

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ

# Influência de parâmetros de soldagem nas propriedades de juntas soldadas pelo processo GTAW com Inconel 625 em aço API 5L X70

Professor orientador: Matheus Campolina Mendes

Coorientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge

Alunos: Eduardo Vianna Rossi Claussen e Natália Coelho Carmo

Rio de Janeiro

Maio, 2021

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ

# Influência de parâmetros de soldagem nas propriedades de juntas soldadas pelo processo GTAW com Inconel 625 em aço API 5L X70

Trabalho apresentado em cumprimento às normas do Departamento de Educação Superior do CEFET/RJ, como parte dos requisitos para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica

Professor orientador: Matheus Campolina Mendes  
Coorientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge  
Alunos: Eduardo Vianna Rossi Claussen e Natália Coelho Carmo

Rio de Janeiro  
Maio, 2021

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

C616 Claussen, Eduardo Vianna Rossi  
Influência de parâmetros de soldagem nas propriedades de juntas soldadas pelo processo GTAW com Inconel 625 em aço API 5L X70 / Eduardo Vianna Rossi Claussen [e] Natália Coelho Carmo – 2021.  
46f : il.color. ; enc.

Projeto Final (Graduação). Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2021.  
Bibliografia: f. 45-46  
Orientador: Matheus Campolina Mendes  
Co-orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge

1. Engenharia mecânica. 2. Solda e soldagem. 3. Tecnologia de materiais.  
4. Aço inoxidável. I. Carmo, Natália Coelho. II. Mendes, Matheus Campolina (Orient.).  
III. Jorge, Jorge Carlos Ferreira. (Co-orient.). IV. Título

CDD 620.1

## RESUMO

Na indústria offshore, é de suma importância a vitalidade dos dutos ou “pipelines”, para o transporte do petróleo e de seus derivados. Uma falha decorrente da soldagem, especificamente das juntas soldadas desses componentes pode ocasionar danos ambientais e físicos inestimáveis. Por isso, o método seguro de união das juntas soldadas é essencial, principalmente quando o meio de serviço é altamente corrosivo, havendo a necessidade do uso de ligas nobres para a proteção contra a corrosão, o que no ponto de vista econômico é extremamente desfavorável. Para a utilização de juntas soldadas com metais dissimilares de forma eficiente, processos de união de juntas com ligas nobres, após o revestimento, vem sendo implementado, como por exemplo, com as ligas de níquel. Essas, que já têm uma grande presença no mercado petrolífero, onde o principal desafio é conseguir assegurar que a liga de níquel utilizada como metal de adição garanta um metal de solda com altos limites de escoamento, tornando então, possível a sua utilização em tubulações fabricadas com aços estruturais de menores espessuras e menor peso, acarretando variados benefícios econômicos e operacionais, como um aço de alta resistência e de baixa liga. Neste contexto, o presente trabalho tem como objetivo estudar os efeitos dos parâmetros do processo de soldagem GTAW com o metal de adição em liga de níquel 625 no aço API 5L X70. Para isso objetivou-se realizar uma avaliação das propriedades através de uma análise dos ensaios de microdureza Vickers, dobramento e observação macro e microscópica das duas juntas soldadas com diferentes parâmetros de soldagem. Os resultados obtidos neste trabalho permitiram concluir que não houve trincas identificadas por inspeção visual no ensaio de dobramento e na análise macroscópica, com isso, as juntas seriam validadas pela norma NACE MR0175/ISSO 15156-1 para aplicação com materiais *sour service*. Porém, com a visão de desafiar o limite imposto pela norma, foi feita uma análise mais criteriosa da dureza avaliando a microdureza e assim, valores altos foram encontrados. Com o auxílio da análise micrográfica foi possível identificar a existência de ZPDs do tipo “praia” e “baía” próximas à linha de fusão.

# Sumário

<b>Lista de Figuras</b> .....	<b>vii</b>
<b>Lista de Tabelas</b> .....	<b>viii</b>
<b>Capítulo 1</b> .....	<b>1</b>
<b>Introdução</b> .....	<b>1</b>
<b>Capítulo 2</b> .....	<b>3</b>
<b>Revisão Bibliográfica</b> .....	<b>3</b>
2.1 Aço carbono API 5L X70.....	3
2.2 Técnica de soldagem (GTAW).....	4
2.3 Qualificação do procedimento de soldagem.....	7
2.4 Soldagem em juntas dissimilares .....	12
2.5 Ligas de níquel .....	14
2.5.1 Fases .....	15
2.5.2 Soldabilidade .....	16
2.6 Processo de soldagem em aços com ligas de níquel 625.....	17
<b>Capítulo 3</b> .....	<b>19</b>
<b>Materiais e métodos</b> .....	<b>19</b>
3.1 Materiais.....	19
3.2 Soldagem .....	20
3.3 Preparação das amostras para metalografia .....	22
3.4 Caracterização mecânica .....	22
3.4.1 Ensaio de dobramento .....	22
3.4.2 Ensaio de microdureza .....	22
3.5 Caracterização macroestrutural .....	23
3.5.1 Cálculo de diluição.....	23
3.6 Caracterização microestrutural .....	24
<b>Capítulo 4</b> .....	<b>25</b>
<b>Resultados e discussão</b> .....	<b>25</b>
4.1 Caracterização mecânica .....	25
4.1.1 Ensaio de dobramento .....	25
4.1.2 Ensaio de microdureza .....	26
4.2 Caracterização macroestrutural .....	31
4.2.1 Cálculo de diluição.....	32

4.3 Caracterização microestrutural .....	33
4.3.1 Interface da junta 1 .....	33
4.3.2 Interface da junta 2 .....	36
4.3.3 Análise comparativa das duas amostras .....	41
<b>Capítulo 5.....</b>	<b>42</b>
<b>Conclusão.....</b>	<b>42</b>
<b>Sugestões para trabalhos futuros.....</b>	<b>44</b>
<b>Referências Bibliográficas .....</b>	<b>45</b>

## Lista de Figuras

Figura 1: Equipamento utilizado e demonstração da soldagem GTAW [8].	4
Figura 2: Critério para retirada dos corpos de prova [18].	8
Figura 3: Critério para retirada dos corpos de prova (adaptado) [19].	9
Figura 4: Corpos de prova para dobramento de face e de raiz (adaptado) [20].	10
Figura 5: Corpo de prova para dobramento lateral [20].	10
Figura 6: Critério para retirada dos corpos de prova (adaptado) [21].	11
Figura 7: Corpos de prova para dobramento de face e de raiz (adaptado) [21].	11
Figura 8: Corpos de prova para dobramento lateral (adaptado) [21].	12
Figura 9: Diagrama TTT da liga Inconel 625 de fases em alta temperatura [4].	18
Figura 10: Geometria da junta soldada.	20
Figura 11: Detalhes do procedimento de soldagem realizado.	21
Figura 12: Metodologia adotada para cálculo da diluição [31].	24
Figura 13: Fórmula de cálculo utilizada para encontrar a diluição na junta 1 e 2, respectivamente: $2+3+4 / 1+2+3+4$	24
Figura 14: Corpos de prova da junta 1 após dobramento de face e de raiz, respectivamente.	25
Figura 15: Corpos de prova da junta 2 após dobramento de face e de raiz, respectivamente.	25
Figura 16: Croqui das identações realizadas na junta 1 para análise de perfil de microdureza.	26
Figura 17: Croqui das identações realizadas na junta 2 para análise de perfil de microdureza.	27
Figura 18: Perfil de microdureza da junta 1.	27
Figura 19: Perfil de microdureza da junta 2.	28
Figura 20: Perfis de microdureza traçados para as duas juntas soldadas com fins de comparação.	29
Figura 21: Medidas de microdureza na interface para a amostra da junta 1.	30
Figura 22: Medidas de microdureza na interface para a amostra da junta 2.	30
Figura 23: Macrografias das juntas soldadas nas condições de: (a) junta 1; (b) junta 2.	32
Figura 24: Interface da junta 1, pelo lado esquerdo do cordão de solda, por GTAW com ZPDs do tipo “praia” e “baía” sinalizadas.	33
Figura 25: Interface da junta 1, pelo lado esquerdo do cordão de solda, por GTAW. Microscópio ótico. Aumento: 200X.	34
Figura 26: Interface da junta 1, pelo lado esquerdo do cordão de solda. Microscópio ótico. Aumento: 200X.	35
Figura 27: Interface da junta 1, pelo lado direito do cordão de solda. Microscópio ótico. Aumento: 200X.	36
Figura 28: Interface da junta 2, pelo lado esquerdo do cordão de solda, com ZPDs do tipo “praia” sinalizadas.	37
Figura 29: Interface da junta 2, pelo lado esquerdo do cordão de solda. Aumento: 200X.	38
Figura 30: Interface da junta 2, pelo lado direito do cordão de solda. Aumento: 200X.	38
Figura 31: Interface da junta 2, pelo lado direito do cordão de solda. Aumento: 200X.	39
Figura 32: Interface da junta 2, no “topbead” pelo lado direito do cordão de solda. Aumento: 200X.	40

## **Lista de Tabelas**

Tabela 1: Composição química e propriedades mecânicas do aço de grau X70 [1]. .....	3
Tabela 2: Composição química do metal base utilizado (% em peso). .....	19
Tabela 3: Composição química do consumível fornecido pelo fabricante (% em peso). .....	19
Tabela 4: Parâmetros de soldagem utilizados.....	21
Tabela 5: Resultados dos ensaios de dobramento.....	25
Tabela 6: Resultados da análise de microdureza na junta 1. ....	27
Tabela 7: Resultados da análise de microdureza na junta 2. ....	28

## Capítulo 1

### Introdução

No atual cenário da engenharia mecânica no estado do Rio de Janeiro, quando o assunto é emprego e desenvolvimento de tecnologias, é impossível não se notar a forte presença da indústria de exploração do petróleo desde a descoberta da Bacia de Campos na década de 70.

Na indústria offshore, um dos requisitos mais importantes para a extração e transporte do petróleo são os dutos ou “pipelines”. Neste contexto, as etapas de fabricação e montagem são sensivelmente influenciadas pelo método de união a ser implementado, sendo considerados fatores cruciais para o sucesso desse processo exploratório. Desta forma, para ter uma maior eficiência no transporte de gás natural, se torna imprescindível uma união segura desses dutos através da soldagem.

Desde a sua invenção, o processo de soldagem é a primeira opção quando se deseja a união permanente de dois ou mais elementos metálicos. Tal fato está relacionado com a rapidez e segurança deste processo. Utilizado em larga escala nas indústrias de petróleo, de gás natural e na indústria naval, o processo de soldagem se depara com a necessidade de soluções para a sua aplicação de forma eficiente em meio exposto a carregamentos dinâmicos.

Entre os métodos mais comuns para união de juntas, será destacado neste trabalho o processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo não consumível de tungstênio (W), sob proteção gasosa inerte (GTAW), o qual se baseia na abertura de um arco elétrico e um eletrodo não consumível de tungstênio em uma atmosfera controlada com gás de proteção inerte, sendo ele o hélio (He) ou o argônio (Ar).

Tendo em vista a implementação de gasodutos em águas marinhas e profundas, aços com propriedades mecânicas cada vez mais altas, têm sido implementados, visando também o aumento de produtividade, a redução de peso e a segurança, como por exemplo o aço API 5L X70. Seu desenvolvimento foi obtido através do aprimoramento da laminação controlada, em que é possível se ter um bom melhoramento com um baixo teor de carbono com micro adições de elementos de liga [1, 2].

Visando o uso dos gasodutos no setor offshore, a corrosão é um ponto muito importante a ser levado em consideração e assim conseqüentemente a sua prevenção. Visto que as ligas metálicas existentes anticorrosivas apresentam um alto valor no mercado é notável a busca por soluções para a economia dessas ligas na fabricação dos dutos. Dentre as ligas nobres mais utilizadas estão as ligas de níquel, onde a liga de níquel 625 é uma das mais aplicadas, comumente conhecida como Inconel 625, esta liga possui uma aplicação muito frequente em soldas dissimilares como material de adição, devido às suas boas características, entre elas, sua habilidade de tolerar uma alta diluição de materiais diferentes [3].

Visto todos os pontos cruciais, esse projeto final tem como objetivo realizar um estudo de caso sobre a influência dos parâmetros de soldagem nas propriedades mecânicas de juntas dissimilares soldadas pelo processo GTAW, com metal de adição Inconel 625 em metal base de aço carbono API 5L X70. O embasamento para discussão se dará todo de acordo com as normas ASME IX, NACE MR0175/ISSO 15156-1, ASTM E8 e API 1104, se aplicando de forma comparativa com as análises microestruturais realizadas através de imagens de microscopia óptica, e também com ensaios mecânicos, como o de dobramento, dureza e tração, todos realizados no LAMAT (laboratório de materiais) do CEFET/RJ em duas juntas soldadas com diferentes parâmetros de soldagem.

## Capítulo 2

### Revisão Bibliográfica

#### 2.1 Aço carbono API 5L X70

A alta demanda mundial de dutos para o transporte de petróleo e seus derivados foi o principal incentivo da busca de aços com altas propriedades mecânicas sob altas pressões, com foco na economia de seu transporte, na fabricação e na manutenção sem perda de qualidade. Através do aprimoramento da laminação controlada se tornou possível atingir esses aços, dentre eles, a série API 5L X70 apresentou ótimos resultados na sua aplicação e na fabricação de tubos de grandes espessuras quando há necessidade de aços de alta resistência mecânica à tração [1, 2].

Classificado com aço de alta resistência e baixa liga (ARBL), o aço carbono API 5L X70 é um aço microligado tipicamente de estrutura ferrita-austenita. Como observado na Tabela 1, sua composição é semelhante a de um aço de baixo carbono com micro adições (aproximadamente 0,1%) de Nb, Ti e V para assegurar as propriedades mecânicas, como a tenacidade e a boa soldabilidade [1].

Tabela 1: Composição química e propriedades mecânicas do aço de grau X70 [1].

GRAU	C	Mn	P	S	Outros	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)
	% máx	% máx	% máx	% máx		mín	mín
<b>Tubos sem costura</b>							
X70	0,28	1,4	0,03	0,03	Nb+V+Ti <0,15%	483	565
<b>Tubos com costura</b>							
X70	0,26	1,65	0,03	0,03	Nb+V+Ti <0,15%	483	565

O processamento termomecânico por laminação controlada para a produção de aços microligados é um dos mais aplicados e eficientes métodos quando o assunto está relacionado à tecnologia de fabricação de aços para tubulações. Nesse processo, o aumento da resistência mecânica é proveniente do refino da microestrutura sem a necessidade de endurecimento por precipitação por adição de elementos de ligas, pela redução proporcionada pela laminação em si, além disso existe também uma contribuição para o endurecimento a presença de elementos em solução sólida e uma fina precipitação induzida pela deformação

aplicada no campo austeno-ferrítico. Assim, estabelecendo no resultado final um aço com baixo carbono equivalente, baixo custo e boa soldabilidade [1].

