

**Diogo de Oliveira Moraes**

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA INTERPASSE NA SOLDAGEM DE  
AÇOS MICROLIGADOS E REVESTIDOS COM LIGAS DE NÍQUEL**

Dissertação apresentada à Universidade Federal de São Paulo - Instituto de Ciência e Tecnologia, para obtenção do título de mestre em Ciências, área Engenharia e Ciência de Materiais do PPG-ECM

São José dos Campos

2022

**Diogo de Oliveira Moraes**

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA INTERPASSE NA SOLDAGEM DE  
AÇOS MICROLIGADOS E REVESTIDOS COM LIGAS DE NÍQUEL**

Documento apresentado à Universidade  
Federal de São Paulo - Instituto de Ciência e  
Tecnologia, para compor exame de  
qualificação de mestrado do PPG-ECM

Orientadora: Profa. Dra. Aline Capella de  
Oliveira

São José dos Campos

2022

Moraes, Diogo de Oliveira

**Influência da temperatura interpasse na soldagem de aços  
microligados e revestidos com ligas de níquel / Diogo de Oliveira Moraes.**

– São José dos Campos, 2022.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de São Paulo. Instituto de  
Ciência e Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência  
de Materiais.

Título em inglês: Influence of welding interpass temperature on carbon  
and nickel based alloy steels 1. Temperatura interpasse. 2 Soldagem. 3.  
Dutos e *risers* submarinos.

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO PAULO**  
**INSTITUTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA**  
**DE MATERIAIS**

Chefe do Departamento: Prof. Dr. Marcelo C. Gama

Coordenador do curso de pós-graduação: Prof. Dr. Elias de Barros Santos

**Diogo de Oliveira Moraes**

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA INTERPASSE NA SOLDAGEM DE AÇOS  
MICROLIGADOS E REVESTIDOS COM LIGAS DE NÍQUEL**

Dissertação apresentada à Universidade Federal São Paulo como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de Concentração: Ciência, Engenharia e Tecnologia de Materiais

Aprovada em 27 de maio de 2022.

**Presidente da Banca:**

Profa. Dra. Aline Capella de Oliveira

**Banca Examinadora:**

Profa. Dra. Aline Capella de Oliveira - UNIFESP

Prof. Dr. Crystopher Cardoso de Brito - UNESP

Prof. Dr. Dilermando Nagle Travessa – UNIFESP

Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima – IEAv-DCTA

## **Agradecimentos**

Primeiramente a Deus, que nos dá força e ilumina nosso caminho.

À minha orientadora, Prof. Dra. Aline Capella, por acreditar em meu desenvolvimento, orientação precisa, atenção e paciência.

À Petróleo Brasileiro S.A., por investir no meu desenvolvimento acadêmico, pessoal e profissional.

Aos meus pais, Nilza e José que sempre me incentivaram a estudar e me ajudaram a chegar até aqui.

À minha esposa Marisa pela ajuda e por sempre se fazer presente.

Ao meu irmão Alison que sempre me deu forças para continuar. E meu tio João Batista por sempre estar disponível para ajudar. À Jade por ser minha fiel amiga.

Aos colegas de trabalho pelas discussões técnicas, análises, apoio e acompanhamento durante o desenvolvimento do trabalho. Em especial ao Petrônio Zumpano Junior pela ajuda e amizade.

Ao Prof. Dr. João da Cruz Payão Filho pela disposição, sugestões e conselhos no desenvolvimento do trabalho.

Ao Laboratório de Soldagem LNTSold da UFRJ e aos laboratórios da RioLab e MNDRT pelas análises e ensaios realizados.

À empresa Vallourec pelo fornecimento dos tubos utilizados na soldagem.

