontram-se na Tabela 4 abaixo e foram selecionados de acordo com uma especificação de procedimento de soldagem (EPS) qualificada. O gás utilizado foi uma mistura entre argônio e hélio, que são inertes, logo, o processo é especificado como MIG.

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados no processo GMAW.

Parâmetros de Soldagem GMAW	
Corrente média de soldagem (A)	215
Tensão de soldagem (V)	35
Velocidade de soldagem (cm/min)	20
Distância bico-peça (mm)	23
Vazão do gás de proteção Ar-25% He (L/min)	25
Preaquecimento (°C)	100

Três amostras diferentes foram produzidas e analisadas, com 1, 2 e 3 camadas de deposição. Esse volume de revestimento foi selecionado afim das propriedades de cada amostra serem comparadas de acordo com a espessura mínima de revestimento requerido pela norma N-1707 [43], que são de 3 mm, atingidos, aproximadamente, após deposição de 3 camadas de revestimento.

### 3.2.2 Cálculo de Diluição

A aquisição das áreas para o cálculo de diluição global foi feita com o auxílio do software ImageJ, através do processamento das imagens de macrografia dos cordões de solda com 1, 2 e 3 camadas de deposição. As etapas para determinação da área seguem o roteiro exposto na Figura 15.

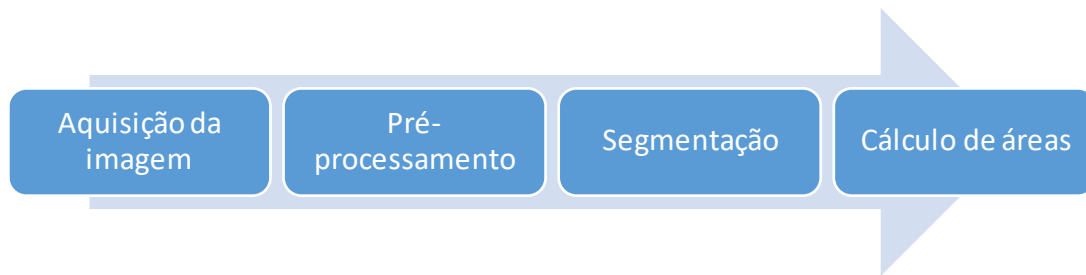


Figura 15 - Esquema da sequência de etapas executadas para segmentação e cálculo de áreas através do software ImageJ.

Para o cálculo, foi utilizada a Equação 2 baseada no croqui básico encontrado nas soldas obtidas neste trabalho, conforme Figura 16.

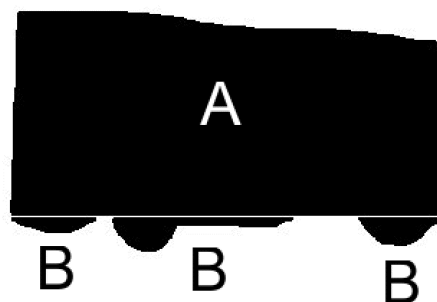


Figura 16 - Imagem segmentada da macro da amostra de 3 camadas.

$$\%Diluição = \frac{3B}{A+3B} \quad (\text{Equação 2})$$

### 3.2.3 Análise Metalográfica

Foram realizadas análises de microscopia ótica (MO) para avaliação do efeito do ciclo térmico sobre a microestrutura do revestimento. As amostras foram observadas no microscópio ótico Olympus BX60M para avaliar os efeitos da deposição de uma, duas e três camadas sobre as microestruturas resultantes na ZTA, na interface metal de solda/substrato e no metal de solda.

A preparação metalográfica das amostras consiste nas etapas de corte, lixamento, polimento e ataque químico para revelação da microestrutura. As amostras foram lixadas utilizando lixas d'água, adotando a sequência granulométrica de 100, 220, 320, 400, 500, 600 e 1200 mesh, seguidas de polimento mecânico em panos de feltro com pastas de diamante com granulometria de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ . Ao fim da etapa do polimento, dois reagentes químicos diferentes são utilizados para revelar a microestrutura das amostras devido à presença de dois materiais dissimilares. No metal de base o ataque é feito por imersão com o reagente Nital 2% (2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico). Para o metal de

solda é realizado o ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% diluído em água destilada, com tensão de 6V em um tempo de 10s.

#### 3.2.4 Ensaios de Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi executado com o equipamento da Wilson Instruments modelo 402MVD ao longo da seção transversal na região central de todas as amostras.

Para a execução do ensaio foi utilizada a carga de 500 gf (gramas força) durante 15 segundos. As impressões foram realizadas com intervalos de 0,300 mm a partir da linha de fusão, varrendo verticalmente o metal de solda ao metal base.



## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CÁLCULO DE DILUIÇÃO

Os valores de diluição encontrados nas amostras com 1, 2 e 3 camadas de deposição foram, respectivamente, 17,00%, 8,33% e 6,10%, logo, o menor valor de diluição global foi encontrado para a deposição de 3 camadas de revestimento, como esperado. As macrografias realizadas para posterior processamento no software ImageJ são apresentadas abaixo na Figura 17.

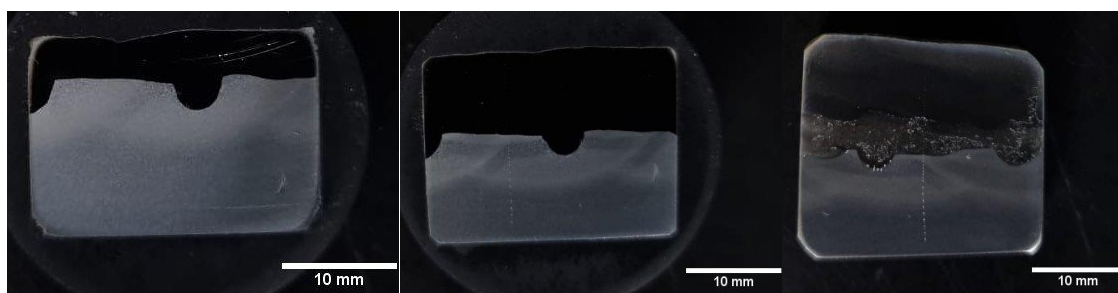


Figura 17 - Macrografia das amostras com 1, 2 e 3 camadas de revestimento, respectivamente.

O perfil de penetração mostrado na Figura 17 apresenta uma morfologia de pequenas esferas na região de maior penetração. Sabendo-se que, a utilização do gás argônio puro tende à formar um perfil de penetração chamado de "finger type" ou do tipo dedo, pode-se dizer que a mistura argônio-hélio influenciou a penetração da solda de forma positiva [44]. Além disso, é observado que a extensão da ZTA não foi alterada nas 3 amostras, o que indica a estabilidade, homogeneidade e reprodutibilidade do processo utilizado para depósito do revestimento.

Gittos & Gooch (1996) estudaram o efeito da diluição na resistência à corrosão das ligas de níquel depositadas sobre aço carbono-manganês e verificaram que a resistência à corrosão por pites foi reduzida com aumento de diluição. Isso se dá, pois, a diluição de ferro advindo do substrato na liga de níquel leva a formação de fase Laves, dessa forma, os resultados geraram uma recomendação de teor de ferro abaixo de 5% na solda [45]. Por isso, visando melhor aproveitamento das ligas de níquel em soldagem de revestimento, deseja-se sempre menores taxas de diluição. Na prática, no entanto, é necessário que se tenha valores mínimos de diluição, com o intuito de assegurar a união do revestimento sobre o substrato, bem como proporcionar resistência ao cisalhamento satisfatória.

No entanto, a amostra com o menor teor de diluição apresentou um valor acima do recomendado de 5%, o que, de acordo com a norma ISSO 10423, seria uma solda reprovada [46]. Entretanto, há outras normas que são mais flexíveis quanto à diluição, dependendo da aplicação do material, permitindo valores entre 5 e 10%, dessa forma, a amostra com 2 e 3 camadas de revestimento estaria dentro do estipulado nessas condições.

Espera-se que amostras soldadas utilizando a mistura de gás Ar-He tenham maior aporte térmico, devido à presença do hélio, que possui alto potencial de ionização, proporcionando maior tensão do arco. Apesar disso, o perfil gerado pelo He é de menor penetração. Essa característica resultaria em amostras com valores de diluição menores que as soldadas com a utilização de argônio puro. Porém, encontra-se na bibliografia taxas de diluição menores ao utilizar argônio puro, comparando-se com a amostra com deposição de 1 camada, o que mostra que somente o gás de proteção pode não ser suficiente para prejudicar os resultados de diluição [44].