Os tubos na indústria petrolífera geralmente seguem a norma *API Specification 5L* (*American Petroleum Institute Specification for line pipes*) [4], onde é estabelecido o grau dos aços adequados para o transporte de água, gás e petróleo considerando o tipo de processamento do tubo. Além disso, é cobrado pela especificação excelentes propriedades de impacto não só para os tubos, mas também para as suas juntas soldadas. Tais exigências demandam uma alta resistência à energia de impacto devido às elevadas tensões nos dutos influentes na propagação de trincas no modo dúctil, e também demandam a menor temperatura possível de transição, a qual é essencial para a aplicação em regiões de baixas temperaturas [1, 2, 5].

## 2.2 Técnica de soldagem (GTAW)

O processo de soldagem GTAW), usa um eletrodo de tungstênio (W) não consumível para produzir a solda, a qual pode ser feita com ou sem metal de adição. Quando o metal de adição é usado, ele é adicionado diretamente na poça de fusão, se dando pela imersão da extremidade da haste do metal de adição na poça de fusão, como observado na Figura 1. Quando o metal de adição não é utilizado, as bordas do metal são aquecidas até fundirem-se, com isso, ficando juntas por si mesmas e à medida que o metal fundido esfria, ocorre coalescência e as peças são unidas de forma autógena [6, 7].

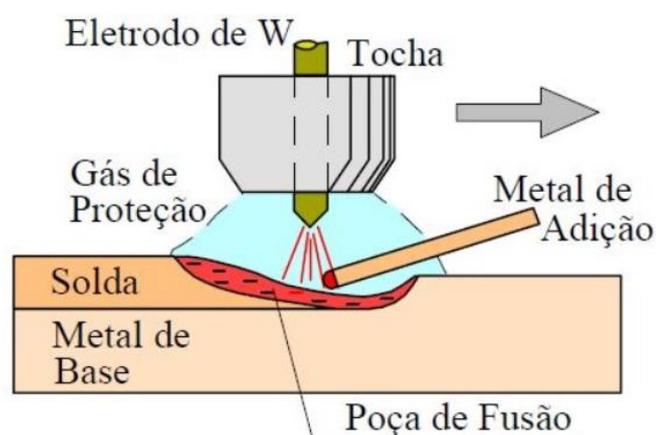


Figura 1: Equipamento utilizado e demonstração da soldagem GTAW [8].

A soldagem GTAW é associada a soldas de alta qualidade e encontra amplo reconhecimento em áreas onde requerem tal característica, como por exemplo na indústria aeronáutica, química, naval e offshore. Também é utilizada em trabalhos de manutenção e reparo em algumas indústrias [5]. Este processo de soldagem é adequado para metais finos e com espessura de  $\frac{1}{4}$ ", muito utilizados em juntas de expansão e juntas de vedação. Como vantagem, tem-se a possibilidade de realizar a soldagem em todas as posições, com soldas suaves e sólidas. Como desvantagens, tem-se a baixa produtividade e alta sensibilidade da condição da superfície [9].

A tenacidade e a resistência à ruptura da peça soldada dependem de muitas variáveis do procedimento de soldagem, como por exemplo, a corrente, a tensão, a velocidade de soldagem, etc,. Além disso, dependem também da forma geométrica, do método implementado para a soldagem, condições climáticas e natureza das tensões aplicadas [10].

A corrente de soldagem é a variável que mais influencia na soldagem GTAW, tendo participação direta na geometria do cordão de solda, na velocidade de soldagem e na qualidade da solda. A maioria das soldas GTAW emprega corrente contínua e polaridade direta no eletrodo negativo porque produz maior profundidade na penetração da solda e maior velocidade de deslocamento [11]. Durante a soldagem de GTAW pulsado, a alternância periódica ocorre entre os níveis altos e baixos da corrente de soldagem numa determinada frequência. Conceitualmente, um nível alto de energia é regulado durante os intervalos de alta corrente (pulso), com o intuito de promover a formação de uma poça de fusão, enquanto nos intervalos de baixa corrente (base), a energia é mantida em níveis baixos, apenas suficientes para garantir que não ocorra a extinção do arco, permitindo assim, o resfriamento da poça de fusão. Com isso, a energia do arco é utilizada de forma mais eficiente para produzir cordões de solda, cujo resultado é uma série de pontos de solda sobrepostos, sendo que a sobreposição entre esses pontos depende da frequência de pulsação da corrente e da velocidade de soldagem [12].

É na alternância entre níveis altos e baixos de energia que surgem os benefícios do processo de soldagem GTAW pulsado. As vantagens relatadas para este método incluem o maior controle sobre as características dimensionais do cordão de solda, maior tolerância às variações na dissipação de calor, menor aporte de calor, redução de tensões residuais e distorções da peça, e maior controle sobre a poça de fusão, principalmente em posições de

soldagem desfavoráveis. No ponto de vista metalúrgico, as vantagens referem-se ao refino de grãos obtido na zona fundida, redução da largura da ZTA e controle de segregação [12].

A tensão de soldagem é caracterizada pela diferença de potencial elétrico entre a ponta do eletrodo e a superfície da poça de fusão fundida. A tensão de soldagem pode ser ajustável ou fixa, conforme for o equipamento de soldagem utilizado no procedimento. Além disso, também determina a forma da zona de fusão e reforço da solda. Vale ressaltar, que uma alta tensão inicial produz soldas mais largas, planas e de penetração menos profunda do que as baixas tensões de soldagem [13].

Com o aumento da velocidade de soldagem para a mesma corrente e tensão tem-se uma redução no aporte de calor. Além disso, o aumento da velocidade de soldagem produz uma diminuição na área da seção transversal da solda e, conseqüentemente, a profundidade de penetração (P) e a largura da solda (W) também diminuem. A relação P/W tem uma dependência pequena da velocidade de soldagem, a qual não influencia os mecanismos envolvidos na formação da poça de fusão, e sim, apenas o volume de material fundido. As velocidades normais de soldagem vão de 100 a 500 mm/min, dependendo da corrente, tipo de material e espessura da placa utilizada [14].

O aporte de calor é a energia transferida por unidade de comprimento de solda. Quanto maior o aporte de calor, mais lenta será a taxa de resfriamento da solda. Por outro lado, quanto menor o aporte de calor, mais rápida será a taxa de resfriamento da solda. Assim como a temperatura de preaquecimento e a de interpasse, o aporte de calor é uma característica importante que influencia diretamente a taxa de resfriamento, podendo afetar as propriedades mecânicas e a estrutura metalúrgica da solda e da ZTA [15].

A escolha do gás de proteção na soldagem GTAW depende dos metais utilizados no processo de soldagem, dos efeitos no custo de soldagem, da temperatura de solda, da estabilidade do arco, da velocidade de solda e da vida útil do eletrodo. Os gases inertes (hélio ou argônio) de proteção utilizados na soldagem GTAW têm como principal função evitar a contaminação atmosférica do metal de solda. Esta proteção é importante, pois evita a produção de porosidades e trincas na solda, além de incrustações e alterações na composição química do material fundido. O gás inerte também tem grande influência na estabilidade do arco elétrico. Sendo argônio o gás de proteção GTAW mais usado, possui como característica

o baixo potencial de ionização, sendo mais pesado que o ar, assim, proporcionando uma excelente proteção da poça de fusão. Além disso, o argônio é mais barato do que o hélio e é muito utilizado na soldagem de aços carbono, aço inoxidável e em componentes de ligas de alumínio de baixa espessura. Para soldar peças de alumínio espessas e outros materiais de alta condutividade térmica, como ligas de cobre, recomenda-se a utilização do hélio, pois tem maior potencial de ionização do que o argônio, necessitando de maior voltagem para a iniciação e manutenção do arco [16].

A escolha do gás de proteção é muito importante porque afeta diretamente na profundidade de penetração da solda, no perfil da superfície, na porosidade, na resistência à corrosão, na resistência, na dureza e na fragilidade do material de solda. Misturas de argônio com até 5% de hidrogênio são frequentemente utilizadas na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, com isso, o hidrogênio aumenta a tensão do arco e, conseqüentemente, o aporte de calor, aumentando a penetração da solda, a velocidade de deslocamento da solda, e a produtividade da solda [16]. As vazões dos gases de proteção dependem da espessura da solda, sendo 4 - 10 L/min para o argônio e 10 - 15 L/min para o Hélio, por ser mais leve que o argônio, com isso, menos eficaz na proteção [17].

Os metais de adição são geralmente utilizados em soldagens realizadas em chapas com espessura acima de 2 mm, e possuem diâmetro entre 1,6 e 3,2 mm. Além disso, a maioria das ligas superausteníticas requer o uso de metal de adição para obter a resistência à corrosão adequada para a solda [17].

## **2.3 Qualificação do procedimento de soldagem**

Os parâmetros para a qualificação de procedimentos de soldagem envolvem um grande número de variáveis envolvidas nos processos de soldagem. Essas variáveis precisam ser validadas por uma série de testes e ensaios destinados a cada situação de soldagem, recebendo assim, a sua qualificação. Para validar um processo de soldagem, é necessária uma Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS), um Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem (RQPS) e um Registro de Qualificação de Soldador (RQS). Esses documentos possuem todos os critérios e limites relacionados à atividade de soldagem, conhecidos como variáveis não essenciais, essenciais e essenciais complementares (quando requeridas).

Os corpos de prova soldados para a realização dos testes mecânicos devem ser preparados, analisados quimicamente e devem seguir exatamente o que é descrito na EPS, como por exemplo a matéria-prima utilizada e o tipo de chanfro. Para espessuras menores do que 15 mm e pertencentes ao grupo P-N.º 11, os metais de base devem ser preparados por processos térmicos, desde que tais processos sejam empregados na fabricação. A relação para retirada dos corpos de prova é baseada conforme a espessura dos tubos utilizados na qualificação do procedimento de soldagem, e após retirados, os corpos de prova são examinados por líquidos penetrantes e preparados para o ensaio de dobramento. Sendo assim, para tubos com espessura de 1,5 a 20 mm, a retirada dos corpos de prova consiste em seis amostras, conforme mostrado na Figura 2, em que dois são destinados ao dobramento de raiz, dois são destinados ao dobramento de face e dois são destinados ao ensaio de tração [18].

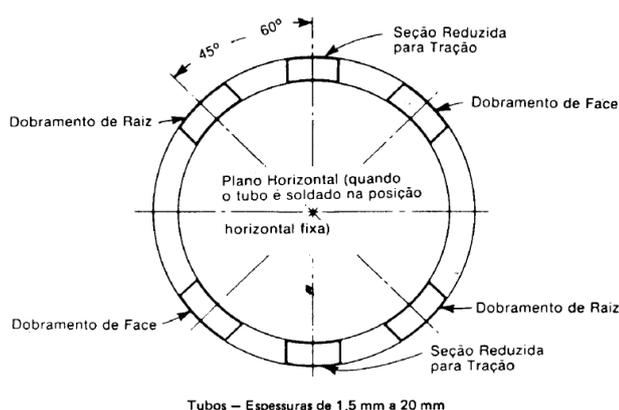


Figura 2: Critério para retirada dos corpos de prova [18].

Para a qualificação do procedimento de soldagem, destacam-se os grupos dos metais de base, os quais se dividem em limite de escoamento menor ou igual a 290 MPa, entre 290 MPa e 448 MPa, e maior que 448 MPa. Para cada grupo do metal base citado, é necessário um teste de qualificação. A relação para retirada dos corpos de prova é baseada conforme o diâmetro dos tubos utilizados na qualificação do procedimento de soldagem. Sendo assim, para tubos com diâmetro externo superior a 12,750" (323,9 mm) e espessura menor ou igual a ½" (12,7 mm), a retirada dos corpos de prova consiste em 16 amostras, conforme mostrado na Figura 3. Dessas amostras, quatro são destinadas ao ensaio de tração, quatro são destinadas ao ensaio de impacto, quatro destinadas ao dobramento de raiz e quatro destinadas ao dobramento de face [19].

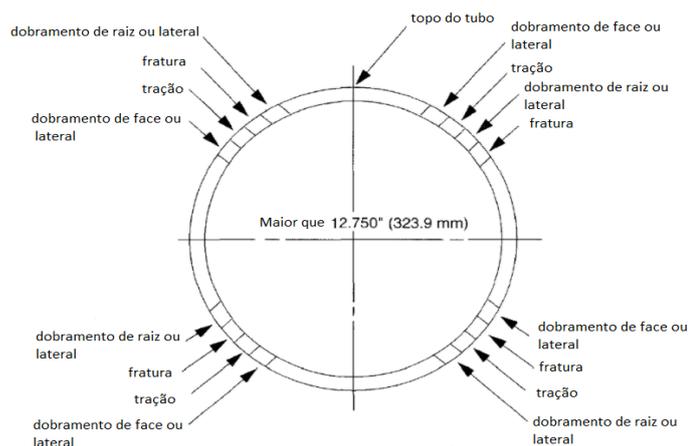


Figura 3: Critério para retirada dos corpos de prova (adaptado) [19].

Testes de dureza são realizados na superfície interna ou externa dos tubos e vale ressaltar, que o teste de dureza Brinell não deve ser realizado em produtos tubulares com menos de 2" (50 mm) de diâmetro externo ou com menos de 1/8" (5 mm) de espessura. Os testes de dureza Rockwell são normalmente feitos na superfície interna do tubo, na superfície externa ou na parede da seção transversal, quando depende das limitações do tubo. Vale ressaltar, que este teste não é realizado em tubos menores que 5/16" (7,9 mm) de diâmetro externo, em tubos com menos de 1/4" (6,4 mm) de diâmetro interno, em tubos recozidos com espessura menor que 0,065" (1,65 mm), em tubos trabalhados a frio ou tratados termicamente com espessura menor que 0,049" (1,24 mm). Além disso, a dureza Rockwell B ou C pode ser convertida para dureza Vickers, Brinell ou Knoop seguindo as Tabelas 2 e 3 da norma [20].

O teste de dobramento de face e de raiz são realizados para determinar a deformação plástica das soldas de fusão, e os corpos de prova utilizados têm aproximadamente 1 1/2" (38 mm) de largura e ao menos 6" (152 mm) de comprimento. Conforme Figura 4, os corpos de prova são usinados de forma em que a sua espessura (t) é igual a espessura do tubo, quando "t" é maior ou igual a 3/8". Para testes de dobramento lateral, as dimensões do corpo de prova são mostradas na Figura 5, em que "t" pode estar entre 3/4" e 1 1/2", e para "t" maior que 1 1/2" (38 mm), o corte deve ser realizado conforme linha indicada pela seta preta no corpo de prova inferior [20].