## Lista de figuras

Figura 1: Desenho esquemático com arranjo de plataforma fixa, linhas de escoamento e arranjo submarino de equipamentos (adaptado de [5]).	19
Figura 2: Desenho esquemático do método de instalação S-lay (Adaptado de [13]).	23
Figura 3: Desenho esquemático do método de instalação J-lay (Adaptado de [16]).	24
Figura 4: Desenho esquemático de lançamento através do barco Reel-Lay. (Adaptado de [16]).	25
Figura 5: Cronologia da evolução de processos de soldagem [16].	26
Figura 6: Classificação dos processos de soldagem adaptado de Wainer et al. [17].	27
Figura 7: Desenho esquemático com principais equipamentos de soldagem GMAW. (Adaptado de [18]).	28
Figura 8: Efeito térmico de em uma peça de aço carbono soldada com aporte de calor de 4,2 kJ/mm (esquerda) e de 0,525 kJ/mm (direita). (Adaptado de ASM welding handbook [18]).	30
Figura 9: Representação esquemática das regiões básicas de uma junta soldada (Adaptado [18]).	31
Figura 10: Relação entre diagrama Fe – C com zonas formadas na ZTA de acordo com temperatura de pico alcançada para soldagem em apenas um passe. (Adaptado de [15, 17]).	32
Figura 11: Regiões da ZTA em uma soldagem multipasses (adaptado [29]).	34
Figura 12: Classificação proposta para ligas de níquel adaptada de [50].	38
Figura 13: Fluxograma com principais atividades sequenciais do projeto.	42
Figura 14: Localização dos pontos para medição da composição química do material de base API 5L X70.	44
Figura 15: Corpo de prova de tração representando a espessura total da junta soldada por circunferência.	44
Figura 16: Posição de retirada de corpos de prova para ensaio charpy para o tubo API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel (esquerda) e API 5L X70 (direita).	45
Figura 17: Processamento de imagem utilizando o software Image J para medição de fração de área.	46
Figura 18: Mesa giratória e posição de soldagem dos tubos durante a etapa de soldagem preliminar.	48
Figura 19: Esquema de localização de termopares para soldagem dos tubos.	49
Figura 20: Dimensões de chanfro e quantidade de passes de solda para a soldagem dos tubos API 5L X70 (esquerda) e API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel (direita).	51
Figura 21: Perfil de dureza para ser realizado em tubo com revestimento de Inconel 625 de acordo com DNVGL-ST-F101 [60]. Onde MB é material de base, MS é metal de solda e ZTA é zona termicamente afetada pelo calor.	52
Figura 22: Perfil de dureza transversal realizado no tubo soldado API 5L X70 de acordo com DNVGL-ST-F101[60]. Onde MB é material de base, MS é metal de solda e ZTA é zona termicamente afetada pelo calor.	52
Figura 23: Microscopia com aumento de 500x na parede externa do tubo API 5L X65.	59
Figura 24: Microscopia com aumento de 500x na parede externa do tubo API 5L X70.	59
Figura 25: Micrografias do metal de solda a partir de microscopia ótica 500x do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel para todas as condições de interpasse: 307° C (a), 370° C (b) e 412° C (c), respectivamente.	62
Figura 26: Micrografias da RGG para temperaturas interpasse testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. Onde os constituintes M-A e F indicam martensita-austenita-carboneto e ferrita, respectivamente.	63

Figura 27:Micrografias da RGGRI para temperaturas interpasse testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. Onde M-A e F indicam martensita-austenita-carboneto e ferrita, respectivamente. ....	65
Figura 28: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal próxima ao passe de acabamento para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. ....	70
Figura 29: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal em meia espessura para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. ....	70
Figura 30: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal na próxima à raiz da solda (no centro da camada de revestimento - clad) para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. ....	71
Figura 31: Amostras da condição 1: TI 307° C após conclusão do ensaio ASTM G28. ....	73
Figura 32: Amostras da condição 2: TI 370° C após conclusão do ensaio ASTM G28. ....	74
Figura 33: Amostras da condição 3: TI 412° C após conclusão do ensaio ASTM G28. ....	75
Figura 34: Amostras para temperatura interpasse de 307° C após o ensaio ASTM G48 com ampliação de 20x. ....	77
Figura 35: Amostras da condição 2 após o ensaio ASTM G48 após o ensaio ASTM G48 com ampliação de 20x. ....	78
Figura 36: Amostras da condição 3 após o ensaio ASTM G48 após o ensaio ASTM G48 com ampliação de 20x. ....	79
Figura 37: Micrografias do metal de solda a partir de microscopia ótica com aumento de 500x do tubo de aço X70 para todas as condições de interpasse: 300° C (a), 389° C (b) e 438° C (c).....	80
Figura 38: Micrografias da RGG para temperaturas interpasse testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X70. Onde M-A, F, NC e AC indicam martensita-austenita-carboneto, ferrita, matriz ferrítica com M-A não alinhado e alinhado respectivamente. ....	82
Figura 39: Micrografias da RGGRI para temperaturas interpasse testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X70. Onde M-A e F indicam martensita-austenita-carboneto e ferrita respectivamente. ....	83
Figura 40: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal próxima ao passe de acabamento para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. ....	89
Figura 41: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal próxima a meia espessura para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. ....	89
Figura 42: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) transversal próxima a raiz da solda para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. ....	90
Figura 43: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 300° C após o ensaio de trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) com ampliação de 4x (A) e 10x (B). ....	91
Figura 44: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 300° C após o ensaio de trincamento sob corrosão observadas em microscópio ótico com ampliação de 100x em 1/3 (A) e 2/3 (B) da largura do corpo de prova original. ....	92
Figura 45: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 389° C após o ensaio de trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) com ampliação de 4x (A) e 10x (B). ....	93