Para valores de diluição abaixo de 70% espera-se uma solda livre de defeitos, de acordo com o diagrama de Schaeffler, pois para diluições de até esse valor, a liga de níquel 625 apresenta microestrutura completamente austenítica, evitando a formação de estruturas que podem transformar-se durante o resfriamento. Dessa forma, apesar da terceira camada de revestimento apresentar um ligeiro aumento na diluição, o valor ainda encontra-se bem abaixo do limite global aceitável pela literatura [2].

## 4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Essa análise tem o intuito de avaliar a microestrutura da região do metal de solda e do metal base após o procedimento de soldagem com 1, 2 e 3 camadas de deposição. No metal base espera-se identificar a mudança na microestrutura de acordo com o avanço das camadas, enquanto no metal de solda pode-se analisar a possibilidade de existência de fases formadas durante o processo de soldagem e a região da zona de fusão, identificando zonas parcialmente diluídas.

### 4.2.1 Metal Base

As micrografias obtidas na região da linha de fusão das amostras estão abaixo representadas nas Figura 18, 17 e 18. A fim de melhor caracterizar a região, medidas de microdureza foram realizadas nas regiões de maior e menor penetração como apresentado na Figura 18 a e b, respectivamente a, aproximadamente, 200  $\mu\text{m}$  da linha de fusão, na ZTA.

A Figura 18 exibe a microestrutura na região da linha de fusão para a amostra com 1 camada. Observa-se na Figura 18 (a), na região de maior penetração da solda, que o metal base apresenta uma microestrutura composta por uma mistura de bainita e ferrita. A utilização do gás de proteção composto pela mistura de Ar-He leva ao emprego de maior energia de soldagem, o que, de acordo com a bibliografia, promoveria a redução de formação de microestruturas como a martensita [31]. Já na região de menor penetração, Figura 18 (b), observa-se um microestrutura mais refinada e composta de ferrita e perlita.

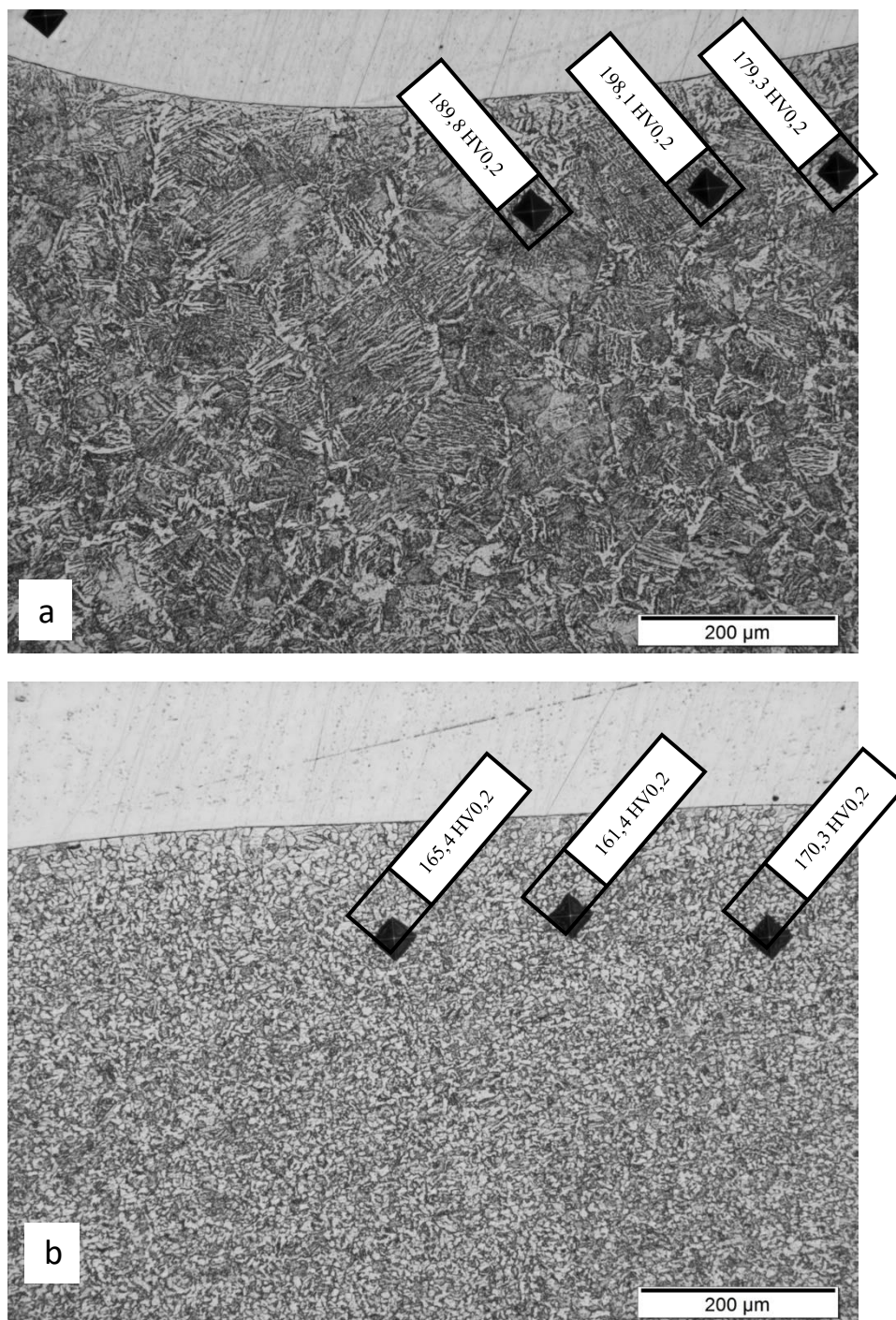


Figura 18 – Micrografias das regiões de maior e menor penetração, respectivamente, na amostra com deposição de uma camada, com os detalhes das endentações na ZTA do metal base. (a) Microestrutura predominantemente composta de bainita e ferrita; (b) microestrutura composta de ferrita e perlita. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2%.

As Figura 19 e 18 possuem microestruturas similares às encontradas na Figura 18, porém com valores de dureza inferiores, de acordo com o aumento de camadas depositadas. Nas Figuras 17a e 18a, tal fato se dá pelo efeito da sobreposição das camadas de revestimento, que transferem calor para a região, resultando na decomposição da bainita [47].