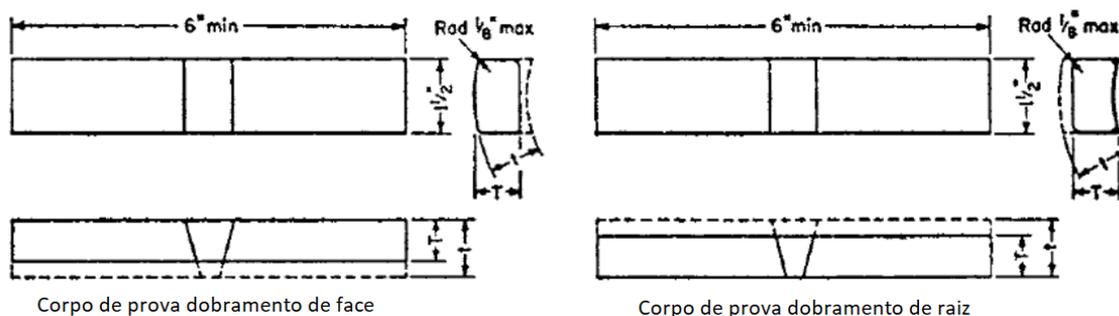


Figura 4: Corpos de prova para dobramento de face e de raiz (adaptado) [20].

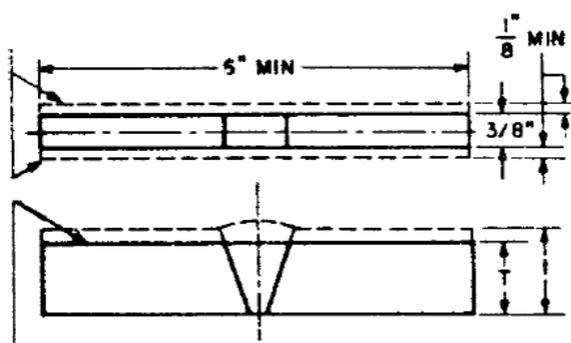


Figura 5: Corpo de prova para dobramento lateral [20].

Após realização da soldagem de acordo com os parâmetros impostos, deve ser realizada uma inspeção visual na solda a fim de verificar possíveis trincas e descontinuidades. Para qualquer trinca encontrada, independente do tamanho, o procedimento será indeferido. Após aprovação da inspeção visual e do ensaio não-destrutivo (END) de ultrassom ou radiografia não constatando nenhuma trinca ou descontinuidade, os corpos de prova poderão ser usinados e submetidos aos ensaios mecânicos de dobramento de face, de raiz e lateral solicitados pela norma [21].

Como critério de aceitação para os ensaios de dobramento, tem-se que a superfície submetida ao dobramento não deve conter descontinuidades que excedam  $\frac{1}{8}$ " (3mm), que o somatório das dimensões de todas as descontinuidades superiores a  $\frac{1}{32}$ " (1 mm) e inferiores ou igual a  $\frac{1}{8}$ " [3 mm] não deve ultrapassar  $\frac{3}{8}$ " (10 mm) e, que a abertura de canto deve ter comprimento máximo de  $\frac{1}{4}$ " (6 mm), exceto quando há inclusão de escória ou descontinuidades de fusão, assim, deve ser considerado o máximo de  $\frac{1}{8}$ " (3 mm) de comprimento. A retirada dos corpos de prova destinados aos ensaios mecânicos deve ser realizada conforme Figura 6 [21].

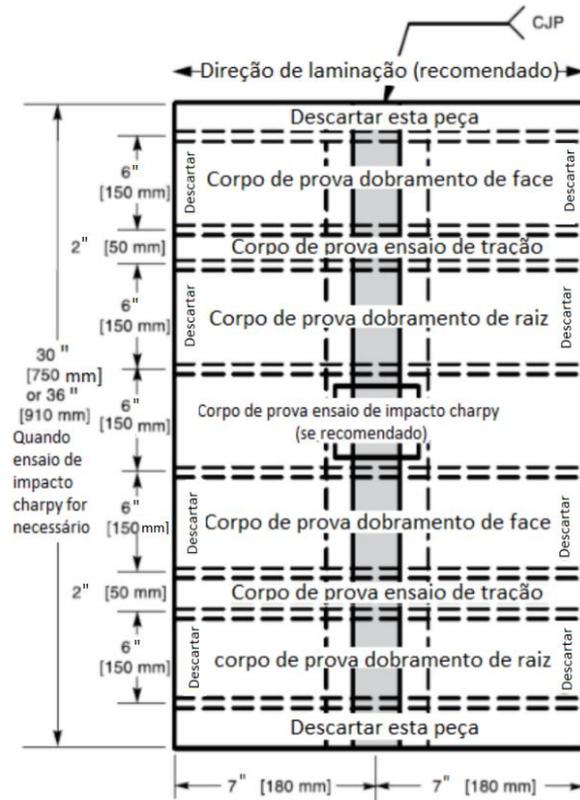


Figura 6: Critério para retirada dos corpos de prova (adaptado) [21].

Para tubos com diâmetro externo maior do que 4" (100 mm) e espessura entre 3/8" e 1 1/2", os corpos de prova destinados ao dobramento de face e de raiz devem ser usinados de forma que tenham 1 1/2" de largura (40 mm), e a mesma espessura do tubo, conforme Figura 7. Para dobramento lateral, os corpos de prova deverão ser usinados conforme Figura 8 [21].

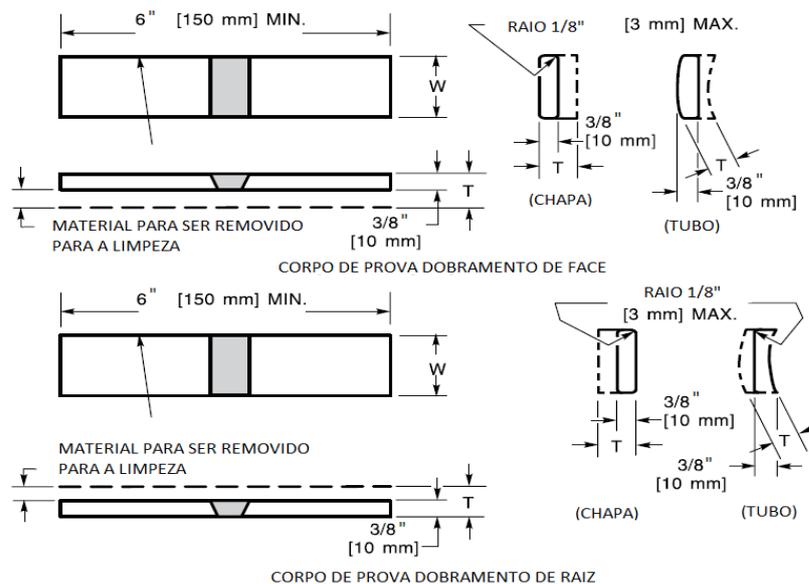


Figura 7: Corpos de prova para dobramento de face e de raiz (adaptado) [21].

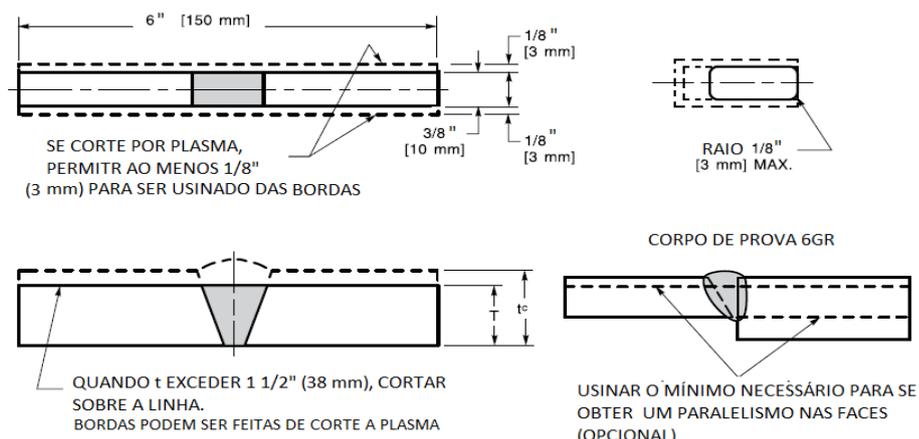


Figura 8: Corpos de prova para dobramento lateral (adaptado) [21].

## 2.4 Soldagem em juntas dissimilares

Desde 1940, aços resistentes ao calor tipo Cr-Mo e aços inoxidáveis austeníticos vêm sendo amplamente utilizados nas indústrias de geração de energia e petroquímica. As aplicações da soldagem de metais dissimilares incluem as uniões de metais de base que exibem grande diferença de estrutura e propriedades. A busca pela redução e até eliminação de conexões por flanges em dutos petrolíferos que operam em agressivas condições de serviço é um importante fator para o aprimoramento da fabricação de soldas em juntas dissimilares [22].

Suas aplicações visam satisfazer os requisitos de onde serão aplicadas, como por exemplo, a resistência mecânica, a resistência à corrosão e as propriedades magnéticas. Além disso, as juntas dissimilares resultam em grande economia, seja na redução de custos de produtos, ou também na substituição da utilização de metais mais nobres e de altos custos [1].

A soldagem por juntas dissimilares desenvolve transformações metalúrgicas que devem ser estudadas conforme cada tipo material, conforme soldagem realizada com a aplicação localizada de calor e/ou conforme deformação plástica. Como resultado das juntas dissimilares, pode-se citar alterações das propriedades do material, as quais dependem das reações ocorridas durante a solidificação e do resfriamento do cordão de solda, assim como da sua microestrutura final. Com isso, compreender estes fenômenos metalúrgicos é de extrema importância nas aplicações da soldagem [23].

Para estimar-se a composição química de uma solda dissimilar, é fundamental o conhecimento da diluição imposta pelo procedimento adotado. A diluição é usualmente considerada como o percentual de metal base contido no metal de solda [22].

O principal problema metalúrgico encontrado em soldas de juntas compostas de aço carbono e níquel é a formação de regiões que podem atingir durezas superiores a 300 HV ao longo da interface da linha de fusão, indicando então, a presença de martensita, portanto, sendo uma região frágil. Com largura de dezenas de micrometros, essas regiões possuem composições químicas intermediárias que não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição, e se localizam entre a composição química do metal de solda e a do metal base. Essas regiões são conhecidas como zonas parcialmente diluídas (ZPDs) [24].

O processo de formação da ZPD está associado à taxa de resfriamento imposta pelos parâmetros de soldagem aplicados, às diferentes estruturas cristalinas entre o metal base (CCC) e o metal de solda (CFC), aos movimentos de difusão dos elementos de liga presentes no metal de solda e que ficam estagnados no metal base, aos movimentos hidrodinâmicos insuficientes junto à linha de fusão às alterações na diluição [19]. As ZPDs possuem formas e tamanhos variados e são conhecidas por três morfologias, sendo elas do tipo “praias” (faixas estreitas ao longo da linha de fusão), “baías” (áreas parcialmente circundadas pelo metal base) ou “ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas) [22,25].

Quando soldados com eletrodos revestidos à base de níquel, os aços API 5L X60 podem apresentar a formação de ZPDs constituídas por microestrutura martensítica, ou seja, com dureza superior a 450 HV e localizadas ao longo da linha de fusão (tipo “praias”). Também se observou que a formação destas regiões tem uma ligação direta com a corrente de soldagem utilizada no procedimento. Sendo assim, recomenda-se a utilização de uma corrente de soldagem baixa nos passes iniciais da solda dissimilar, assim, ocorrerá uma menor diluição de metal base, a qual está associada a uma alta taxa de solidificação, com isso, inibindo os movimentos de microsegregação nos transientes iniciais de solidificação e podendo até suprimir a formação de ZPDs. Entretanto, a baixa energia de soldagem destes passes iniciais impõe uma alta taxa de resfriamento à ZTA, a qual é endurecível durante o resfriamento, com isso, é aconselhado um preaquecimento de 100 °C para evitar altas taxas de resfriamento. Sendo assim, os passes da segunda devem possuir uma alta energia de soldagem, visando o

refinamento dos grãos da ZTA, garantindo então, os níveis de dureza aceitáveis na junta dissimilar fabricada [22].

Na junta dissimilar soldada com níquel, a fratura ocorre na linha de fusão do material menos resistente, ao passo que, na junta soldada com níquel-cromo a fratura ocorre no metal de solda. Em relação à dureza, é observado que a junta dissimilar soldada com níquel apresenta na ZTA (Zona Termicamente Afetada) do metal um valor menor do que o encontrado na mesma região da junta soldada com níquel-cromo, sendo assim, a junta dissimilar soldada com níquel tem uma menor propensão ao desenvolvimento de trincas nesta região [26].

## 2.5 Ligas de níquel

As ligas de níquel foram desenvolvidas nos Estados Unidos nos anos 30 e são muito implementadas na indústria devido a sua elevada resistência mecânica e à corrosão. Foram aplicadas inicialmente em turbinas a gás, plantas de conversão de carvão e processadores químicos. A partir de 1980 tiveram uma crescente implementação no setor de aviação, nas turbinas a jato [27].

O níquel é muito procurado por ser um elemento com excelente afinidade com outros metais, possuindo total solubilidade ao cobre e ótima relação com o ferro e o cromo, além de apresentar uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) estável até o seu ponto de fusão e sem transformações alotrópicas. As suas ligas são muito utilizadas na indústria devido a sua alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão em elevadas temperaturas, podendo manter um bom desempenho tanto mecanicamente como em relação à oxidação em faixas de 400 °C até 1090 °C [27, 28].

Com o teor de níquel variando entre 38% e 76%, de cromo entre 1% e 27% e o de ferro entre 1% e 35%, a complexidade das ligas de níquel provém do elevado número de elementos químicos na sua composição. Elementos químicos considerados nocivos como o silício, fósforo, enxofre, oxigênio e nitrogênio são controlados através de práticas específicas de fusão, assim como elementos como selênio, bismuto e chumbo, os quais devem ser mantidos em níveis críticos, na ordem de ppm. Adições de baixo teor de alumínio, titânio, nióbio, molibdênio e tungstênio podem ser feitas para o aumento da resistência mecânica e à corrosão [28].

A expansão térmica das ligas de níquel é menor do que das ligas ferrosas austeníticas, o que é importante para a aplicação em componentes que possuem tolerâncias dimensionais reduzidas e para minimizar as tensões térmicas. Para aplicações de revestimento sobre os aços, a expansão térmica tem um efeito adverso, podendo causar um gradiente de expansão térmica, assim gerando elevados níveis de tensões [28].

### 2.5.1 Fases

O níquel puro apresenta uma alta solubilidade de elementos como cromo, ferro, molibdênio, nióbio e tungstênio, porém, quando o limite de solubilidade de tais elementos químicos é ultrapassado, ocorre a precipitação de outras fases na matriz. As ligas de níquel apresentam uma matriz austenítica denominada de  $\gamma$ , de estrutura cúbica de face centrada contínua. Nessa matriz ocorrem precipitação de fases secundárias intermetálicas, que podem ter efeitos benéficos ou deletérios, como as fases:  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ ,  $\delta$ ,  $\eta$  [28].