Figura 46: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 389° C após o ensaio de trincamento sob corrosão observadas em microscópio ótico com ampliação de 100x em 1/3 (A) e 2/3 (B) da largura do corpo de prova original. ....	94
Figura 47: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 438° C após o ensaio de trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) com ampliação de 4x (A) e 10x (B).....	95
Figura 48: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 438° C após o ensaio de trincamento sob corrosão observadas em microscópio ótico com ampliação de 100x em 1/3 (A) e 2/3 (B) da largura do corpo de prova original. ....	96

## Lista de tabelas

Tabela 1: Composição química típica para Inconel 625 [50].	39
Tabela 2: Faixa de propriedades mecânicas aceitáveis para Inconel 625 [50].	39
Tabela 3: Dimensões de diâmetro e espessura dos tubos a serem utilizados no projeto.	41
Tabela 4: Relação dos consumíveis selecionados e gases de proteção a serem utilizados na soldagem.	41
Tabela 5: Síntese da quantidade de caracterizações empregadas para cada material de base.	43
Tabela 6: Síntese da quantidade de ensaios para caracterização de cada material de base.	46
Tabela 7: Materiais, condições e temperaturas de interpasse nas soldagens preliminares	47
Tabela 8: Condições de soldagem dos corpos de prova da soldagem final.	50
Tabela 9: Faixa de parâmetros de soldagem utilizados durante soldagens de aço API 5L X70.	50
Tabela 10: Faixa de parâmetros de soldagem utilizados durante soldagem de aços API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.	51
Tabela 11: Resumo da quantidade de ensaios para caracterização das soldas finais.	53
Tabela 12: Resultado dos teores de análise química dos componentes para o revestimento de superliga de níquel em tubo API 5L X65. Valores de referência de acordo com Lippold [50].	54
Tabela 13: Resultado de análise química no material de base do tubo API 5L X65. Valores de referência de acordo com DNVGL-ST-F101 [60].	55
Tabela 14: Resultado de análise química no material de base do tubo API 5L X70. Valores de referência de acordo com DNVGL-ST-F101 [60].	56
Tabela 15: Resultados do ensaio de tração para os materiais de base e substrato do projeto.	57
Tabela 16: Tabela 14: Resultados do ensaio de charpy para os materiais de base e substrato do projeto testados na temperatura – 30° C.	58
Tabela 17: Temperatura por passe do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.	60
Tabela 18: Temperatura de interpasse para soldagem do tubo API 5L X70 por passe de solda.	61
Tabela 19: Temperatura por passe do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.	61
Tabela 20: Resultados de tração para API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.	67
Tabela 21: Resultados de ensaio de charpy em Joules [J] para as 3 condições soldadas finais do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.	68
Tabela 22: Resultados de reteste em ensaio de charpy do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel na região da linha de fusão das condições 2 e 3. Resultados em Joules [J].	69
Tabela 23: Resultados do ensaio de corrosão intergranular em ligas de níquel de acordo com ASTM G28.	71
Tabela 24: Resultado da avaliação das amostras após o ensaio ASTM G48.	76
Tabela 25: Temperatura por passe do API 5L X70	80
Tabela 26: Resultados de tração para API 5L X70.	85
Tabela 27: Resultados de ensaio de charpy para as 3 condições soldadas finais do API 5L X70.	86
Tabela 28: Set de reteste da região da linha de fusão da raiz para condição 2.	87