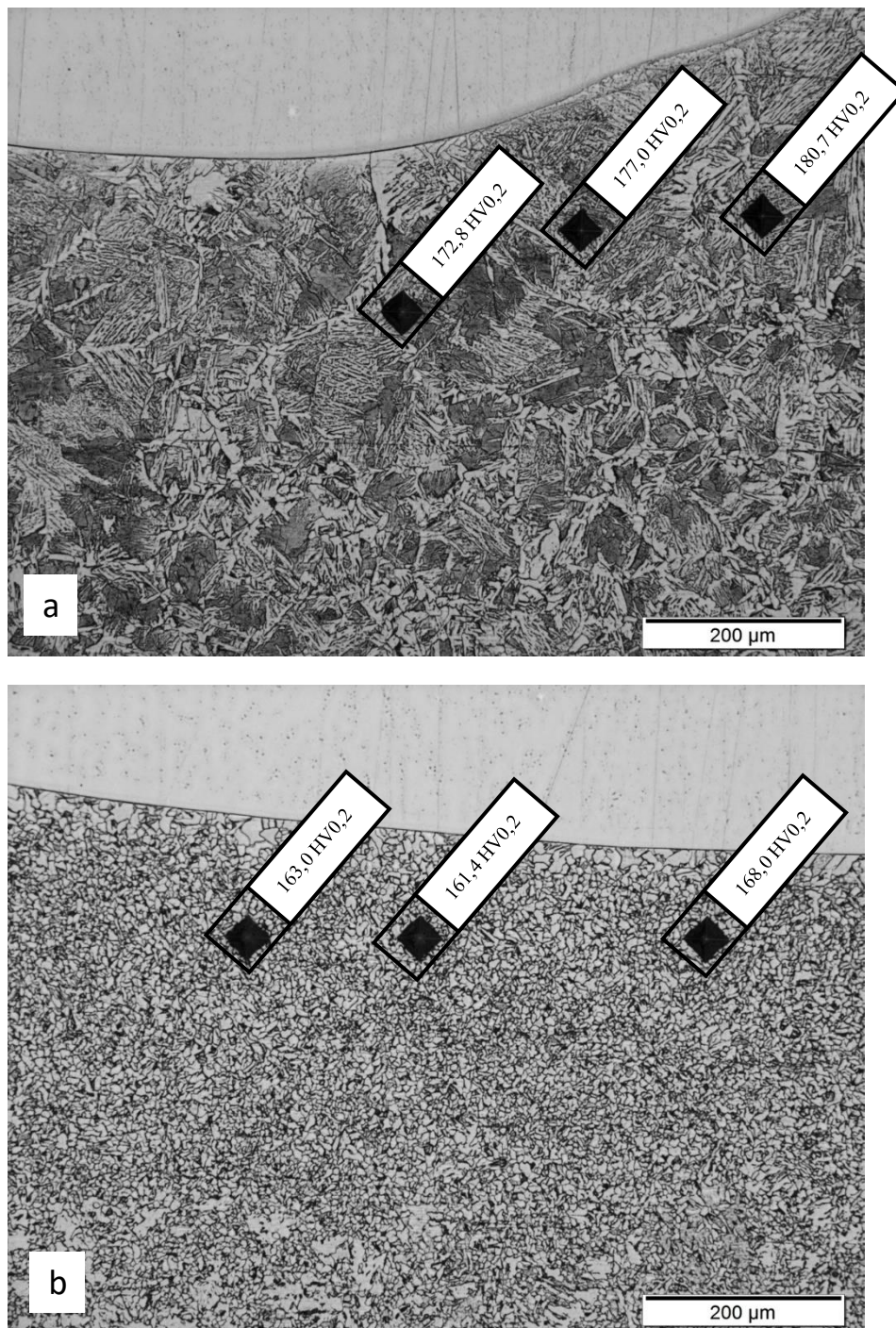


Figura 19 – Micrografias das regiões de maior e menor penetração, respectivamente, na amostra com deposição de duas camadas, com os detalhes das endentações na ZTA do metal base, notando-se valores de dureza menores. (a) Microestrutura composta de bainita e ferrita; (b) microestrutura de ferrita e perlita. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2%.



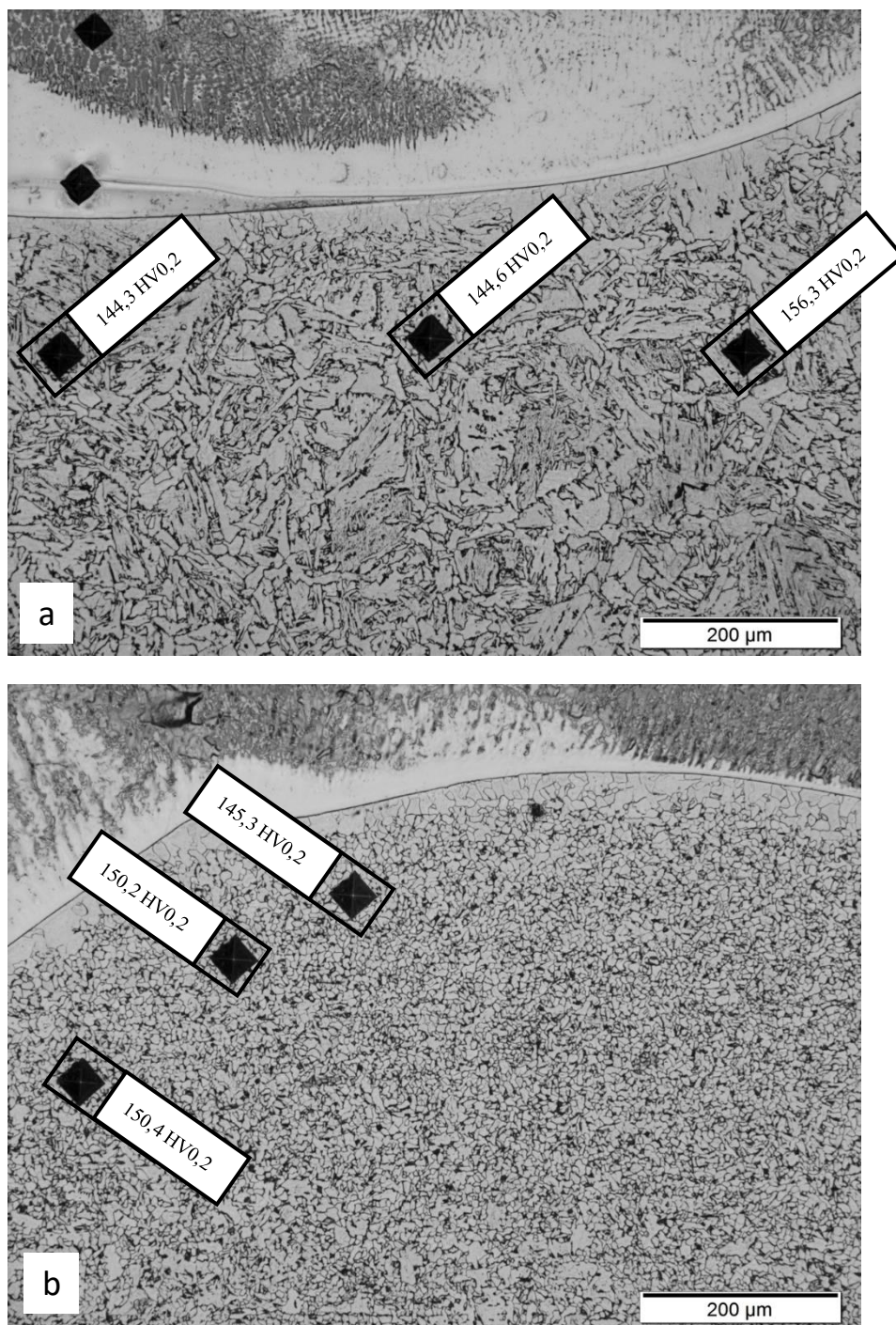


Figura 20 - Micrografias das regiões de maior e menor penetração, respectivamente, na amostra com deposição de três camadas, como os detalhes das indentações na ZTA do metal base. (a) Microestrutura de bainita e ferrita; (b) microestrutura de ferrita e perlita. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2%.

A presença de martensita com alta dureza, diferentemente do encontrado neste trabalho, na microestrutura do aço carbono pode se tornar um inconveniente, pois a existência da mesma desenvolve um ambiente favorável à fragilização por hidrogênio, que pode levar à presença de trincas à frio. Como esse tipo de trinca pode vir a aparecer até dezenas de horas após o procedimento de soldagem, o defeito pode passar despercebido nos ensaios não destrutivos, gerando uma falha futura no equipamento [48].

Dessa forma, a ausência de martensita é bastante benéfica ao produto, mas seria necessária uma análise em MEV para comprovar a ausência da mesma.

#### 4.2.2 Metal de Solda

A camada de material depositada possui uma microestrutura, conforme previsto, majoritariamente austenítica, com solidificação do tipo dendrítica, apresentando formato alongado e pontiagudo. Normalmente ocorre segregação do Mo para região interdendrítica, favorecendo a formação de fase Laves nessa região, contudo não é possível avaliar esse tipo de fenômeno apenas por microscopia ótica. Contudo, a análise por MO da região do metal de solda na região da linha fusão apresenta maior sentido na busca pela formação das ZPDs. No caso deste trabalho, o uso do hélio no gás de proteção oferece uma tendência a aparição de ZPDs de menor extensão, devido ao aporte térmico maior, pelo alto potencial de ionização do gás [49]. As imagens do metal de solda em microscopia ótica são apresentadas abaixo nas Figuras 19, 21 e 23.