As ligas de níquel apresentam teores de carbono que variam de 0,002 a 0,2%, e os elementos que possuem boa afinidade com ele, como tungstênio, tântalo, titânio, molibdênio, nióbio e cromo, formam os carbonetos, ou seja, precipitados que podem ser benéficos ou maléficos, presentes de forma intencional como mecanismo de endurecimento ou impureza, proveniente da dificuldade de remoção do carbono no refino da liga. Embora a presença de carbonetos seja nociva nas ligas de níquel, existem estudos que destacam o seu papel ao se combinarem com elementos metálicos durante a solidificação, diminuindo a segregação destes elementos e assim, suprimindo a formação de fases TCPs (*Topologically Close-Packed Phases*) [27, 28].

Os nitretos dificultam o aparecimento de poros durante o processo de soldagem ou fundição, e são provenientes principalmente da presença do elemento químico titânio. Em relação aos boretos, são partículas refratárias duras com forma variando de blocos à aparência de meia-lua [28].

As ligas de níquel por terem uma composição química complexa, se dispõem a formação de fases indesejáveis topologicamente compactas, as TCPs, as quais afetam as propriedades mecânicas após longos períodos de exposição a altas temperaturas. São classificadas em 3 famílias, a primeira são as fases do tipo  $\sigma$ , a segunda são as do tipo Laves e  $\mu$ , que costumam ter fórmula geral do tipo  $AB_2$  sendo A um elemento pesado. Por fim, a

terceira fase é do tipo P (Mo<sub>42</sub>Cr<sub>18</sub>Ni<sub>40</sub>) e R (Mo<sub>31</sub>Cr<sub>18</sub>Co<sub>50</sub>). A liga de níquel 625 na condição recozida não apresenta nenhuma fase TCP, porém depois de longa exposição a altas temperaturas podem aparecer na microestrutura de solda [12, 27, 28].

## 2.5.2 Soldabilidade

Os processos de soldagem para as ligas de níquel são similares aos aplicados nos aços inoxidáveis, excetuando a maior habilidade exigida do soldador tanto em processos manuais como em semi-automáticos, e a manipulação da poça de fusão para uma deposição adequada na junta soldada devido à maior viscosidade do metal de solda. A expansão térmica do metal de solda é comparada à dos aços carbono e mais favoráveis que a dos aços inoxidáveis austeníticos, assim, diminuindo a possibilidade de distorções durante a soldagem [27].

O aparecimento de trincas por solidificação é típico em ligas com ocorrência de solidificação na forma de austenita primária. Tal fato ocorre devido à presença de fases líquidas nos contornos de grão durante a solidificação, assim, diminuindo a tensão de escoamento. Em ligas com alto teor de Nb, Cr e Mo, cujos são potenciais formadores de carbonetos e fases intermetálicas, existe uma maior chance de formação de trincas por solidificação, entretanto, a adição de Mn, Si, Al e Ti reduz essa suscetibilidade. Nas ligas da série 600, elementos como fósforo e enxofre têm a tendência de segregar na fase líquida, assim, reduzindo a energia interfacial na interface sólido-líquido e provocando um espalhamento dos filmes líquidos nos contornos de grãos, que quando associado às tensões residuais do processo de soldagem, aumenta a possibilidade de formação de trincas [3].

Nas ligas endurecíveis por solução sólida, os elementos químicos que fornecem essa propriedade, possibilitam a ocorrência de trincas de baixa ductilidade (*“Ductility Dip Cracking – DDC”*), a qual se resume numa perda significativa de ductilidade no intervalo das temperaturas *“solidus”* (Ts) e 0,5Ts, existindo estudos que indicam que a sua maior concentração é nos contornos de grãos. Devido à tendência de segregação no metal, as ligas endurecíveis podem sofrer efeitos de corrosão, formando fases interdendríticas secundárias e gradientes de composição. Com isso, o alívio de tensões pós soldagem pode ser simultaneamente benéfico e maléfico para juntas soldadas que dependem da temperatura e do tempo de tratamento térmico [3].

## 2.6 Processo de soldagem em aços com ligas de níquel 625

A eliminação ou redução dos efeitos provocados pelo desgaste nas tubulações é de muita importância na indústria do petróleo e gás, com isso, a aplicação frequente da liga de níquel 625 como material de adição em soldas dissimilares, se dá pela sua resistência, ductilidade e habilidade de tolerar na diluição uma grande quantidade de outros materiais. Este processo está ganhando espaço devido a sua economia, a qual está relacionada com a redução da necessidade de utilização de metais nobres somente em locais que demandam melhores propriedades [29].

O Inconel 625 é uma liga à base de níquel, com cerca de 22% de teor de cromo, 9% de molibdênio, menos que 5% de ferro e 3,5% de nióbio. Possui como característica a alta resistência à corrosão em temperaturas superiores a 500°C, um coeficiente de expansão similar aos aços ferríticos, uma boa soldabilidade em processos de soldagem dissimilares e uma boa relação entre a diluição de ferro e a sua influência em promover trincas. Durante a sua solidificação nota-se dois tipos de segregação, inicialmente observa-se a segregação contínua de austenita primária ( $\gamma$ ), e posteriormente ao atingir a solubilidade do líquido remanescente no período final, se dá a segregação de fases Laves e carbonetos ricos em nióbio, como NbC, M<sub>6</sub>C e fase Laves entre a matriz  $\gamma$  [30].

A formação de outros microconstituintes, sobretudo fases intermetálicas e carbeto, durante a exposição a altas pode ser prevista através do diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) observado na Figura 9. Primeiro precipitam os carbonetos, pois a cinética é baseada na difusão de carbono e depois, ocorre a formação de fases intermetálicas que necessitam da difusão de elementos substitucionais [5].

Na soldagem com Inconel 625 pode-se implementar todos os processos desde que se tenha o conhecimento das limitações dessa liga, como por exemplo, o uso de elevados aportes térmicos. Esses aportes térmicos geram uma excessiva precipitação de carbonetos, conseqüentemente, auxiliando na formação de trincas e na perda de resistência à corrosão. Em um aporte térmico menor, o resultado é o resfriamento mais rápido e o menor tempo de segregação, reduzindo o número de fases indesejáveis, como a fase  $\sigma$ , um espaçamento interdendrítico mais fino e fases mais dispersas. A composição química do Inconel 625 é afetada pela diluição do metal base, o que nos indica que as reações de solidificação diferirão

em relação às do metal puro, formando assim, fases diferenciadas. Além disso, também há um desequilíbrio inerente ao processo, gerando microestruturas complexas e imprevisíveis diante os diagramas de fases [5, 30].

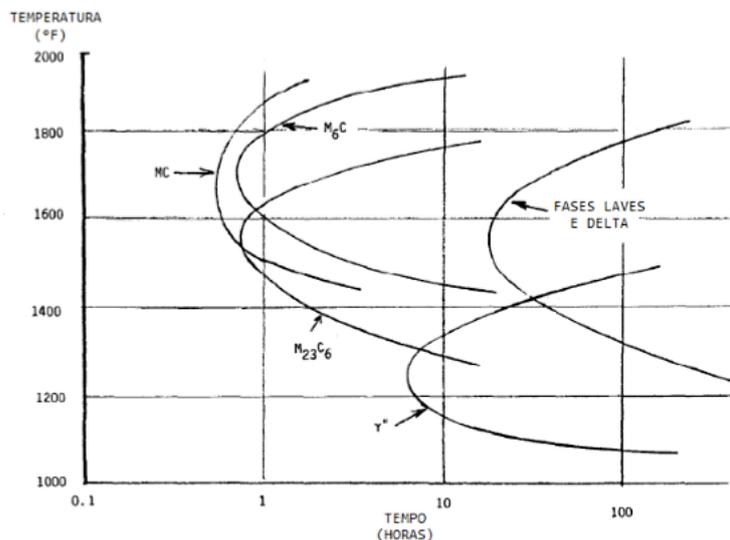


Figura 9: Diagrama TTT da liga Inconel 625 de fases em alta temperatura [4].

Em união de metais dissimilares, há o favorecimento da existência do problema de elevada diluição, o qual pode influenciar no desempenho do componente soldado. Para se ter uma boa produtividade, é aconselhado que se atinja uma alta taxa de deposição com baixa diluição e penetração uniforme. A taxa de deposição e a diluição são os fatores dependentes da tensão, da corrente elétrica e da velocidade de soldagem do processo. Além disso, a aumento da diluição afeta a resistência ao desgaste e as outras propriedades da liga [29].

O principal problema metalúrgico resultante da solda de metais dissimilares com Inconel 625 ocorre devido à formação de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs), como citado anteriormente, que são pequenas zonas descontínuas, duras e frágeis ao longo da interface definida pela linha de fusão, e possuem composições mistas de metal de solda (MS) e do metal base (MB) [22, 29].

No trabalho realizado por Cieslak, referente à solidificação de uma solda de pelo processo de soldagem GTAW, é analisada a microestrutura solidificada, a soldabilidade acerca da liga Inconel 625, a composição química e os parâmetros de fusão e solidificação, como por exemplo, a temperatura liquidus e solidus. No qual se confere que a presença de Nb, C e Si diminui a temperatura liquidus de 1354 °C para 1333 °C e que diminui a temperatura solidus

de 1250 °C para 1158 °C, assim, aumentando o intervalo térmico e provocando a formação de constituintes eutéticos, com isso, auxiliando na formação de trincas a quente [30].

Sobre os tratamentos térmicos pós soldagem na liga Inconel 625, pode-se citar a exposição à elevadas temperaturas no tratamento de envelhecimento, o qual pode promover a ocorrência da precipitação de carbonetos e de fases secundárias. Pesquisas apontam que em faixas de temperatura entre 600 °C e 700 °C há precipitação de fase metaestável  $\gamma''$ , a qual se transforma na fase  $\delta$  ortorrômbica [30].

## Capítulo 3

### Materiais e métodos

#### 3.1 Materiais

O estudo do presente trabalho consistiu na análise de duas juntas soldadas provenientes de um tubo de aço API 5L X 70 de 9,5mm de espessura e diâmetro externo de 18" (457 mm). No procedimento de soldagem utilizou-se consumíveis de 2,4 mm de diâmetro da classe AWS A 5.14M:ER NiCrMo3. As composições químicas do metal base e do metal de solda estão apresentadas nas Tabelas 2 e 3.

Tabela 2: Composição química do metal base utilizado (% em peso).

Material	C	Mn (*)	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	V
Metal base	0,081	1,45	0,164	0,02	0,03	0,25	0,019	<0,005	0,056
API 5L X70, X80 (a)	0,024	1,4					0,025	0,015	

(a) tubo sem costura; (\*) Para cada redução de 0,01% no teor máximo de Carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para o teor de Mn é permitido até um máximo de 1,50% para os graus X42 até X52, até um máximo de 1,65% de graus maiores de X52 até X70 e até 2,00% para o grau X70 e superiores.

Tabela 3: Composição química do consumível fornecido pelo fabricante (% em peso).

Material	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Al	Cu	Ti	Fe	Nb+Ta
Consumível	0,007	0,03	0,06	22,2	64,8	8,7	0,003	0,001	0,1	0,01	0,21	0,1	3,67
AWS A 5.14-05[01]	0,1	0,5	0,5	20 a 30	58 mín	8 a 10	0,02	0,015	0,4	0,5	0,4	5	3,15 - 4,15

## 3.2 Soldagem

Para a avaliação da junta soldada, foi realizada a preparação do corpo de prova através do corte por serra mecânica e preparação do chanfro por usinagem. Optou-se pela realização de um chanfro em V com ângulo ( $\alpha$ ) de  $60^\circ$ , abertura de raiz (R) de 3,0 mm e altura (f) de 1,0 mm, como observado na Figura 10. Inicialmente foi feito um preaquecimento à temperatura de  $100^\circ\text{C}$  e posteriormente, realizou-se a soldagem GTAW manual de forma multipasse na posição 1G.

A Tabela 4 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados nas juntas 1 e 2, em que pode se observar que para ambas as juntas soldadas foi utilizada corrente contínua com polaridade direta no eletrodo negativo, para assim, se obter maior profundidade de penetração na solda. Além disso, foi utilizada a mesma tensão para ambas as juntas e a mesma corrente de soldagem para o passe de raiz, havendo variação da corrente de soldagem dos passes de preenchimento da junta 1, enquanto para a junta 2 foi aplicada uma corrente de soldagem constante a partir do segundo passe. Vale ressaltar, que os passes 3 e 4 realizados na junta 1 apresentam um aumento significativo da corrente de soldagem, tal fato está relacionado com uma análise do comportamento da solda sob os parâmetros de soldagem variáveis.

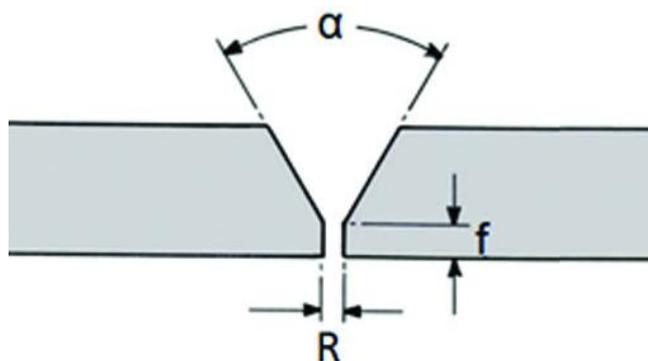


Figura 10: Geometria da junta soldada.

Tabela 4: Parâmetros de soldagem utilizados.

<b>JUNTA 1</b>				
Passe	Camada	Corrente (tipo)	Corrente (A)	Tensão (V)
1	1	CC (-)	80 - 84	10 - 12
2	2	CC (-)	100 - 106	10 - 12
3	3	CC (-)	130 - 135	10 - 12
4	3	CC (-)	130 - 135	10 - 12
5	4	CC (-)	106 - 110	10 - 12
6	4	CC (-)	106 - 110	10 - 12
7	4	CC (-)	106 - 110	10 - 12

<b>JUNTA 2</b>				
Passe	Camada	Corrente (tipo)	Corrente (A)	Tensão (V)
1	1	CC (-)	80 - 84	10 - 12
2	2	CC (-)	106 - 110	10 - 12
3	3	CC (-)	106 - 110	10 - 12
4	3	CC (-)	106 - 110	10 - 12
5	4	CC (-)	106 - 110	10 - 12
6	4	CC (-)	106 - 110	10 - 12
7	4	CC (-)	106 - 110	10 - 12

Foi utilizado o processo de soldagem GTAW manual com gás de proteção argônio e vazão de 10 L/min. Além disso, foi feita uma aplicação de gás de purga no primeiro e no segundo passe com o objetivo de evitar a oxidação na raiz solda. Na Figura 11, podemos observar detalhes do procedimento de soldagem realizado.



Figura 11: Detalhes do procedimento de soldagem realizado.