## Lista de abreviaturas e símbolos

- ARBL - Alta resistência e baixa liga
- AC - Martensita-austenita alinhadas
- CFC - Cúbica de faces centradas
- EPE - Empresa de Pesquisa Energética
- E&P - Exploração e produção
- FA - Ferrita acicular
- FCG - Ferrita de contorno de grão
- FP - Ferrita poligonal
- GMAW - *Gas-Shielding Metal Arc Welding*
- IP - Temperatura interpasse
- LF - Linha de fusão
- MB - Material de base
- M-A - Martensita-austenita
- MAG - *Metal Active Gas*
- MIG - *Metal Inert Gas*
- MS - Metal de solda
- MEV - Microscopia eletrônica de varredura
- NC- Martensita- austenita não alinhadas
- PSL - *Product Specification Levels*
- RGRI - Reaquecidos intercriticamente
- RGG - Região de grãos grosseiros
- RGGI - Região de grãos grosseiros inalterados
- RGGRS - Região de grãos grosseiros reaquecidos subcriticamente
- RGRRS - Grãos refinados reaquecidos supercriticamente
- SSC - Trincamento sob tensão por sulfeto
- t<sub>8/5</sub> - Taxa de resfriamento entre as temperaturas 800° C e 500 °C
- TMCP - *Thermo-Mechanical Control Process*
- ZTA - Zona termicamente afetada pelo calor

## Resumo

No setor de óleo e gás o custo de instalação da infraestrutura para escoamento da produção realizadas longe da costa terrestre é considerada uma variável importante na tomada de decisão da viabilidade econômica de projetos. Neste trabalho realizou-se a soldagem pelo processo com arame sólido com proteção gasosa (GMAW) de tubos de materiais de alta resistência e baixa liga (ARBL) do tipo API 5L X70 e X65 revestidos com superliga a base de níquel visando a avaliação dos efeitos de uma temperatura interpasse menos restritiva para que a união soldada seja realizada de maneira mais ininterrupta possível. As seguintes temperaturas interpasse foram estudadas para cada material: para os tubos API 5L X70 temperaturas interpasses de 300° C, 389° C e 438° C e para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel com 307° C, 370° C e 412° C. Para cada condição testou-se as juntas através de ensaio de tração, impacto *charpy*, dureza, corrosão e análise microestrutural. Com o aumento da temperatura interpasse as análises microestruturais mostraram uma alteração na morfologia do constituinte martensita-austenita (M-A) da zona termicamente afetada (ZTA) de grão grosseiros e reaquecidos intercriticamente para ambos os materiais estudados, tornando-se do tipo massivo. No entanto, apenas para a temperatura interpasse de 412° C para os tubos API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel que ocorreu uma diminuição da tenacidade da ZTA medida pelo ensaio de impacto *charpy*. Para os ensaios de tração, dureza e corrosão o aumento de temperatura interpasse pouco alterou os resultados. Com base nesses resultados, considerou-se viável um aumento da temperatura interpasse até pelos 370° C durante a soldagem GMAW usando o aporte de calor adotado. Esta é uma temperatura que se adotada pode reduzir os custos devido a diminuição do tempo total de soldagem em aproximadamente três minutos por junta para tubos ARBL.

**Palavras chaves:** Temperatura interpasse; soldagem; aços API; zona termicamente afetada; dutos submarinos; produtividade.