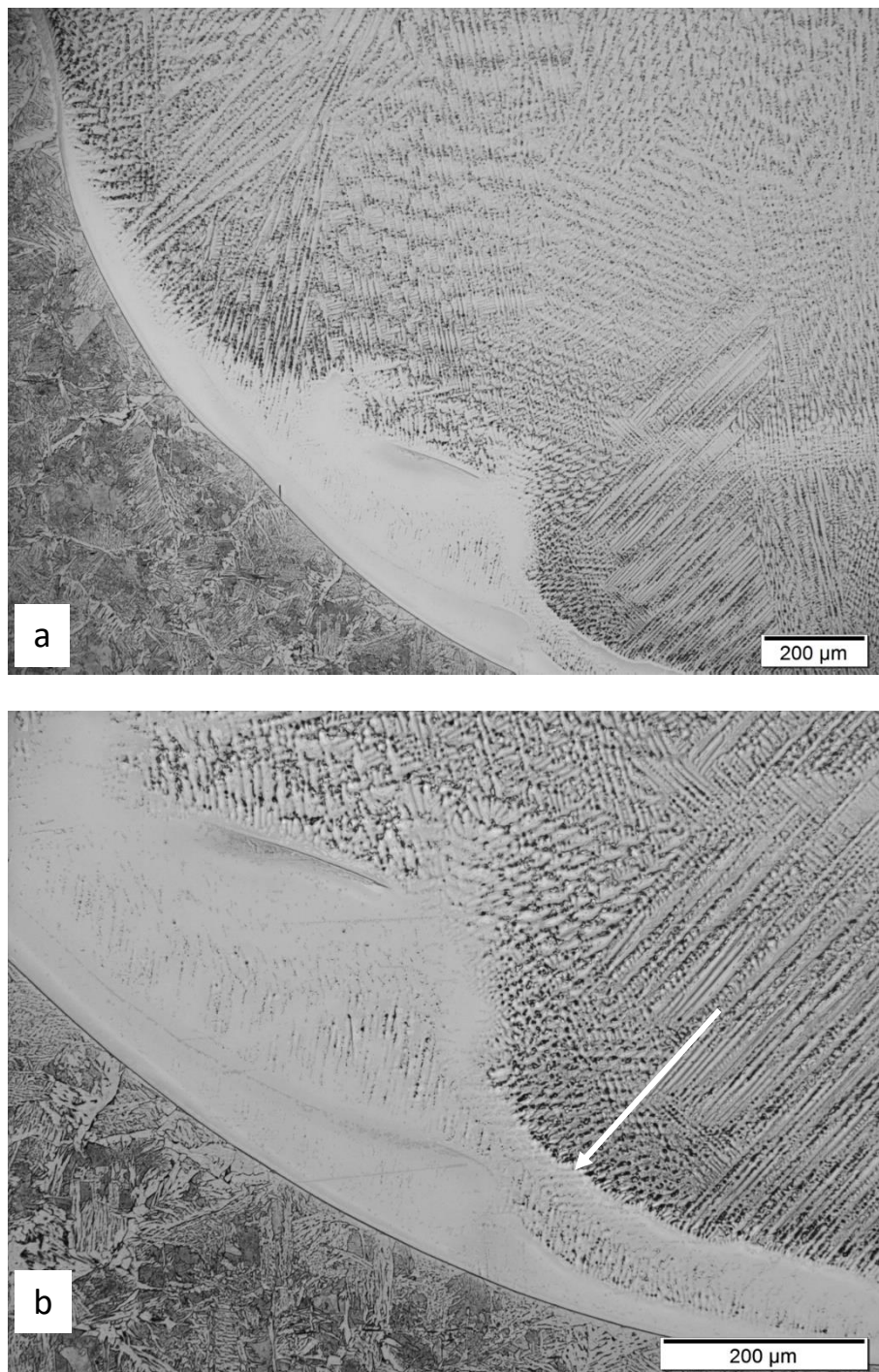


Figura 21 - Micrografias da região de maior penetração da amostra com uma camada. Observa-se no metal base uma microestrutura predominantemente martensítica, no revestimento microestrutura típica de depósitos em liga de níquel 625, com grãos colunares em estrutura bruta de solidificação. No detalhe b) possível presença de ZPD do tipo ilha. Aumento nominal: (a) 100X, (b) 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2%.



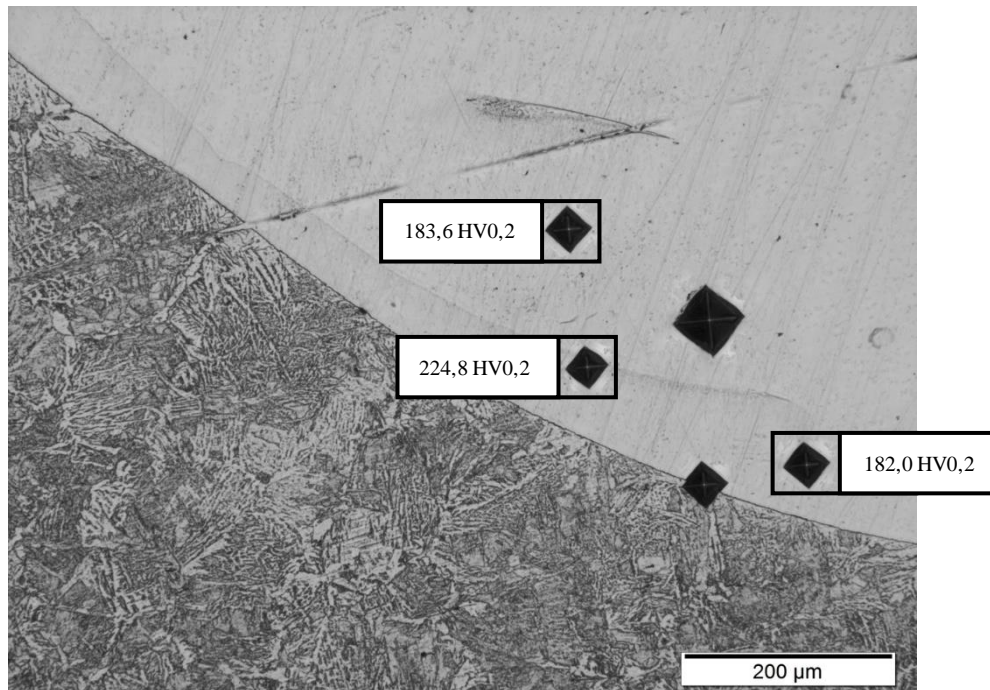


Figura 22 - Micrografias da região de maior penetração da amostra com uma camada de revestimento. Detalhe para as endentações na região da ZPD. Observa-se pelo aumento da dureza que se pode considerar a presença de um ZPD do tipo praia nesta amostra na região de maior penetração. Aumento nominal: 200X. Ataque: nital 2%.

Tanto na Figura 21, quanto na Figura 22 há a presença de possíveis ZPDs, sendo a primeira do tipo ilha e a segunda de tipo praia. A segunda possui dureza mais alta que a medição de dureza perpendicular à linha de fusão realizada na seção mais à frente. Dentre as possíveis justificativas para esse aumento de dureza estão o fato de que nessa região há uma forte mistura de elementos, possuindo um gradiente de composição de química, devido à diluição entre o substrato e revestimento. Além disso, o carbono do metal base também pode migrar e precipitar fases como sigma e chi, dessa forma, o aumento de dureza pode dar-se devido à diluição, migração de carbono para o revestimento e precipitação de fases intermetálicas [8]. Todavia, não é possível afirmar com certeza o que é efetivamente encontrado nessa região sem a realização de MEV.

Através da microscopia ótica, também é possível identificar a região de transição entre o metal base e o metal de solda facilmente, pois as fronteiras estão bem definidas. A composição química da mesma é bastante variada, sendo apresentada com uma cor clara e aspecto liso, sem contorno de grão visível, sugerindo uma solidificação planar. A bibliografia sugere que tal apresentação indica que ela seja uma região rica em ferro [8].