### **3.3 Preparação das amostras para metalografia**

Para as análises macro e microestrutural e quantitativas de fases que se apresentam neste trabalho, foi feita uma preparação que consiste no corte das amostras, lixamento, polimento e ataque químico para revelação da microestrutura. A preparação foi realizada no laboratório LAMAT com a possibilidade de embutimento em resina epoxy para facilitar no processo.

A junta soldada foi cortada em pequenas amostras de 18 x 15 x 5 mm através da máquina de corte Cor-80. Em seguida, as amostras passaram pela etapa de lixamento em granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, processo realizado em discos rotatórios sob refrigeração com água. Na etapa seguinte de polimento, as amostras foram polidas com pasta de diamante de granulometria de 6  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , refrigeradas com álcool.

No ataque eletrolítico as amostras do metal base foram submetidas à imersão no reagente nital com 2%. Para o metal de solda foi utilizado ácido oxálico a 10% e tensão de 5V por 10 segundos.

### **3.4 Caracterização mecânica**

A análise das propriedades mecânicas das juntas, foi realizada através dos ensaios de dureza e dobramento, cujo objetivo é impor situações de esforços extremos na região soldada.

#### **3.4.1 Ensaio de dobramento**

O ensaio de dobramento tem o propósito de observar as juntas soldadas sob deformação predominantemente plástica. Para a avaliação de ocorrência de defeitos na junta soldada e validação das juntas, foram realizados ensaios de dobramento transversais de acordo com os requisitos da norma AWS D1.1 [21], em temperatura ambiente.

#### **3.4.2 Ensaio de microdureza**

O ensaio de microdureza tem o propósito de realizar um mapeamento dos pontos de alta dureza para análise de possíveis variações na microestrutura, sendo validado através de uma observação mais minuciosa com o auxílio da microscopia.

Para a dureza das juntas soldadas abordadas neste trabalho, foram realizadas análises de microdureza Vickers. O ensaio foi submetido em uma única etapa nas duas amostras, e consistiu na realização de identações de forma linear ao longo da amostra, em regiões específicas da interface perpendicular à linha de fusão, abrangendo o metal de solda, ZTA e o metal base a 2 mm tanto da superfície, quanto da raiz da junta soldada. A dureza foi medida através de um durômetro Wilson Instruments, modelo 402MVD. A análise foi feita pela aplicação de 500 gf durante 15 segundos em todas as amostras para fim de comparação de resultados.

Os pontos escolhidos para análise foram em regiões onde previamente foi notada a presença de ZPDs. Com finalidade de procurar por possíveis regiões duras e frágeis onde existe a possibilidade de formação ou propagação de trincas, foram feitas 12 identações perpendiculares à linha de fusão, com espaçamento de aproximadamente 0,4 mm cada.

### 3.5 Caracterização macroestrutural

Após realizada a preparação completa da amostra conforme item 3.3, foi realizada a análise macroestrutural, sendo assim, as amostras foram observadas e fotografadas com fim de visualização da extensão da zona termicamente afetada (ZTA), a sequência de deposição dos cordões de solda, e estudo da diluição.

#### 3.5.1 Cálculo de diluição

Para o cálculo da diluição foi utilizado o software ImageJ. As áreas de diluição foram retiradas com base nas macrografias dos cordões de solda e seguindo a sequência de etapas: aquisição das imagens, pré-processamento, segmentação e cálculo das áreas.

A equação matemática 3.1 é utilizada para realizar os cálculos de diluição do cordão de solda nas amostras apresentadas neste trabalho, em que  $A_p$  representa a área penetrada e  $A_r$ , representa a área do reforço. A Figura 12 ilustra a metodologia adotada para o cálculo da diluição neste trabalho, enquanto a Figura 13 ilustra as etapas de segmentação e o cálculo utilizado para a medida da diluição pelo software ImageJ.

$$\text{Diluição (\%)}: \frac{B}{(A+B)} \times 100 \quad \text{Eq. 3.1}$$



Figura 12: Metodologia adotada para cálculo da diluição [31].

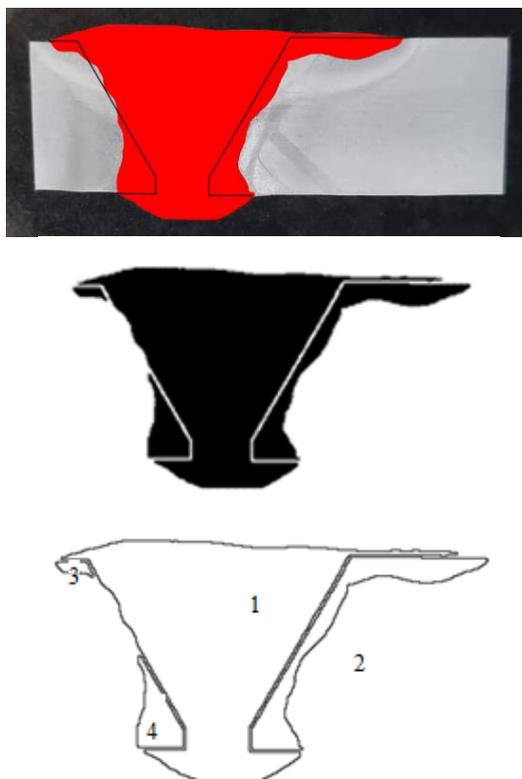


Figura 13: Fórmula de cálculo utilizada para encontrar a diluição na junta 1 e 2, respectivamente:  $\frac{2+3+4}{1+2+3+4}$

### 3.6 Caracterização microestrutural

Após realizada a preparação completa da amostra conforme item 3.3, foi realizada a análise microestrutural, sendo assim, as amostras foram observadas no microscópio ótico Olympus, modelo BX60M, para um mapeamento geral de sua microestrutura. Com isso, foi-se capaz de identificar as principais fases presentes na região soldada.

## Capítulo 4

### Resultados e discussão

#### 4.1 Caracterização mecânica

##### 4.1.1 Ensaio de dobramento

Após realização do ensaio de dobramento de face (DF) e dobramento de raiz (DR) das duas juntas soldadas, foi validado por inspeção visual que não houve nenhuma trinca superficial, com isso, os resultados obtidos são considerados satisfatórios, cumprindo os requisitos impostos na qualificação do procedimento de soldagem da norma AWS D1.1 [21]. Podemos observar os resultados dos corpos de prova através da Figura 14, Figura 15 e Tabela 5 a seguir.



Figura 14: Corpos de prova da junta 1 após dobramento de face e de raiz, respectivamente.



Figura 15: Corpos de prova da junta 2 após dobramento de face e de raiz, respectivamente.

Tabela 5: Resultados dos ensaios de dobramento.

Junta	DF	DR
1	Aprovado	Aprovado
2	Aprovado	Aprovado

Após verificação dos critérios adotados para avaliação dos corpos de prova do dobramento conforme norma AWS D.1 [21], pode-se concluir que houve uma boa adesão metalúrgica do metal de solda ao metal base. Entretanto, é importante destacar que a solda da junta 2 aparenta mais uniformidade, possivelmente proveniente da uma menor diluição e do processo de soldagem de preenchimento com corrente constante e polaridade direta no eletrodo negativo, proporcionando maior profundidade de penetração das soldas.

Os resultados encontrados com a análise são condizentes com os resultados encontrados no trabalho de Gomes [33], no qual ele realiza uma qualificação de um processo de soldagem similar ao do presente trabalho, encontrando resultados de ensaio de dobramento lateral semelhantes.

#### 4.1.2 Ensaio de microdureza

Após realização do ensaio de dureza Vickers das duas juntas soldadas com o objetivo de observar os resultados de uma forma mais criteriosa do que o imposto pela norma NACE MR 0175/ISSO 15156-1, a qual demanda testes de dureza Vickers com aplicação de 5kgf, no presente trabalho foram realizados os testes de microdureza Vickers com aplicação de 0,5 kgf para uma análise mais detalhada da dureza das juntas. A partir disso, localizou-se possíveis zonas de alta dureza que tenham a suscetibilidade de gerar zonas frágeis localizadas. O ensaio foi submetido de acordo com o método citado em 3.4.2, o qual nos permite fazer um estudo mais detalhado dos perfis de microdureza. Nas Figuras 16 e 17 podemos observar os croquis das posições das identações realizadas em cada uma das amostras para análise de microdureza Vickers. Foi determinado o perfil de microdureza das duas juntas soldadas e os resultados estão demonstrados na Tabela 6 e 7, e ilustrados nos gráficos da Figura 18 e 19. A Figura 20 apresenta um gráfico de comparação dos perfis de microdureza da junta 1 e junta 2.

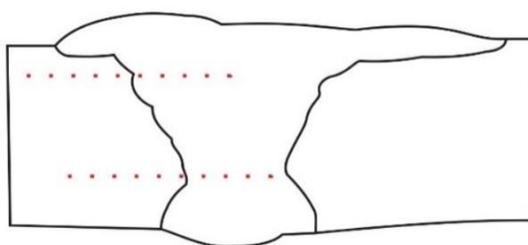


Figura 16: Croqui das identações realizadas na junta 1 para análise de perfil de microdureza.

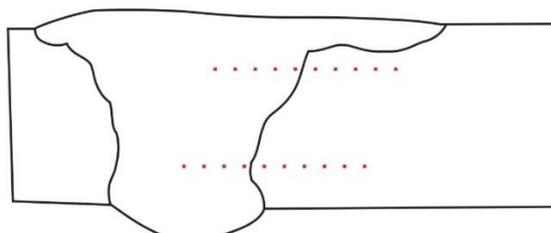


Figura 17: Croqui das identações realizadas na junta 2 para análise de perfil de microdureza.

Tabela 6: Resultados da análise de microdureza na junta 1.

Junta 1	Identação	Distância a partir da linha de fusão (mm)	Microdureza Vickers (HV 0,5)	
			Linha 1	Linha 2
Metal de solda (MS)	1	-2	263,3	222,5
	2	-1,6	242	224,3
	3	-1,2	237,2	225,4
	4	-0,8	218,8	232,2
	5	-0,4	236,1	229,7
Linha de fusão (LF)	6	0	261,3	242,9
Metal base (MB)	7	0,4	260,3	230,8
	8	0,8	235,6	225,6
	9	1,2	232,8	236
	10	1,6	238,7	231,7
	11	2	229,9	220,8
	12	2,4	239,5	226,7

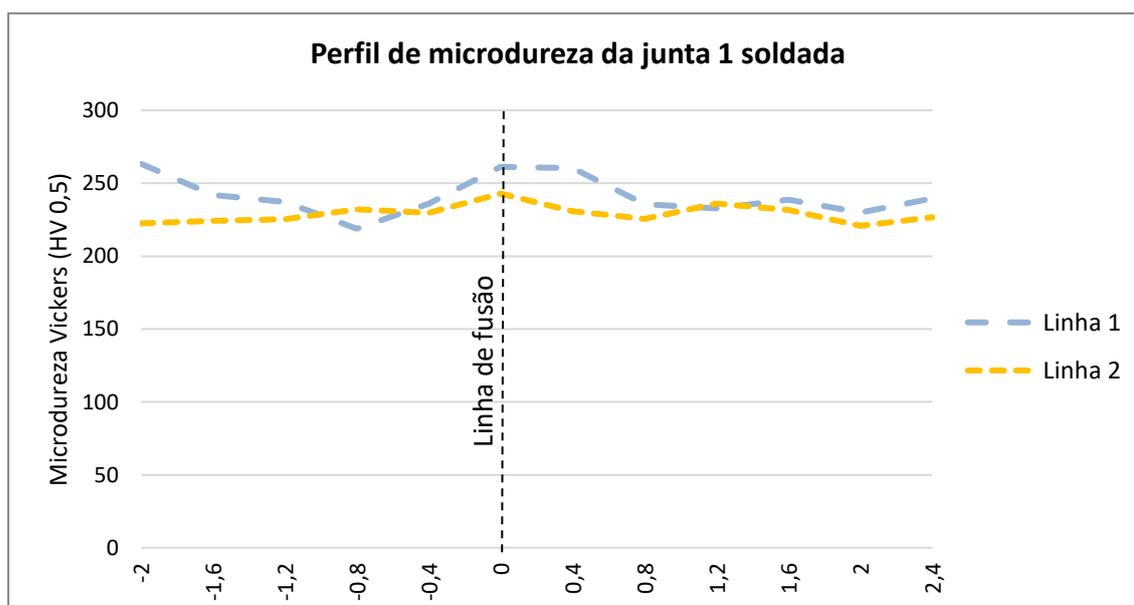


Figura 18: Perfil de microdureza da junta 1.

Tabela 7: Resultados da análise de microdureza na junta 2.

Junta 2	Identação	Distância a partir da linha de fusão (mm)	Dureza Vickers (HV 0,5)	
			Linha 1	Linha 2
Metal de solda (MS)	1	-2	246,7	208,9
	2	-1,6	254,9	210,8
	3	-1,2	238,8	219,2
	4	-0,8	233,2	210,7
	5	-0,4	246,5	212
Linha de fusão (LF)	6	0	252,5	253,7
Metal base (MB)	7	0,4	268,3	274
	8	0,8	246,9	250
	9	1,2	243,6	249,9
	10	1,6	238,9	261,9
	11	2	230,8	248,4
	12	2,4	223,9	254,2

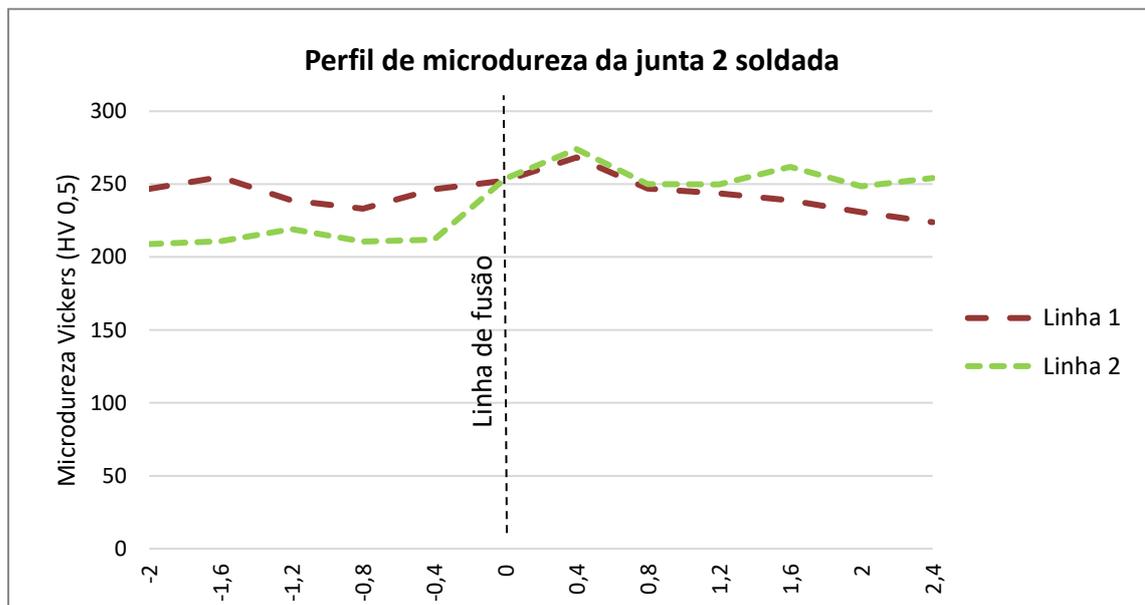


Figura 19: Perfil de microdureza da junta 2.