## Abstract

In the oil and gas sector, offshore infrastructure installation cost is considered an important variable in determining the viability of a project. In this study, gas metal arc welding (GMAW) of high-strength low-alloy (HSLA) pipes of API 5 L X70 and nickel-based superalloy clad API 5L X65 performed to evaluate the effects of a less restrictive range for interpass temperature with the aim of uninterrupted welding. The following interpass temperatures were studied for each material: API 5L X70 pipes; interpass temperatures of 300 °C, 389 °C and 438 °C and for nickel-based superalloy clad API 5L X65 at 307°C, 370° C and 412° C. For each condition, the joints were tested by tensile, Charpy impact, hardness, corrosion, and microstructural analyses. With an increase of the interpass temperature, the microstructural analyzes showed a change in the morphology of the martensite-austenite (M-A) constituent of the coarse-grained and intercritically reheated heated affected zone (HAZ) for both materials studied, that constituent becoming the massive. Nevertheless, for an interpass temperature of 412 °C for the nickel-based superalloy coated API 5L X65 pipes, the toughness of the HAZ decreased during the impact charpy test. Considering the tensile, hardness and corrosion tests, the increase in interpass temperature did not significantly change. Based on these findings, an increase in the interpass temperature of up to 370 °C during gas metal arc welding (GMAW) using the adopted heat input is feasible. Moreover, this interpass temperature may be adopted for cost reduction because it decreases the total welding time by approximately three minutes per joint in HSLA pipeline offshore welding.

**Keywords:** Interpass temperature; welding; API steels; heat affected zone; submarine pipelines; productivity.

## Sumário

Agradecimentos.....	vi
Lista de figuras.....	viii
Lista de tabelas.....	ix
Lista de abreviaturas e símbolos.....	x
Resumo.....	xi
Abstract.....	xii
<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>18</b>
<b>2. OBJETIVO GERAL.....</b>	<b>21</b>
<b>3. REVISÃO DA LITERATURA.....</b>	<b>22</b>
3.1. Métodos de instalação de dutos submarinos .....	22
3.2. Revisão Soldagem e o Processo GMAW .....	25
3.2.1. Ciclos térmicos de soldagem .....	29
3.2.2. Materiais empregados nos Tubos de Dutos e <i>Risers</i> .....	35
3.2.2.1. Aços alta resistência e baixa liga (ARBL) - API 5L X65 e X70.....	35
3.2.2.2. Ligas de níquel.....	37
<b>4. MÉTODOS E MATERIAIS.....</b>	<b>41</b>
4.1. Materiais.....	41
4.2. Metodologia .....	42
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>54</b>
5.1. Caracterização dos materiais de base.....	54
5.1.1. Análise química.....	54
5.1.2. Ensaio mecânico – Tração .....	57
5.1.3. Ensaio mecânico – Charpy .....	58
5.1.4. Microscopia ótica .....	58
5.2. Soldagem preliminar do aço oldagem Preliminar do aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.....	59
5.3. Soldagem preliminar do aço API 5L X70 .....	60
5.4. Soldagem Final.....	61
5.4.1. Tubos de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.....	61
5.4.1.1. Microscopia .....	62
5.4.1.2. Ensaio Mecânico – Tração .....	66
5.4.1.3. Ensaio mecânico - Charpy.....	67

5.4.1.4.	Ensaio mecânico - Dureza .....	69
5.4.1.5.	Ensaio de corrosão .....	71
5.4.1.5.1.	Corrosão intergranular em superliga a base de níquel.....	71
5.4.1.5.2.	Corrosão por pites .....	75
5.4.2.	Tubos API 5L X70 .....	79
5.4.2.1.	Microscopia .....	80
5.4.2.2.	Ensaio mecânico - Tração .....	84
5.4.2.3.	Ensaio mecânico - Charpy.....	85
5.4.2.4.	Ensaio mecânico - Dureza .....	88
5.4.2.5.	Corrosão – Trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) .....	90
5.4.3.	Redução de tempo e custo de soldagem .....	96
6.	CONCLUSÕES .....	98
7.	REFERÊNCIAS .....	99

## 1. INTRODUÇÃO

As reservas de óleo e gás, localizadas na camada pré-sal da costa brasileira são consideradas uma das maiores descobertas exploratórias contemporâneas. São reservas de óleo e gás natural de boa qualidade, em campos que se estendem entre o litoral dos estados do Espírito Santo até Santa Catarina, com profundidades de lâmina d'água que chegam até 2.000 metros [1, 2, 3]. O setor é responsável por uma grande parcela dos investimentos na economia brasileira, participando com mais de 10% da formação bruta de capital fixo do país, sendo os recursos oriundos das atividades de exploração e produção (E&P) de hidrocarbonetos fundamentais para contribuir para o desenvolvimento econômico [2].