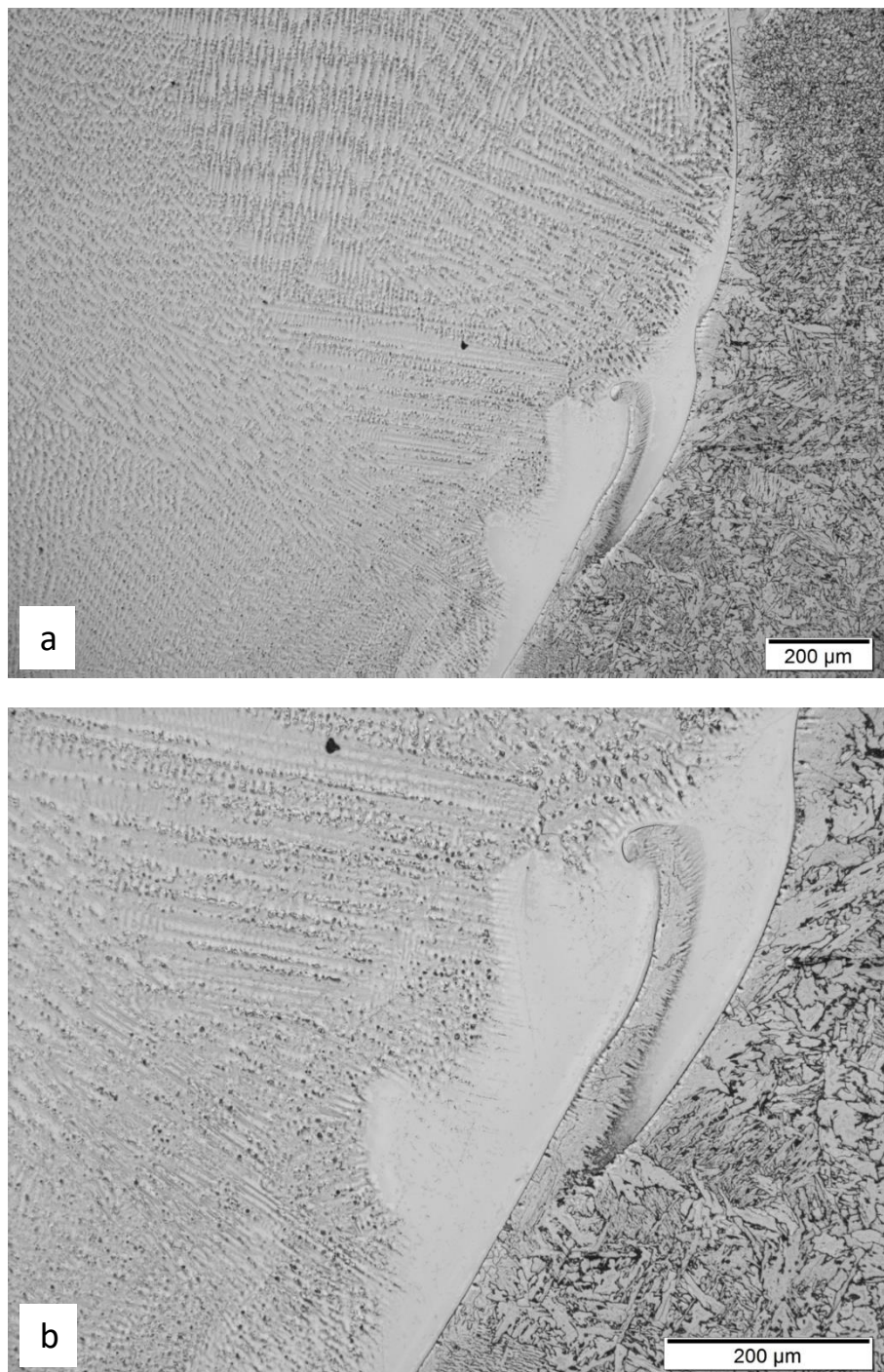


Figura 23 - Micrografias da região de maior penetração da amostra com duas camadas de revestimento. Observa-se no metal base uma microestrutura ainda martensítica, porém revenida, enquanto a estrutura do revestimento segue típica em grãos colunares. No detalhe b) possível presença de ZPD do tipo baía. Aumento nominal: (a) 100X, (b) 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2%.

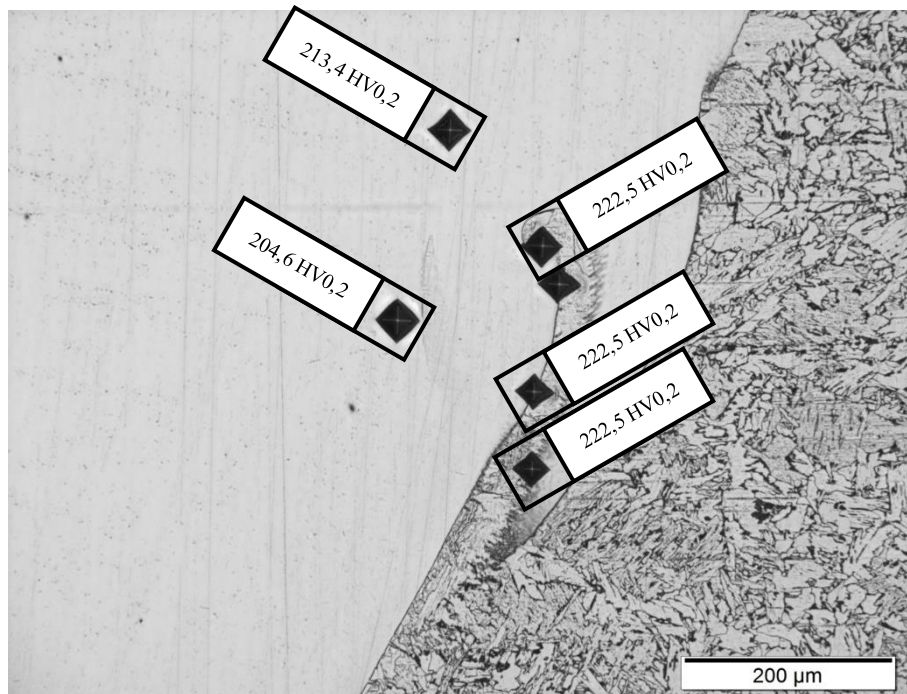


Figura 24 – Micrografia da região de maior penetração da amostra com duas camadas de revestimento. Detalhe para as endentações na região da ZPD, o aumento da dureza na região mostra a presença de uma ZPD do tipo baía na amostra. Aumento nominal: 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2% .