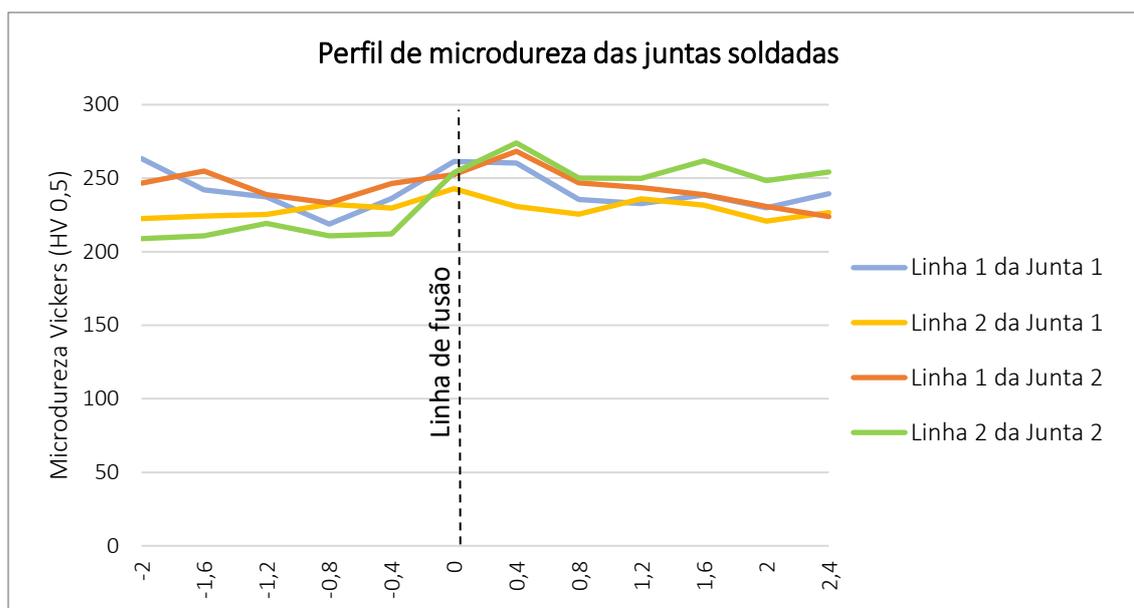


Figura 20: Perfis de microdureza traçados para as duas juntas soldadas com fins de comparação.

Segundo a norma NACE (*National Association of Corrosion Engineers*) MR 0175/ 2015 [34], a dureza no metal base de um revestimento obtido por soldagem não deve ultrapassar o valor de 22 HRC (equivalente a 250 HV, com aplicação de 5 kgf), como observado os valores obtidos através dos ensaios estão condizentes com a norma.

Como nossa metodologia foi desafiar esse limite e observar a microdureza Vicker das juntas, a partir dos perfis de microdureza obtidos, pode-se observar que em alguns pontos específicos foram encontrados valores superiores a 250 HV, como de 261,3 HV (junta 1) e de 274 HV (junta 2). O que seria validado pela norma para aplicações em *sour service*, porém na análise do presente trabalho foram observados pontos de alta microdureza, onde se encontrou a presença de ZPDs.

De acordo com o trabalho experimental de Kjelin et al. [19], ele conclui que maiores correntes de soldagem, no caso dele analisado com correntes de 50, 70 e 90A, ocorre a formação de ZPDs com mais frequência. Assim, podemos associar a possibilidade da formação de ZPDs na linha de fusão das amostras com o uso de altas correntes, na faixa de 100 a 135A para a junta 1, e de 100 a 110A para a junta 2. Mesmo com passe de raiz utilizando baixas correntes de soldagem em ambas as juntas, não foi possível evitar a formação de ZPDs.

Para uma melhor análise das regiões com valores de microdureza superiores a 250 HV, observadas próximas das linhas de fusão, outras medidas foram tomadas ao entorno desses

pontos e perpendiculares à linha de fusão, com o objetivo de verificar a possível formação de zonas duras. Os resultados obtidos por essas análises estão apresentados nas Figuras 21 e 22.

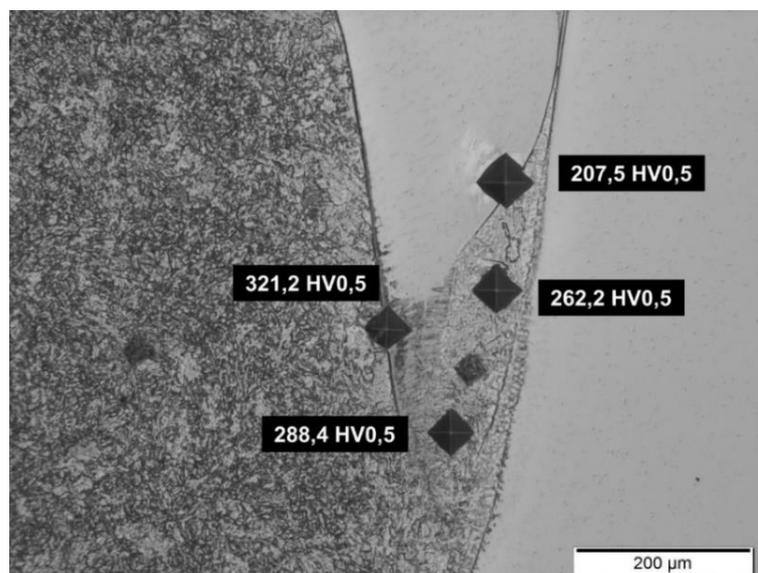


Figura 21: Medidas de microdureza na interface para a amostra da junta 1.

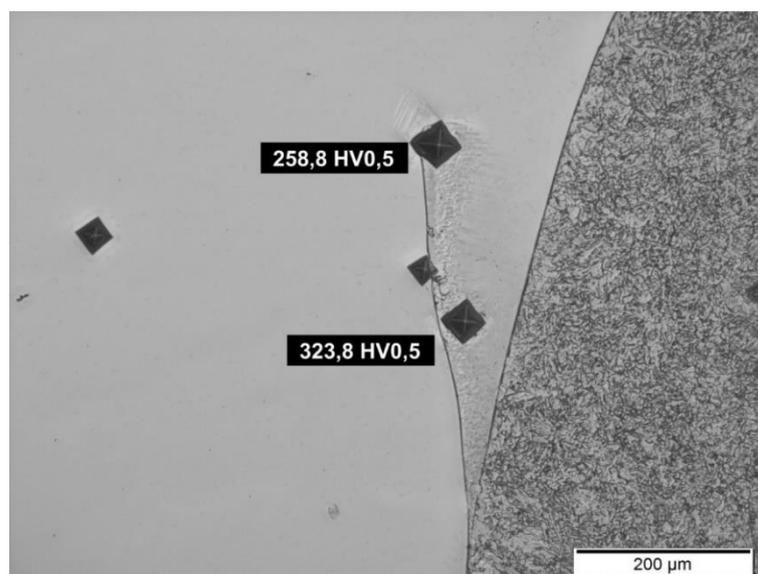


Figura 22: Medidas de microdureza na interface para a amostra da junta 2.

É notado que embora os dados obtidos nos ensaios de microdureza de ambas as juntas soldadas tenham apresentado proximidade aos valores de 250 HV, com uma leitura mais detalhada perto dos pontos ressaltados no ensaio de microdureza foi possível observar regiões que apresentam pontos acima dos 300 HV. De acordo com a literatura [22], esse nível de dureza caracteriza as regiões das ZPDs (Zonas Parcialmente Diluídas) e indica serem

constituídas de martensita, precipitados de fases intermetálicas e carbonetos. Com isso, tornando esses pontos em áreas frágeis localizadas e de menor tenacidade, promovendo a formação e propagação de trincas quando as juntas estiverem em serviço.

Ao realizar uma comparação entre as duas juntas soldadas, não foi observado diferença na formação de ZPDs. É possível sugerir que a realização de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) possa surtir efeito benéfico na dureza das ZPDs encontradas. Porém, para ligas de níquel, os TTPS em temperaturas em torno de 600°C não são recomendáveis por auxiliarem na formação de fases Laves.

Entretanto, com base no trabalho realizado por Kjelin [22], o qual aponta que embora a realização de TTPS com temperaturas entre 540 e 660°C apresentem efeitos bastantes prejudiciais devido ao aumento da dureza nas ZPDs, os TTPS a 420°C apresentam uma redução na dureza das ZPDs, fornecendo uma alternativa benéfica. Com isso, a realização de um TTPS de 420°C para redução de dureza das ZPDs encontradas neste trabalho é uma possível solução, acompanhado de ensaios para confirmação.

## **4.2 Caracterização macroestrutural**

Após preparação metalográfica das amostras de acordo com o método descrito em 3.3, as duas juntas soldadas foram validadas por inspeção visual, ou seja, não apresentaram defeitos superficiais, provenientes de falhas decorrentes do processo de soldagem, como por exemplo, a falta de penetração ou o deslocamento.

Além disso, as macrografias também possibilitaram uma avaliação dos parâmetros de soldagem, como a largura e a penetração do cordão de solda, os quais que sofrem influência de acordo com o processo de soldagem, aporte térmico e gás de proteção. A Figura 23 apresenta as macrografias das amostras da junta 1 e junta 2 respectivamente.

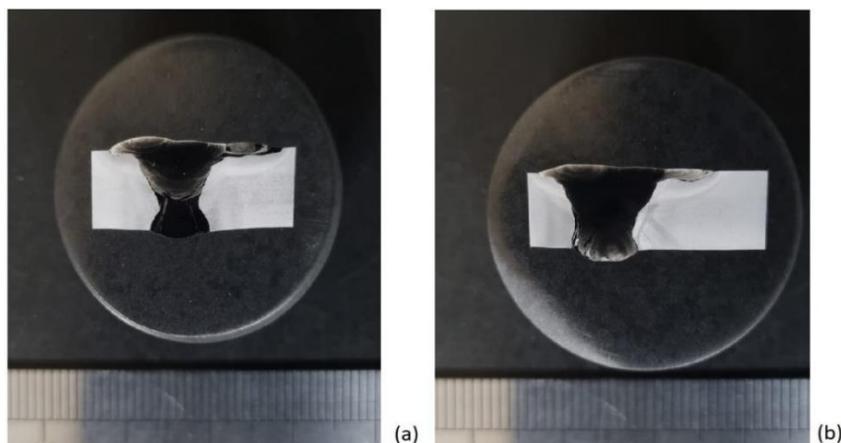


Figura 23: Macrografias das juntas soldadas nas condições de: (a) junta 1; (b) junta 2.

### 4.2.1 Cálculo de diluição

A diluição é usualmente considerada como o percentual de metal base contido no metal de solda, representando a estimativa da composição química de uma solda dissimilar. Na soldagem de juntas dissimilares envolvendo metais de base em aço baixo carbono com uso de eletrodos em ligas de níquel (Inconel 625), há como resultado um metal de solda austenítico para diluições de até 70% [22].

Segundo Avery [32], a soldagem SMAW possui diluição média de 20 a 25%, enquanto a soldagem GMAW apresenta um percentual de diluição de 20 a 40%. Ambas as faixas de diluição estão abaixo do percentual médio da soldagem GTAW, o qual é de 20 a 50%. É notável que a soldagem GTAW apresenta um percentual de diluição superior aos outros dois processos, tal fato está relacionado com a baixa velocidade de soldagem utilizada e também ao alto aporte térmico aplicado no processo de soldagem.

Neste trabalho, a partir das macrografias estudadas foram calculados os valores de diluição de 19,83% na junta 1 de 12,55% na junta 2 com os parâmetros de soldagem utilizados. Ambos os valores são baixos e também estão relacionados com os parâmetros de soldagem utilizados, como a alta velocidade de soldagem e o baixo aporte térmico. Sendo abaixo de 70%, limite estabelecido pelo diagrama de Schaeffler para formação de martensita, os valores de diluição promovem a formação de um metal de solda austenítico, resultando em uma estrutura aceitável sob o ponto de vista de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão no metal de solda. No entanto, o ensaio de dureza previamente realizado mostra a presença de pontos de dureza superiores a 300 HV, indicando a presença de zona parcialmente diluídas e composição de martensita.

## 4.3 Caracterização microestrutural

Após preparação metalográfica das amostras de acordo com o método descrito em 3.5, foi realizada uma análise da interface para observação da influência dos múltiplos passes de soldagem na microestrutura das juntas soldadas.

### 4.3.1 Interface da junta 1

Na amostra representada pela Figura 24, se visualiza a interface da linha de fusão pelo lado esquerdo do cordão de solda da junta 1. Observa-se pela análise microscópica de menor aumento que a região do metal base é caracterizada pela coloração mais escura, proveniente do carbono presente na sua composição, enquanto a região do metal de solda é caracterizada pela coloração clara. É notável que o limite entre os metais de solda e base é claramente visível, no qual pode-se visualizar duas zonas parcialmente diluídas, comuns em soldas dissimilares e sinalizadas na Figura 24.

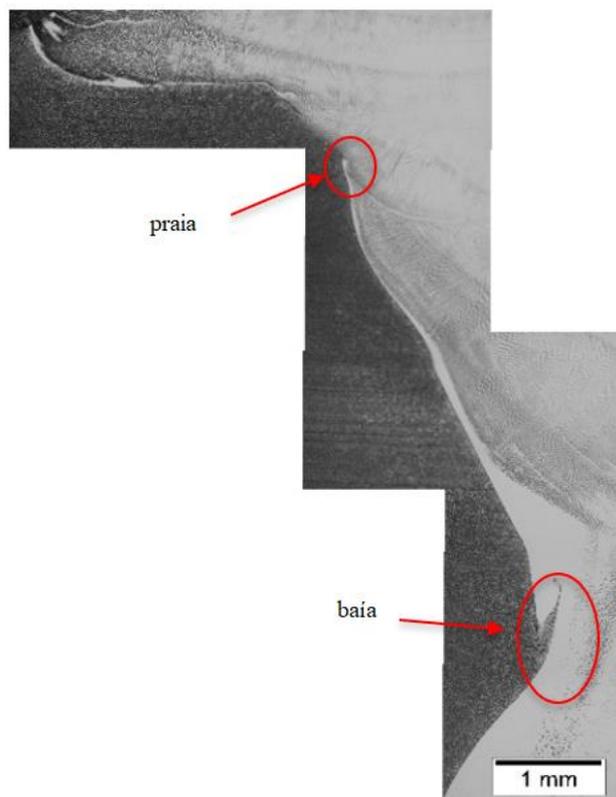


Figura 24: Interface da junta 1, pelo lado esquerdo do cordão de solda, por GTAW com ZPDs do tipo “praia” e “baía” sinalizadas.