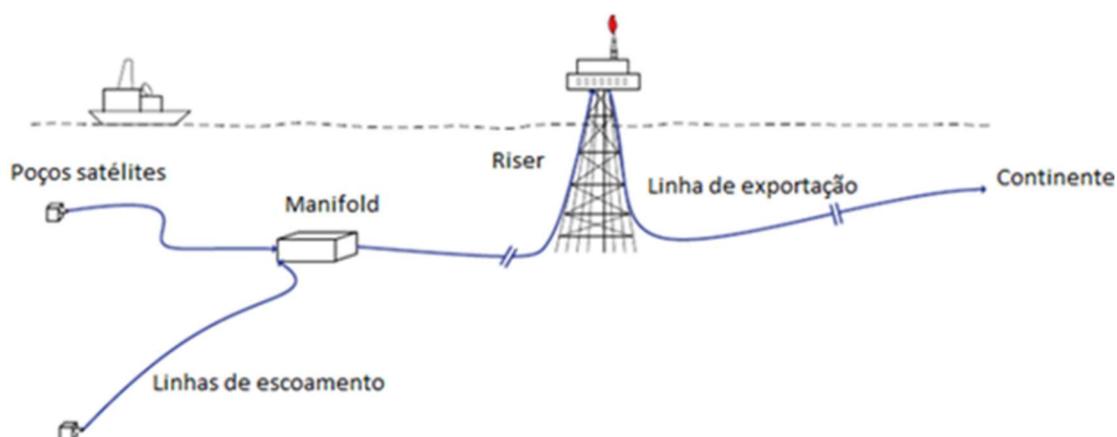
Por outro lado, esta província petrolífera apresenta diversos desafios técnicos para implantação de sistemas de produção e escoamento da produção. Para que a exploração de óleo e gás natural na costa brasileira ocorra é necessário a elaboração de um projeto de produção *offshore* (afastado da costa, ou seja, no mar), que abrange desde plataformas estacionárias até complexos arranjos submarinos de equipamentos, dutos e *risers* que devem garantir a produção. A principal função dos dutos submarinos é de exportar até os terminais de produção os fluidos resultantes do processo. Já os sistemas de *risers* são dutos que conectam a unidades de produção (plataformas) até as cabeças de poços no leito marinho. Além disso, estes sistemas também são utilizados para transferir produtos entre unidades, linhas de exportação e para injeção de água e produtos químicos de processo [4]. A Figura 1 mostra um desenho esquemático com um arranjo de dutos e *risers* em um sistema de produção *offshore* estacionário [5].

Os dutos submarinos de exportação podem transportar diferentes tipos de fluidos, sendo:

- Oleodutos: utilizados para escoamento entre plataformas ou, ainda, entre uma plataforma e um terminal terrestre. Transportam óleo cru ou tratado para as instalações na costa.
- Gasodutos: utilizado no transporte de gás natural da plataforma até os poços submarinos (reinjeção) ou no escoamento da unidade flutuante até um terminal terrestre.

De acordo com as projeções de 2018 da Empresa de Pesquisa Energética (EPE) [3], espera-se que a produção de óleo e gás no Brasil atinja 5,2 milhões de barris equivalentes por dia em 2026, ou seja, dobrando o valor registrado no ano de 2016. A produção líquida de gás natural deve crescer 150% e atingir os 147 milhões de metros cúbicos diários de gás em 2030 – volume que desconsidera as perdas com reinjeção, queima e consumo de gás nas plataformas. A expectativa da EPE é que, se nada for feito, a atual capacidade de escoamento dos dutos submarinos seja insuficiente já a partir de 2025[3].

Figura 1: Desenho esquemático com arranjo de plataforma fixa, linhas de escoamento e arranjo submarino de equipamentos (adaptado de [5]).



Dutos rígidos são construídos por processo de soldagem, geralmente, a partir de tubos com 12 metros de comprimento. O custo de lançamento *offshore* são elevados, mesmo se considerados dentro do contexto da indústria de óleo e gás. Isto porque, o custo diário da operação das embarcações lançadoras podem alcançar valores estimados de até US\$ 650,000.00 por dia [6, 7], e desta forma com uma redução do tempo de soldagem poder-se-ia economizar uma quantia expressiva por projeto. Entre os diversos métodos para a instalação, os dois mais comuns, que envolvem soldagem *offshore*, são os métodos *S-lay* e *J-lay*. O método de lançamento *S-lay* é onde o duto atinge uma configuração de dupla curvatura, formando um desenho como da letra “S”, com duas regiões de flexão acentuada. Já o método *J-lay* é uma variação do método *S-lay* onde ocorre uma verticalização do lançamento dos dutos, sendo necessária executar a etapa de soldagem dos tubos na embarcação de lançamento [5].