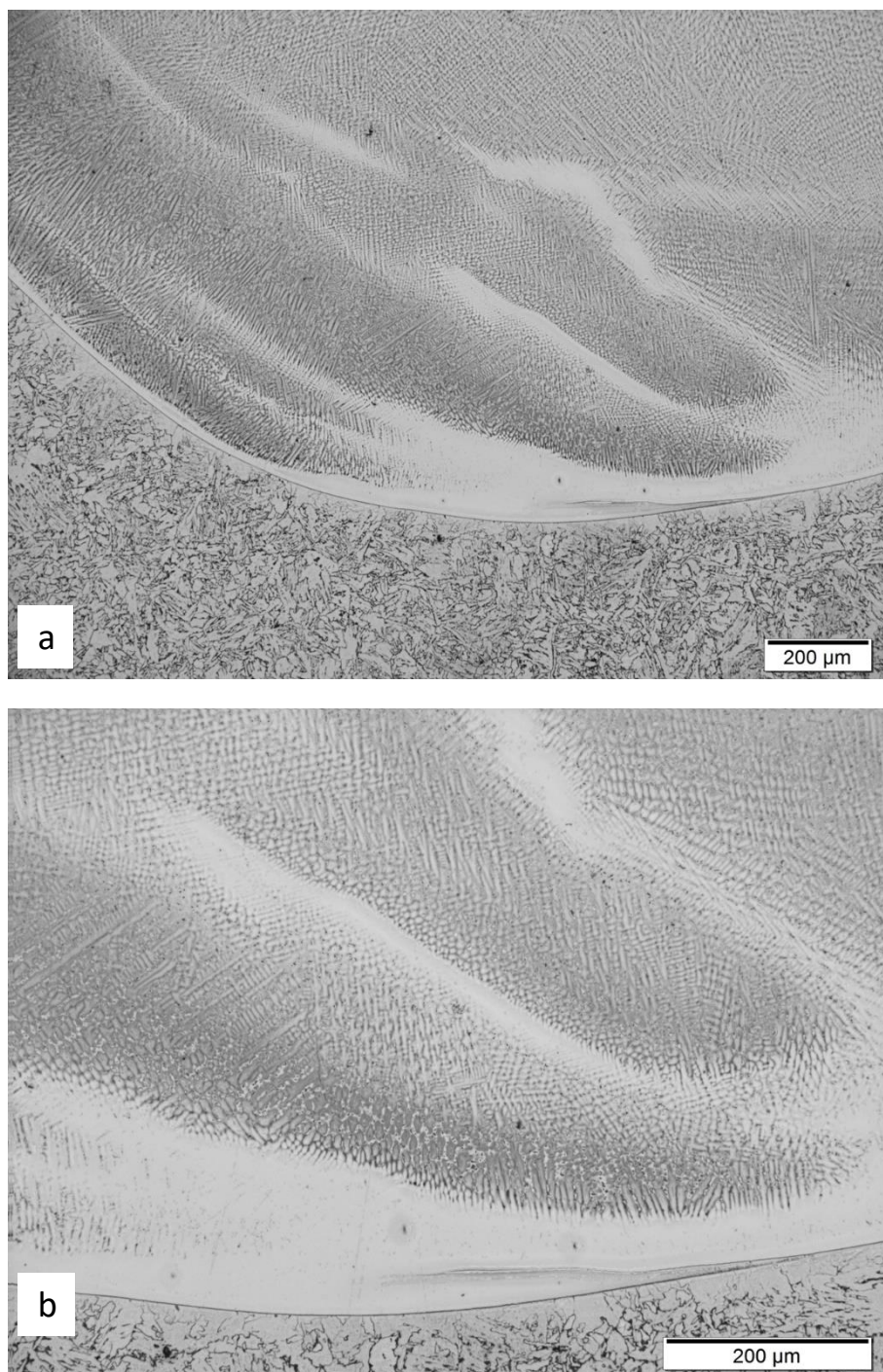


Figura 25 – Micrografias da região de maior penetração da amostra com três camadas. Observa-se no metal base a estrutura martensítica revenida mais extensa, enquanto a estrutura do revestimento segue em grãos colunares. Aumento nominal: (a) 100X, (b) 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2%.

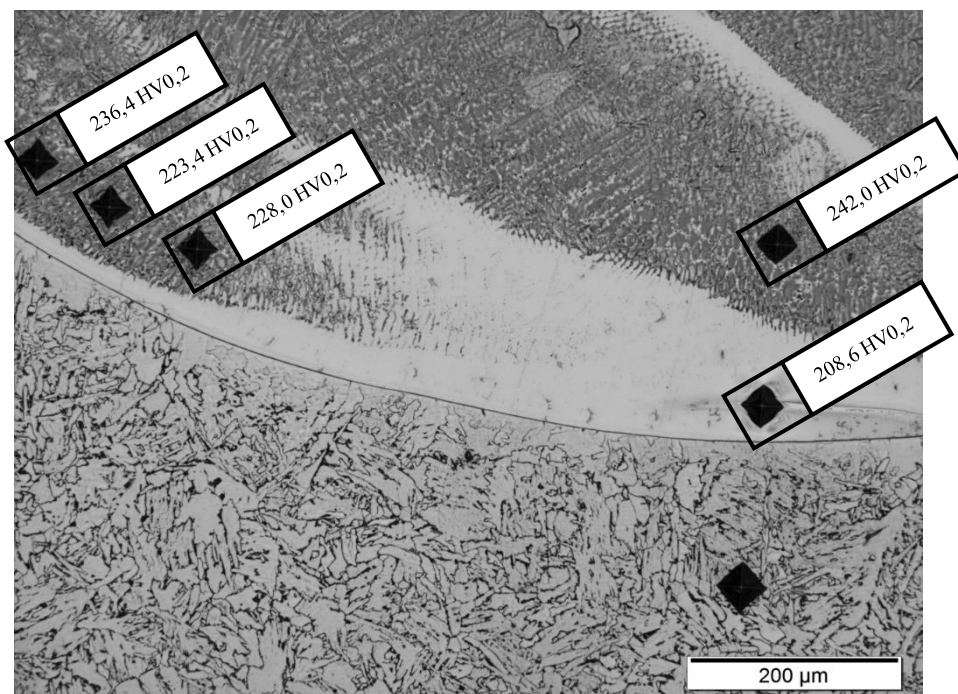


Figura 26 - Micrografia da região de maior penetração da amostra com três camadas. Detalhe para as endentações na região da ZPD. Os valores de dureza indicam a presença de ZPD do tipo ilha na região. Aumento nominal: 200X. Ataque: Ácido oxálico 10% + nital 2%.

Os valores de dureza encontrados na ZPD da região de maior penetração das amostras com 2 e 3 camadas de deposição, assim como na amostra com 1 camada, podem ser justificados por diversos fatores, como presença de martensita, diluição local, migração de carbono e precipitação de fases intermetálicas [8]. Porém, neste trabalho, não se pode afirmar de forma mais contundente devido à limitação de resolução da análise por microscopia ótica.

A literatura apresenta martensita nas ZPDs nas regiões de maior penetração na soldagem utilizando os processos de eletrodo revestido e arame tubular, além disso também pode haver presença de ZPD ao longo de toda a linha de fusão quando há a utilização de gás argônio puro [8,44]. Sabendo-se que, quanto maior a energia de soldagem, mais lenta será a velocidade de resfriamento, a utilização de hélio e corrente maior neste presente trabalho visou gerar menores ZPDs e somente nas regiões de maior penetração, talvez com ausência de martensita, sendo algo que poderia ser comprovado através de análises com MEV.

Importante ressaltar que tanto na Figura 21, quanto nas Figura 23 e 23, também nota-se uma forma de onda na interface da solda, na região de transição, exibindo claramente o padrão gerado pelas correntes de convecção do calor e taxa de deposição [38].

O processo GMAW gerou, qualitativamente nas áreas de maior penetração, conforme as figuras anteriores, ZPDs e zonas de transição da mesma forma que os processos de eletrodo revestido e arame tubular produzem. Apesar da energia de soldagem do processo deste trabalho ter sido maior, devido à utilização do gás hélio, ainda não foi suficiente para reduzir tais regiões, como acontece com processo de eletroescória, por exemplo [8].

#### 4.3 ENSAIO MECÂNICO - MICRODUREZA

O ensaio de microdureza é utilizado para comparação com critérios estabelecidos pela norma NACE MR 0175 [50], para verificação do grau de diluição e também gera resultados que possibilitam a complementação de uma análise de fases secundárias no metal de solda, que apresentam alta dureza e que, conseqüentemente, são suscetíveis ao surgimento e propagação de trincas.

As análises foram realizadas pela varredura das amostras na direção a partir do metal de solda para o metal base, perpendicularmente a linha de fusão e os resultados obtidos são apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 - Resultados da análise de microdureza Vickers (HV 0,5).

	Distância a partir da Linha de Fusão (mm)	1 passe	2 passes	3 passes
MS	-2,1	209,4	207,5	216,8
	-1,8	212,1	206,9	211,1
	-1,5	214,2	203,4	204,3
	-1,2	200,3	203,3	213,5
	-0,9	199,6	205,1	218,4
	-0,6	212,1	206,4	224,5
	-0,3	231,8	218,4	230,8
LF	0	216,7	220,6	228,1
MB	0,3	151,7	213,5	217,2
	0,6	152,8	148,1	138,7
	0,9	152,9	147,5	146,2
	1,2	164,4	142,4	139,8
	1,5	155,9	134,2	139,7
	1,8	151,8	139,8	135,2
	2,1	159,0	139,3	137,3

A norma NACE MR 0175 [50] determina que um metal base, que tenha sido revestido através do processo de soldagem, não deve ter valores de dureza acima de 250 HV. As Figura 27, 26 e 27 abaixo comprovam que as amostras estão com seus valores máximos de dureza em concordância com a norma.