É possível observar que as ZPDs, mais detalhadas na figura a seguir, estão próximas à linha de fusão na região de transição, cuja composição química variável é resultante da mistura parcial entre os materiais diferentes do metal base e do metal de solda, características das soldagens dissimilares. A posição da ZPD ser próxima à raiz é condizente com o que Kejelin [22] constata, em que as ZPDs se formam preferencialmente na região inferior do cordão de solda, assim como nos locais de transição da região de baixa penetração para a região de alta penetração.

Na Figura 25 está exposta a micrografia indicando com mais detalhes a primeira ZPD e de maior dimensão dentre as identificadas anteriormente. Essa, está localizada próxima à raiz na interface da linha de fusão, pelo lado esquerdo do cordão de solda da junta.

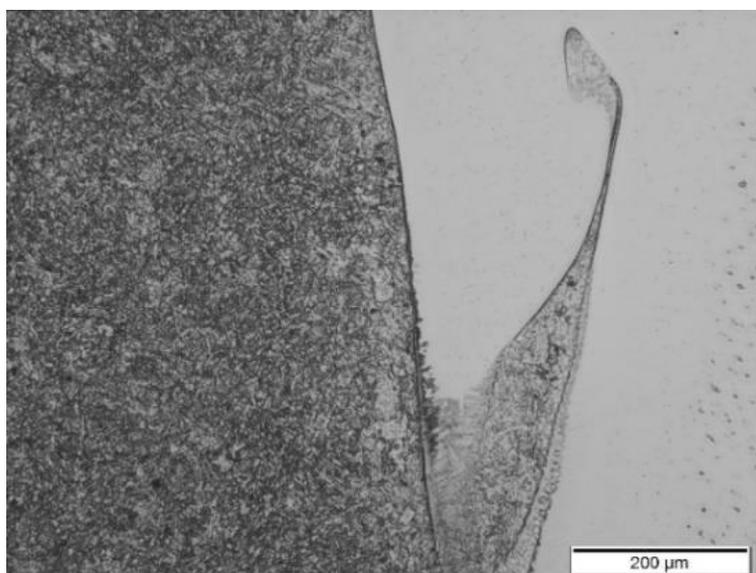


Figura 25: Interface da junta 1, pelo lado esquerdo do cordão de solda, por GTAW. Microscópio ótico. Aumento: 200X.

A partir da micrografia, na Figura 26, é possível classificar as ZPDs observadas como do tipo “praia”, caracterizadas por pequenas faixas finas ao longo da linha de fusão, e como do tipo “baía”, sendo parcialmente contornadas por metal base e por serem mais largas do que as estruturas do tipo “praia”. Condizente com os valores de microdureza em torno dos 300 HV achados no ensaio de dureza previamente realizado e de acordo com o trabalho de Kejelin et al. [24], o que indica a presença de microregiões com microestrutura martensítica ou de precipitação de fases intermetálicas deletérias, o que poderia ser melhor classificado através de uma análise pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Em aços de baixa liga soldados normalmente, forma-se uma microestrutura majoritariamente composta por bainita, condizente com os resultados encontrados no trabalho de Gomes [33] e no da Alvarães [12], o que no presente estudo para melhor classificação seria necessária uma análise por MEV. Além disso, pode-se observar que a região do metal base próxima à interface aparenta possuir grãos grosseiros, consequentes das elevadas temperaturas próximas à linha de fusão. Na Figura 26 está representada a segunda ZPD sinalizada na Figura 24 e de menor dimensão, localizada na interface da linha de fusão pelo lado esquerdo do cordão de solda da junta.

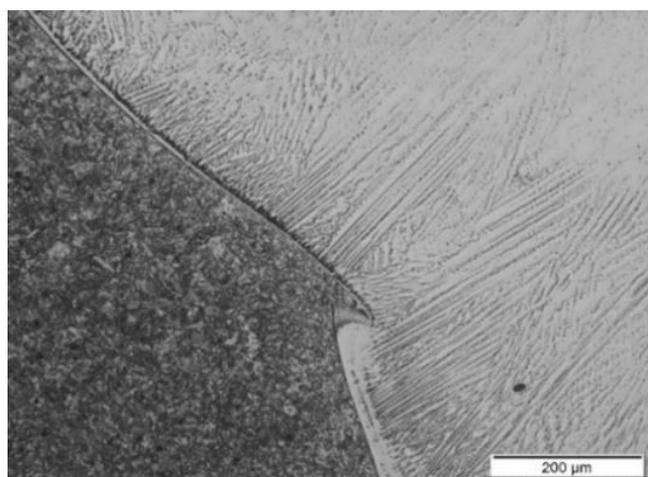


Figura 26: Interface da junta 1, pelo lado esquerdo do cordão de solda. Microscópio ótico. Aumento: 200X.

Do ponto de vista micrográfico, na Figura 26, também é possível observar a presença de ZPDs do tipo “praia” na região de transição, caracterizadas pelas finas faixas com dimensão de algumas dezenas de microns próximas à linha de fusão, comum ao observar estruturas do tipo “baía”. Também é possível identificar uma ZPD de estrutura do tipo “baía”, com áreas parcialmente circundadas pelo metal base e aparentemente reduzida, o que pode ser consequência do aquecimento ocorrido pelos diversos ciclos de soldagem realizados.

Nessa amostra pode se observar a zona de transição com dimensão de alguns microns. Partindo da linha de fusão, a zona de transição é a área composta por uma região clara e lisa, onde os contornos de grãos não podem ser visualizados com facilidade, apresentando um crescimento planar. Além disso, existe uma segunda área observada, onde pode ser notada a presença de grãos de crescimento dendrítico. Após essa área, há a solidificação do metal de solda com microestrutura predominantemente austenítica, matriz ( $\gamma$ ), morfologia colunar dendrítica e com algumas precipitações, as quais são comuns nesse tipo de ligas endurecíveis com precipitação. A amostra analisada na Figura 27 representa uma terceira ZPD, localizada

na interface da linha de fusão na fase oposta às mostradas anteriormente.

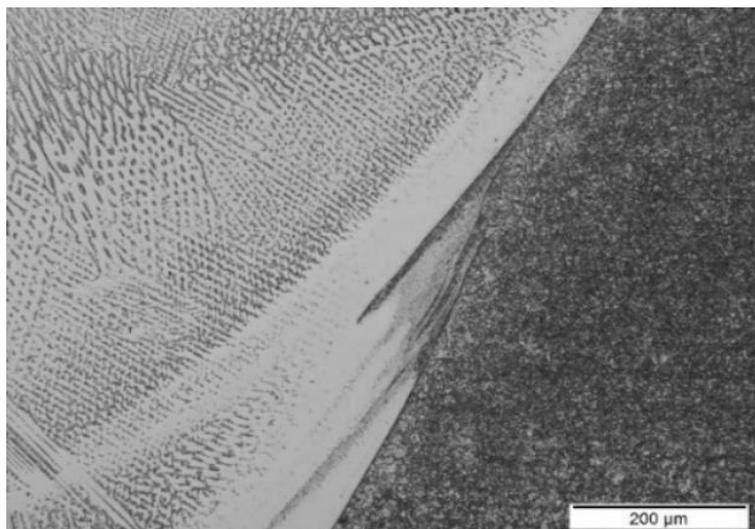


Figura 27: Interface da junta 1, pelo lado direito do cordão de solda. Microscópio ótico. Aumento: 200X.

Na micrografia, da Figura 27, é bem visível a zona de transição e após ela podemos observar a presença de ZPDs do tipo “praia”. Zonas do tipo “praia” são descontínuas, compostas por faixas de baixa espessura ao longo da linha de fusão, abrangendo por vezes partes internas ou externas da linha de fusão. Suas dimensões típicas ficam entre 10-60  $\mu\text{m}$  de espessura e 500-1000  $\mu\text{m}$  de comprimento [22]. As estruturas encontradas na amostra são condizentes com as estruturas encontradas por Silva [35] na avaliação microestrutural de ZPDs obtidas por soldagem dissimilar, e indicam a presença de áreas frágeis localizadas, as quais são propícias ao desenvolvimento de trincas.

Por este lado da linha de fusão também é possível identificar a região do metal de solda com coloração escura, a qual é formada por grãos grosseiros. Também é possível identificar a região do metal base, com coloração mais clara e indicando a predominância de matriz ( $\gamma$ ) de morfologia celular e colunar dendrítica.

### 4.3.2 Interface da junta 2

Na amostra representada pela Figura 28, visualiza-se a interface da linha de fusão pelo lado esquerdo do cordão de solda da junta 2. Através da análise microscópica de menor aumento, observa-se que de forma similar à junta 1, a região do metal base é caracterizada pela coloração mais escura em decorrência da presença de carbono na sua estrutura, e o metal de solda caracterizado pela região mais clara.

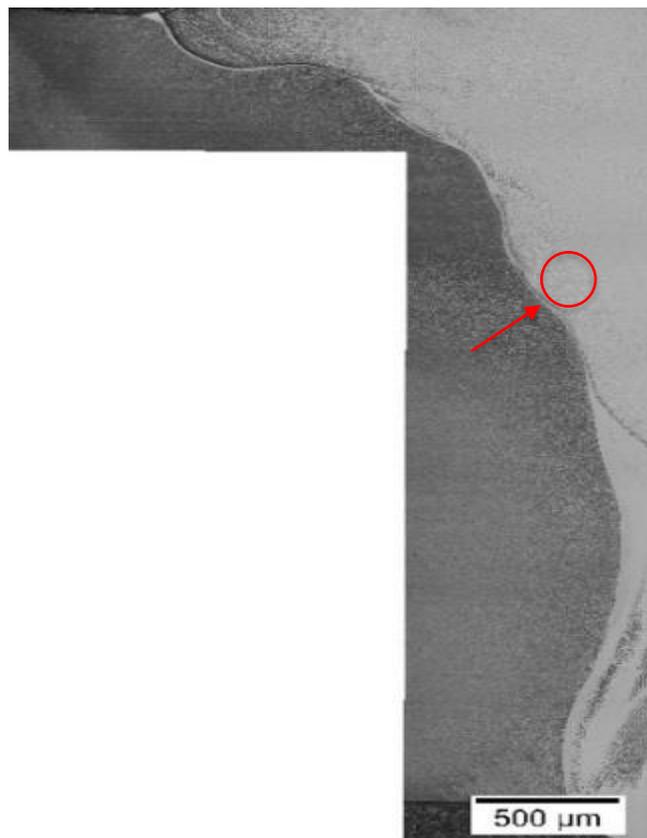


Figura 28: Interface da junta 2, pelo lado esquerdo do cordão de solda, com ZPDs do tipo “praia” sinalizadas.

No limite entre os metais de solda e base, bem visível na micrografia da Figura 28, pode-se visualizar de forma descontínua na região de transição, zonas parcialmente diluídas de estrutura “praia” ao longa da linha de fusão, que estarão mais detalhadas nas figuras a seguir. Caracterizadas por sua estrutura fina e estreita. Da mesma forma que a junta 1 condizente ao encontrado na literatura em processos de soldagem semelhantes [12, 35].

A semelhança entre as macros da junta 1 e 2 é totalmente esperada, visto que a diferença nos parâmetros de soldagem utilizados nas duas amostras soldadas é mínima. Na Figura 29, visualiza-se com maior aumento uma das ZPDs identificadas na interface da linha de fusão pelo lado esquerdo do cordão de solda da junta.



Figura 29: Interface da junta 2, pelo lado esquerdo do cordão de solda. Aumento: 200X.

Na micrografia da Figura 29, é possível observar na região do metal de solda semelhança morfológica e estrutural à interface da junta 1, como citado anteriormente, com semelhanças aos resultados encontrados nos trabalhos do Gomes [33] e da Alvarães [12]. Nestes, foi constatado uma microestrutura majoritariamente composta por bainita, o que no presente trabalho, para uma melhor classificação é aconselhado uma análise através do microscópio eletrônico de varredura. Na amostra representada pela Figura 30, é possível observar ZPDs de menor dimensão e localizadas na interface da linha de fusão pelo lado oposto ao analisado anteriormente.

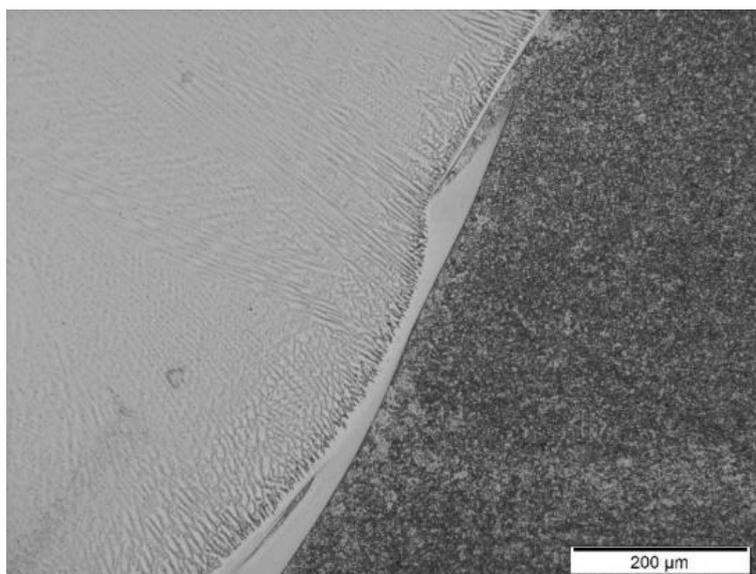


Figura 30: Interface da junta 2, pelo lado direito do cordão de solda. Aumento: 200X.

A partir de uma análise micrográfica da Figura 30, é observado a presença de ZPDs do tipo “praia” próximas à linha de fusão. As ZPDs possuem estrutura fina e estreita, indicando uma pequena extensão. A presença desse tipo de zona parcialmente diluída geralmente indica a presença de martensita, precipitados de fases intermetálicas e carbonetos, validada através dos estudos realizados pela literatura [12, 22, 24, 35].

Nessa amostra, em semelhança à amostra da junta 1, também pode se observar a zona de transição. Esta, é caracterizada pela dimensão de alguns microns e pela região clara e lisa, evidenciando uma solidificação planar seguida de crescimento de grãos dendríticos. Na região do metal de solda, pode se observar a morfologia dendrítica, com predominância de uma matriz ( $\gamma$ ), com morfologia colunar dendrítica e algumas precipitações comuns para as ligas de níquel. Essas precipitações poderão ser melhores classificadas através do microscópio eletrônico de varredura. Na Figura 31 está representada uma segunda ZPD, de maior dimensão e localizada junto à interface do lado direito do cordão de solda da junta.