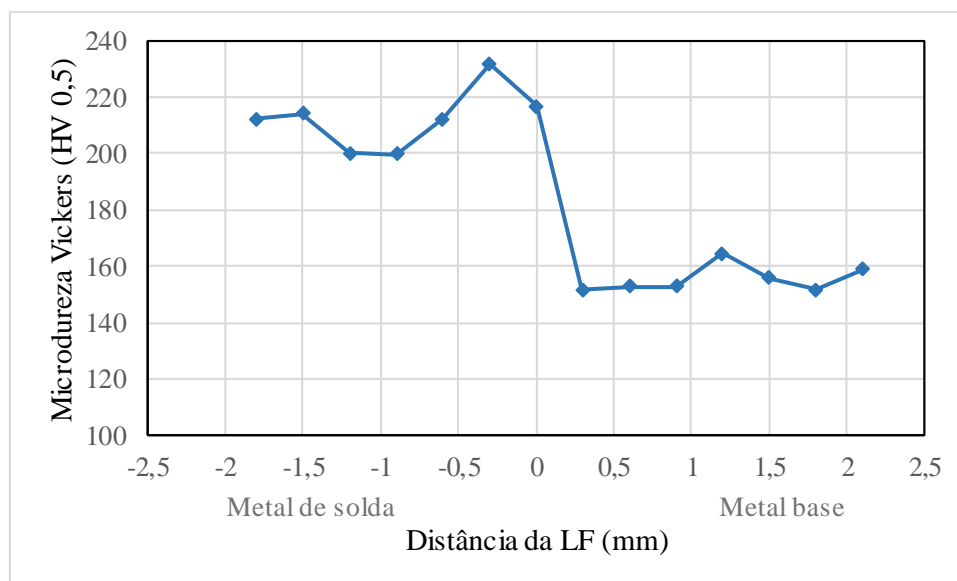


Figura 27 – Gráfico de microdureza em relação à distância da linha de fusão obtido para amostra soldada com 1 camada de revestimento.

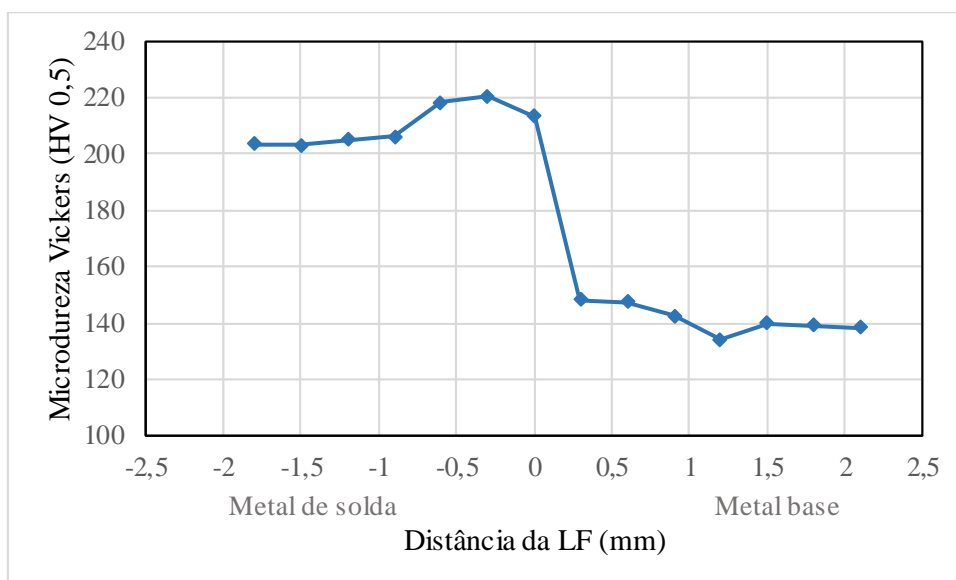


Figura 28 - Gráfico de microdureza em relação à distância da linha de fusão obtido para amostra soldada com 2 camadas de revestimento.

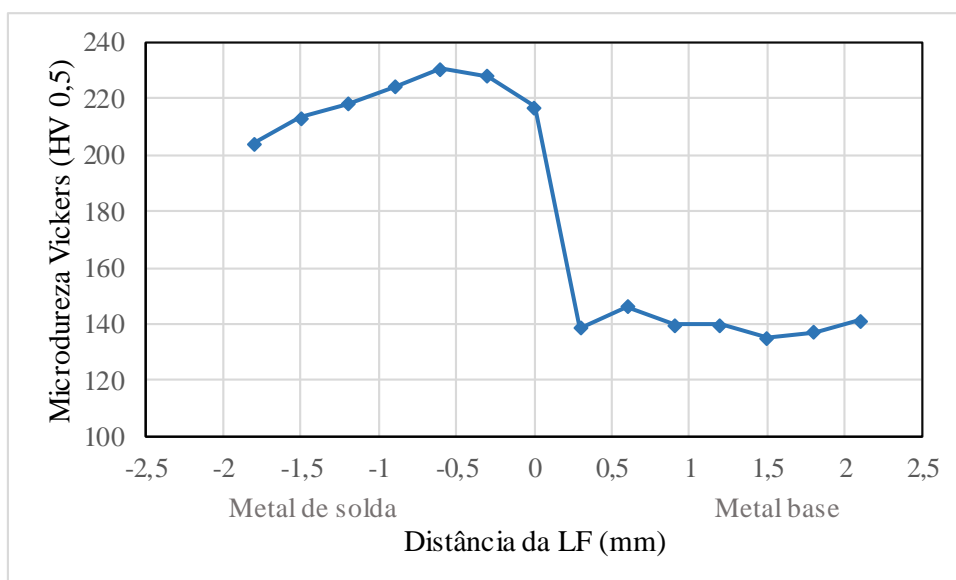


Figura 29 - Gráfico de microdureza em relação à distância da linha de fusão obtido para amostra soldada com 3 camadas de revestimento.

A análise dos gráficos de microdureza, entre si, permite observar a diferença de valores máximos de dureza tanto no metal de solda, quanto no metal base. O metal base teve sua dureza reduzida de acordo com o aumento do número de passes. Isso se dá pelo efeito do reaquecimento produzido pelos cordões de solda subsequentes, resultando em uma decomposição da bainita da região [2].



O pico de dureza do metal de solda é apresentado de forma esperada: bem próximo da linha de fusão. Isto se dá pela possível precipitação de fases intermetálicas no metal de solda e pela formação de outras microestruturas de alta dureza, como a martensita nas ZPDs [8].

Todavia, o pico de dureza encontrado no revestimento de 3 camadas (Figura 29) possui valores superiores à dureza da amostra com duas camadas, o que mostra que o efeito do reaquecimento gerado pela última camada de solda pode ter desencadeado um processo de endurecimento secundário do material, através da precipitação de provável fase  $\gamma'$  e carbeto no contorno de grão [51].

## 5 CONCLUSÃO

Em todas as amostras os valores de diluição global estão acima do padrão aceito pela norma mais comumente utilizada ISO 10423 [46]. Vale ressaltar que, dependendo da aplicação, o resultado de 2 e 3 camadas de revestimento podem estar dentro da norma (entre 5 e 10%).

Com base na microscopia ótica e no ensaio de microdureza, pode-se afirmar que em todas as amostras foram encontradas áreas de zona parcialmente diluída na região de maior penetração da solda, além de uma microestrutura bainítica e ferrítica no metal base, que sofreu decomposição ao longo dos depósitos de revestimento, apresentando dureza sensivelmente inferior aos valores determinados por norma.

A utilização do hélio na mistura do gás de proteção mostrou ser capaz de produzir benefícios tangíveis. Houve presença de ZPD somente na região de maior penetração da solda e valores de dureza bem abaixo do padrão para presença de martensita. Além disso, a mistura também gerou uma poça de fusão mais larga, com menor penetração, prevenindo o perfil de penetração chamado de "finger type" gerado pelo argônio puro.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Visando maior entendimento da utilização da mistura de gás hélio e argônio no processo GMAW para soldagem de revestimento, observou-se a necessidade de realizar análises com microscópio eletrônico de varredura (MEV) e EDS (*Energy Dispersive X-Ray*), principalmente nas regiões de maior penetração, afim de melhor identificar a microestrutura do metal base, da ZPD e as possíveis fases secundárias do metal de solda.