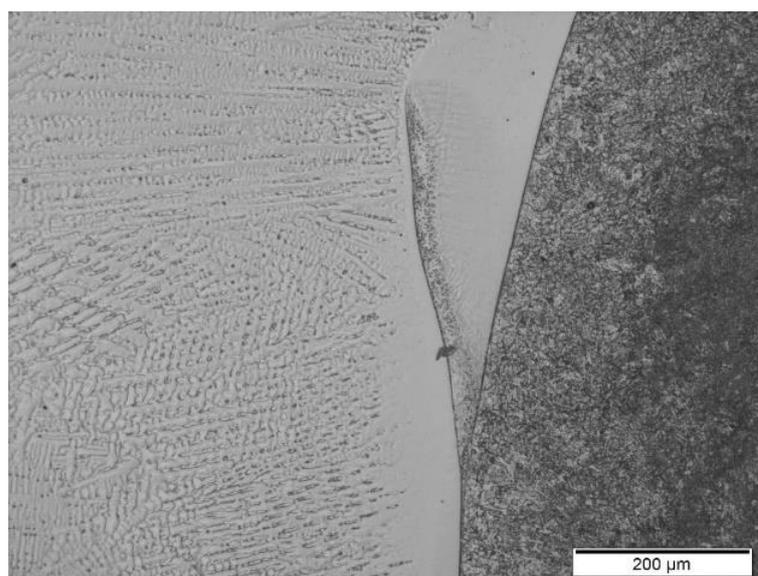


Figura 31: Interface da junta 2, pelo lado direito do cordão de solda. Aumento: 200X.

Esta interface, apresentada na Figura 31, representa o ponto mais crítico da amostra por ser a única ZPDs de estrutura do tipo “baía” encontrada na junta 2 e também pelos valores de dureza de 300 HV encontrados no ensaio previamente realizado. Tal conclusão é condizente com os resultados encontrados por Alvarães [12], os quais indicam a presença de microestrutura martensítica. Além da estrutura tipo “baía”, também é verificado a predominância de ZPDs do tipo “praia” na interface da Figura 31, caracterizada por finas e estreitas faixas próximas à linha de fusão.

A amostra representada na Figura 32, expõe a região do “topbead”, ou seja, o último passe de solda realizado na junta. A interface abaixo é visualizada pelo lado direito do cordão de solda da junta.

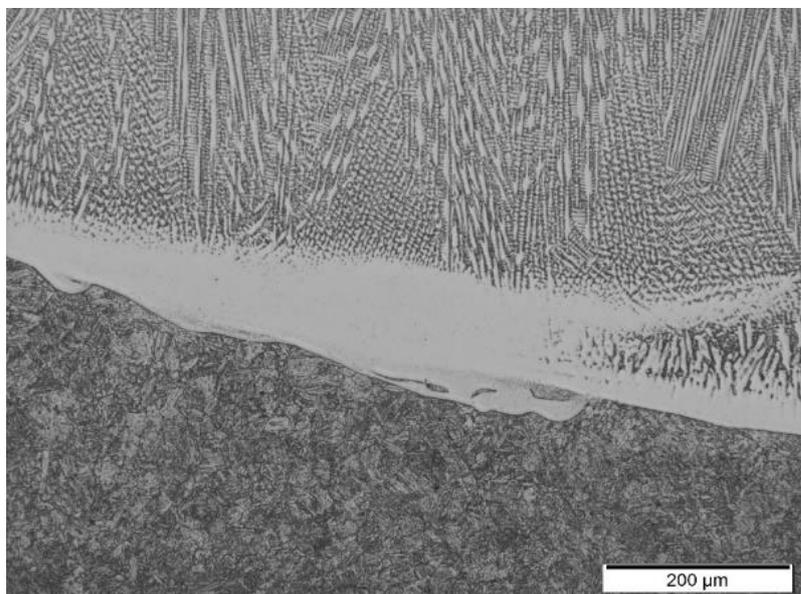


Figura 32: Interface da junta 2, no “topbead” pelo lado direito do cordão de solda. Aumento: 200X.

Na análise micrográfica do “topbead”, ou seja, do último passe de soldagem apresentado na Figura 32, também pode se identificar ZPDs do tipo “praia”. Essas zonas são indicadas pelas faixas estreitas identificadas próximas à linha de fusão e possivelmente com altos valores de dureza, característica predominante nas ZPDs.

Na região do metal de solda é possível observar uma tonalidade mais escura da que foi observada nas outras micrografias, proveniente de não ter ocorrido um passe subsequente e com isso apresentar mais precipitados visíveis na micrografia. Observou-se que a região do metal de solda possui microestrutura predominantemente austenítica, de matriz ( $\gamma$ ), com morfologia colunar dendrítica, precipitação de fase  $\gamma'$ , caracterizada por sua morfologia de plaquetas alongadas, o que para uma definição mais concreta só através de uma observação por MEV.

### 4.3.3 Análise comparativa das duas amostras

De forma geral, as juntas 1 e 2 soldadas apresentaram características microestruturais semelhantes, o que já se era esperado, visto que não houve uma grande variação dos parâmetros nos processos de soldagem entre as juntas soldadas. Ambas as juntas apresentaram possuir uma região de metal base apresentando a mesma estrutura de um aço carbono com grãos grosseiros próximo à linha de fusão, proveniente da alta temperatura do processo de soldagem próxima à linha de fusão.

Na região de metal de solda ambas as juntas apresentaram morfologia predominando uma matriz austenítica ( $\gamma$ ), com morfologia celular e colunar dendrítica, com alguma precipitação que, para melhor avaliação, seria necessária uma observação por microscópio eletrônico de varredura, comuns para soldas com ligas de níquel.

Com relação à formação de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), é constatado que a junta 2 apresenta uma menor propensão a formação de ZPDs de tipo “baía”, tendo se observado na micrografia apenas uma ZPD deste tipo, a qual possui menor dimensão do que as 3 ZPDs dessa estrutura observadas na junta 1. Além de que mesmo apresentando ZPDs no “*topbead*”, a junta 2 demonstrou ter um melhor comportamento mecânico em relação à junta 1.

Entretanto vale ressaltar que mesmo validadas pela norma NACE MR 0175/ISSO 15156-1, é importante apontar que pelos resultados de microdureza obtidos, ambas as juntas apresentam pontos de alta microdureza, o que indica a presença das ZPDs e pontos de fragilidade, possibilitando a propagação de trincas. Onde observaram-se ZPDs de estrutura “praia” com a mesma proporção em ambas as juntas soldadas.

## Capítulo 5

### Conclusão

O principal objetivo no presente trabalho foi avaliar a influência dos parâmetros de soldagem nas propriedades de juntas soldadas pelo processo de soldagem GTAW com o metal de adição em liga de níquel Inconel 625 no aço API 5L X70. O estudo foi realizado com diferentes parâmetros de soldagem diferentes nas duas juntas, como por exemplo, a corrente de soldagem no decorrer dos passes. Com isso, foram avaliadas suas propriedades mecânicas através dos ensaios de dobramento, do ensaio de dureza e da observação macro e microscópica.

Com base nos ensaios e análises realizadas no presente trabalho, foi possível concluir que:

- (i) As duas juntas soldadas analisadas não apresentaram descontinuidades, defeitos superficiais e deslocamento quando submetidas ao ensaio de dobramento, qualificando o processo conforme norma AWS D1.1;
- (ii) Na caracterização macroestrutural ambas juntas soldadas não apresentaram falta de penetração, deslocamento ou outras falhas decorrentes do processo de soldagem, sendo assim, validadas por inspeção visual. Em relação à diluição, as juntas 1 e 2 soldadas apresentaram valores de 19,83% e 12,55%, respectivamente. Tal fato está relacionado com a alta velocidade de soldagem e o baixo aporte térmico utilizado no processo de soldagem.
- (iii) Foram encontrados pontos no ensaio de microdureza com valores acima de 250 HV, com aplicação 0,5 kgf no intuito de uma análise mais minuciosa da microdureza. Em comparação com o limite de 250 HV com aplicação 5 kgf, estabelecido para operações sour service pela norma NACE MR 0175/ISSO 15156-1, ambas as juntas soldadas seriam validadas. Porém, as análises mais detalhadas de microdureza desses pontos encontraram valores acima de 300 HV, sendo indicado a presença de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), caracterizadas pela alta dureza e por indicarem a presença de martensita, precipitados de fases intermetálicas e carbonetos;

- (iv) Através da análise das micrografias das interfaces de ambas as juntas soldadas foi possível identificar de forma mais detalhada as ZPDs existentes e destacadas pelo ensaio de microdureza, se observando ZPDs do tipo “praia” e “baía” nas duas juntas. Na junta 2 foi observado a presença de apenas uma ZPD do tipo “baía”, com dimensão inferior às encontradas na junta 1;
- (v) Ambas as juntas soldadas tiveram comportamento semelhante em relação à microestrutura das regiões do metal de solda e metal base. No metal de solda foi observada a predominância de uma microestrutura austenítica no formato colunar e celular dendrítico, possivelmente com a precipitação de fases intermetálicas comuns para ligas de níquel. No metal base foi observado uma região formada possivelmente com predominância de bainita próximo à interface. Entretanto, para uma melhor classificação da precipitação das fases intermetálicas do metal de solda e da precipitação da bainita do metal base, é necessária uma análise por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) para confirmação;
- (vi) Mesmo apresentando ZPDs no “*topbead*”, a junta 2 demonstrou ter um melhor comportamento mecânico em relação à junta 1.

## Sugestões para trabalhos futuros

A partir dos resultados encontrados no presente estudo, recomenda-se que a sua continuidade englobe os seguintes estudos:

- Realizar a qualificação do processo de soldagem estudado no presente trabalho.
- Realizar o mesmo estudo do presente trabalho, porém com uma maior variação dos parâmetros de soldagem usados no processo GTAW com Inconel 625 em aço API 5L X70.
- Realizar uma análise microestrutural através do microscópio eletrônico de varredura para verificar a presença e a influência de fases intermetálicas deletérias, como por exemplo, a fase Laves e a fase Sigma ( $\sigma$ ).
- Realizar testes de resistência à corrosão, para assim, ter informações de como uma junta soldada com os parâmetros usados neste estudo reagiria em ambientes corrosivos (offshore).

## Referências Bibliográficas

- [1] SUN, Z; HAN, H.Y. 1994. Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless-steel joints.
- [2] SANTOS, S.P. Daniel; MACIEL, G. MARCELA. 2015. Características do aço API X70 utilizado em tubos de transporte de petróleo e gás.
- [3] CANTARIN, N.T. 2011. Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “GTAW”.
- [4] API Specification 5L. 2013. Specification for pipelines.
- [5] MADALENA, A.C. FRANCISCO. 2013. Estudo comparativo de revestimentos metálicos com as ligas AISI 904L e Inconel 625 obtidos pelo processo de soldagem eletroescória
- [6] LOKESH, K.G.; KARTHIKEYAN, P.; NARASIMMA, R.C.; PRASANNA, B.; GEORGE, O. 2015. Microstructure and Mechanical Properties of ASS (304)-FSS (430). Dissimilar Joints in IN SMAW and GTAW Process.
- [7] KUMAR, A.; SUNDARRAJAN, S. 2009. Effect of Welding Parameters on Mechanical Properties and Optimization of Pulsed TIG Welding of Al-Mg-Si Alloy.
- [8] Site INFOSOLDA. Trabalho prático: Técnica Operatória da Soldagem – GTAW.
- [9] SALLEH, M.S. 2011. Study on Mechanical Properties and Microstructure Analysis of AISI 304L Stainless Steel Weldments.
- [10] MEDNEV, S.V. 2002. Computer Modeling of Residual Welding Strains in Technological Design of Welded Structures.
- [11] SEO, D.W.; JEON, Y.B.; LIM, J.K. 2003. Effect of Electric Weld Current on Spatter Reduction in Spot Welding Process.
- [12] ALVARÃES, P. CAMILA. 2015. Propriedades mecânicas e microestruturais de revestimentos metálicos com a superliga de níquel Inconel 625 obtidos pelos processos arame tubular, eletroescória e eletrodo revestido.
- [13] TEWARI, S.P.; GUPTA, A.; PRAKASH, J. 2010. Effect of Welding Parameters on the Weldability of Materials.
- [14] CHUAIPHAN, W; SRIJAROENPRAMONG, L. 2013. Effect of Welding Speed on Microstructures, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of GTA Welded AISI 201 Stainless Steel Sheets.
- [15] YURI, T.; OGATA, T.; SAITO, M.; HIRAYAMA, Y. 2000. Effect of Welding Structure and  $\delta$ -Ferrite on Fatigue Properties for TIG Welded Austenitic Stainless Steels at Cryogenic Temperatures.
- [16] KANG, B.Y; YARLAGADDA, K.D.; PRASAD, V.; KANG, M.J.; KIM, H.J.; KIM, S. 2009. The Effect of Alternate Supply of Shielding Gases in a Austenite Stainless Steel GTAW Welding.
- [17] ARUN, N.; CIJO, M.; VINOD, Y.B.; JOBY, J. 2013. Influence of Gas Tungsten Arc Welding Parameters on Aluminum 5083 Alloy.
- [18] ASME Section IX. 2019. Boiler and Pressure Vessel Code: Welding and Brazing Qualifications.
- [19] API Standard 1104. 1999. Welding of Pipelines and Related Facilities.
- [20] ASTM A370. 2011. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- [21] AWS D1.1. 2020. Structural Welding Code - Steel.
- [22] KEJELIN, N.Z. 2006. Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Solda de Metais Dissimilares.

- [23] QUITES A. M. 1990. Apostila I.B.Q.N (Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear), Soldagem e Soldabilidade.
- [24] KEJELIN, Z. NORTON; BUSCHINELLI, A.J.A.; BOHÓRQUEZ, C.E.N. 2006. Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625.
- [25] DOODY, T. 1992. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service.
- [26] BAULY, JÚLIO CÉSAR; ANDRADE, ARNALDO. 2000. Caracterização microestrutural e propriedades de juntas dissimilares utilizadas no acoplamento do MAB dos reatores PWR.
- [27] AGUIAR, M. WILLYS. 2010. Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural.
- [28] SILVA, C. C. 2010. Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame fio - Aspectos operacionais e metalúrgicos.
- [29] RIBEIRO, A. RODRIGO. 2014. Caracterização de juntas de aço carbono revestidas com Inconel 625 pelo processo TIG automatizado e pela soldagem por explosão”.
- [30] CAMPOS, O. TATIANE. 2014. Caracterização microestrutural do aço baixa liga 2,25Cr1Mo resistente ao calor revestido com inconel 625 e aço carbono.
- [31] MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q.. 2016. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia; 4º edição.
- [32] AVERY, E. RICHARD. 1991. Pay attention to dissimilar-metal welds. Guideline for welding dissimilar metals.
- [33] GOMES, A.L. DANILO; CAMPANELLA, J.L. ÍTALO. 2016. Qualificação de Procedimento de Soldagem de Tubo API 5L X70 revestido internamente com Inconel 625.
- [34] NACE MR 0175/ISO 15156-1. 2015. 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.
- [35] SILVA, C. WILLIAM. 2018. Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625.