## REFERÊNCIAS

- [1] SANDES, Soraia Simões *et al.* **Evaluation of the 625 Nickel Alloy Weld Overlays Deposited by Electroslag Process.** Soldagem & Inspeção, v. 21, n. 4, p. 417-427, 2016. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2104.03>.
- [2] ASHTIANI, Hamid Reza Rezaei Ashtiani; ZARANDOOZ, R. **Microstructural and mechanical properties of resistance spot weld of Inconel 625 supper alloy.** Int J Adv Manuf Technol (2016) 84:607–619, London, 2015.
- [3] FLOREEN, S; FUCKS, Gerhard E.; YANG, Walter J. **The Metallurgy of alloy 625.** Superalloys, v. 718, n. 625, p. 14, 1994.
- [4] DE MELO, Raphael Henrique Falcão et al. **Efeito do processo de soldagem na microestrutura, microdureza e composição química de revestimentos de aço inoxidável aplicados por soldagem.** Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v. 7, n. 3, p. 192-204, 2012.
- [5] GOMES, José Henrique de Freitas. **Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 com utilização de arame tubular inoxidável austenítico.** Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, MG, 2010.
- [6] FILHO, Euclides Gonçalves Martins. **Estudo da influência relativa das variáveis do processo de soldagem MIG-MAG (GMAW) no passe de raiz.** Dissertação de mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Belo Horizonte, MG, 2012.
- [7] VOLPI, A; SERRA, G. **Weld overlay of highly corrosion resistant nickel chromium molybdenum alloys, uns n06059, on low alloy equipment operating at high temperature.** ASME ETAM. Seattle, WA, EUA, 2018.
- [8] ALVARÃES, Camila Pereira. **Propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos metálicos com a superliga de níquel inconel 625 obtidos pelos processos arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido.** Dissertação de Mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, 2015.
- [9] TURAZI, Almir. **Metodologia de avaliação de grau de degradação e rejuvenescimento de superligas à base de níquel.** Tese de doutorado. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, 2014.
- [10] CARDOSO, Débora. **Efeito do ciclo térmico no encruamento de ligas metálicas com características estruturais distintas.** Trabalho de conclusão de curso. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Belo Horizonte, MG, 2019.
- [11] Instituto de Metais Não Ferrosos. *In: Superligas: Desenvolvimento, Propriedades e Aplicações das Superligas de Níquel.* [S. l.], 9 jul. 2001. Disponível em: <<http://www.icz.org.br/niquel-superligas.php>>. Acesso em: 1 maio 2021.
- [12] CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e engenharia dos materiais: Uma introdução.** 8ª ed., p. 353,354. Nova Iorque: John Wiley & Sons, 2007.
- [13] AWS. **The Welding Encyclopedia.** American Welding Society, Ed. Robert L. O'Brian, Miami, Florida, v.2, 8th ed., 1997.

- [14] NUNES, Rafael *et al.* **Metals handbook**. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials, v. 2. ASM international. 1990.
- [15] FERNANDES, Stela. **Caracterização microestrutural e mecânica da superliga à base de níquel (liga 600) após tratamentos térmicos**. Dissertação de mestrado. Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 1993.
- [16] PÉREZ, Gerardo Jesus Aracena. **Caracterização das fases presentes em depósito de níquel Er-NiCr-Mo-3 em tubos de aço de 9Cr1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo**. Dissertação de mestrado. Universidade federal do Ceará, Fortaleza, CE, 2005.
- [17] CANTARIN, Tadeu. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “gtaw”**. Dissertação de mestrado. Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2011.
- [18] REED, R.C. **The superalloys Fundamentals and Applications**. Cambridge University Press, Cambridge, UK, 2006.
- [19] OLIVEIRA, E. M. **Comportamento microestrutural da liga INCONEL 718 em aplicações por soldagem TIG**. Dissertação de mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, 2011.
- [20] VALENTE, William Dias Alfradique. **Avaliação da resistência à corrosão em revestimentos de superliga de níquel usadas para cladeamento**. Dissertação de mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, 2017.
- [21] GUO, Qiang et al. **Study of the pitting corrosion at welding joints of Inconel 625 alloy under high temperature and high H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> partial pressure**. International journal of electrochemical science, v. 12, n. 10, p. 8929-8943, 2017.
- [22] KIM, JS; PARK, YI; LEE, HW. **Effects of heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding**. Metals and Materials International. 2015; 21(2):350-355. <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-015-4245-9>.
- [23] KEJELIN, N. Z.; **Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares**; Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, Fevereiro 2006.
- [24] DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and weldability of Nickel-Base Alloys**. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [25] FORTES, Cleber. **Apostila de metalurgia da soldagem**. ESAB BR, Brasil, 2005.
- [26] SILVA, Mauricio de Carvalho. **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço api 5L X80**. Tese de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, 2009.
- [27] KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2nd ed. New Jersey, United States, 2003.
- [28] CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia mecânica**. McGraw-Hill, v. 2, 2<sup>a</sup> ed., São Paulo, Brasil, 1986.
- [29] EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann Ltd, 1992.

- [30] SILVA, William Constantino da. **Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, Rio Grande do Norte, Brasil, 2018.
- [31] SILVA, Cleiton Carvalho *et al.* **Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel inconel 625**. Soldag. insp., São Paulo, v. 17, n. 3, p. 251-263, 2012. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242012000300009>.
- [32] NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. **Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds – Part 1: Nucleation and Growth**. American Welding Society. October, 1999.
- [33] NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. **Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds – Part 2: On cooling transformations**. American Welding Society. October 1999.
- [34] SIREESHA, M. *et al.* **Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800**. Elsevier: materials science and engineering, A292 (2000) 74–82, 2000.
- [35] NAFFAKHA, H; SHAMANIANA, M; ASHRAFIZADEHA, F. **Dissimilar Welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657**. Elsevier: journal of materials processing technology 209 (2009) 3628–3639, 2009.
- [36] DOODY, Thomas. **Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service**. Welding Journal, v. 71, n. 3, p. 55-60, 1992.
- [37] OLIVEIRA, Waldemiro. **Estudo do reparo do revestimento de inconel 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem**. Dissertação de mestrado. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, RJ, 2014.
- [38] HIRATA, Edson Kazuo *et al.* **Influência da Corrente sobre o Rendimento Bruto de Fusão em Soldagem MIG/MAG**. Soldag. Insp. São Paulo, Vol. 19, Nº. 02, p.159-167, Abr/Jun 2014
- [39] Tregaskiss. Amperage Blog. **MIG Welding Shielding Gas Basics**. Disponível em: <<https://www.tregaskiss.com/mig-welding-shielding-gas-basics/#:~:text=The%20most%20common%20of%20the, costs%20are%20the%20main%20priority.>> . Acesso em: 01 de maio de 2021.
- [40] MORALES, Rafael; RESENDE, André; SCOTTI, Américo. **Influência da adição de hélio no gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda MIG/MAG de aço carbono**. Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2007.
- [41] ELANGO, P; BALAGURU, S. **Welding Parameters for Inconel 625 Overlay on Carbon Steel using GMAW**. Indian Journal of Science and Technology, Vol 8(31), DOI: 10.17485/ijst/2015/v8i31/84309, November 2015.
- [42] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L**. Line Pipe. 46th Ed. 2018.
- [43] N-1707. **Projeto de Vaso de Pressão com Revestimento Metálico**.
- [44] MOTA, Carlos. Nickel overlay deposited by MIG welding and cold wire MIG welding. **Welding International**, [s. l.], 23 out. 2019.

- [45] GITTOS M.F., GOOCH T. G. **Effect of iron dilution on corrosion resistance of Ni-Cr-Mo alloy cladding**. British Corrosion Journal. V. 31, n. 4, p. 309-314, 1996.
- [46] ISO 10423. **Petroleum and natural gas industries — Drilling and production equipment — Wellhead and christmas tree equipment**. 4th Ed. 2009.
- [47] ALVAREZ, Luis Marco Caceres. **Previsão do efeito de revenido da zona termicamente afetada em soldagem multipasse**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, 1999.
- [48] SILVA, Erivelton; Kitsuda, Eduardo. **Trincas: Causas e métodos de prevenção em aços estruturais soldados**. Fatec/SP. Dezembro de 2012. Disponível em: <<https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/metal/trincas-causas-e-metodos-de-prevencao-em-acos-estruturais-soldados.pdf>>. Acesso em: 5 de março de 2021.
- [49] ALVES, Valtair. **Desenvolvimento de envelopes operacionais para processo MIG/MAG robotizado com diferentes gases de proteção**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2009.
- [50] NACE MR 0175. **Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H<sub>2</sub>S containing environments in oil and gas production; Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels, and the use of cast irons**. 2009.
- [51] SOUSA, Igor Simões; FERRES, Raphael Inocente. **A influência do tratamento térmico de envelhecimento na dureza da superliga de níquel inconel 625**. Trabalho de conclusão de curso, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, 2009.