Neste contexto é de interesse das operadoras de produção, um aumento na produtividade da instalação dos dutos submarinos para consequente redução dos custos envolvidos. Em se tratando de soldagem, o caso do lançamento *J-lay* é de especial interesse do setor, no que tange o aumento da produtividade da soldagem, uma vez que esta etapa se encontra no caminho crítico do processo [4]. Desta maneira, existe uma demanda econômica e logística pelo aumento de produtividade e a simplificação da operação de soldagem, de modo que o processo seja empregado mais ininterrupto possível e com maior taxa de deposição. Por restrições de processo e posição de soldagem, esse aumento pode ser alcançado através de uma alta mecanização do processo, com inserção de cabeçotes múltiplos, de tochas de soldagem múltiplas em cada cabeçote e redução do volume, a ser preenchido por meio da utilização de chanfro estreito, que

não aumenta a taxa de deposição, mas reduz sensivelmente o volume necessário de material para soldagem [5].

Geralmente, os materiais empregados nos dutos rígidos submarinos são aços carbono *Thermo-Mechanical Control Process* (TMCP), que combinam a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado na própria linha de produção, proporcionando melhor ajuste da microestrutura e tenacidade do produto [8]. Com a proposta de aumento da produtividade pela soldagem sem interrupções, tem-se um aumento da máxima temperatura interpasse. Atualmente, a máxima temperatura permitida antes do início de qualquer passe de solda para a principal operadora no país, a Petrobras, é de 250° C de acordo com os requisitos de normas internas (N-133) e internacionais como a API 582 [9, 10]. De acordo com Sindo Kou [11], na soldagem, o aumento da máxima temperatura interpasse pode levar à formação de microestruturas frágeis no metal de solda ou ao não atendimento das propriedades mecânicas mínimas exigidas por projeto. Assim, apesar de ser possível alcançar tempos de soldagem muito menores, pelo ponto de vista da capacidade dos equipamentos e otimização operacional, restrições normativas na máxima temperatura interpasses, podem limitar a produtividade.

A proposta desta pesquisa tem, portanto, um caráter importante na otimização do processo de soldagem, especificamente, considerando o aumento da máxima temperatura interpasse, para aplicação em dutos de transporte de óleo e gás, que não influencie na qualidade junta e que se possa obter reduções dos tempos de soldagem e conseqüentemente dos custos para instalação de dutos e *risers* submarinos.

Para a apresentação e discussão deste estudo, o trabalho está estruturado da seguinte forma: o capítulo 2 apresenta o objetivo geral e os específicos da pesquisa relacionados ao processo de soldagem empregados na construção de dutos do setor de óleo e gás. O capítulo 3 discute a fundamentação teórica pertinente ao desenvolvimento do trabalho.

O capítulo 4 introduz o material e metodologia proposta, incluindo a avaliação do processo de soldagem e os efeitos da junta obtida em relação às propriedades do material soldado. O capítulo 5 irá apresentar os resultados e a discussão destes, a partir da análise e comparação com dados disponíveis da literatura. O capítulo 6 concluirá este o trabalho de pesquisa, elencando as conclusões obtidas em função dos objetivos propostos.

## 2. OBJETIVO GERAL

O objetivo geral da pesquisa é analisar a influência do aumento da temperatura interpasse de soldagem na microestrutura, resistência mecânica e à corrosão de juntas soldadas de aços API 5L X70 e X65 revestido com superliga a base de níquel (cladeados).

Como objetivos específicos, espera-se:

- identificar os limiares máximos de temperatura interpasse, que resultem em propriedades mecânicas e eletroquímicas aceitáveis de juntas soldadas, permitindo desta maneira maior ganho de produtividade na mecanização/automação na fabricação e lançamento de dutos submarinos.
- entender os comportamentos microestrutural, mecânico e eletroquímico dos aços mais empregados na indústria de óleo e gás para dutos submarinos, quando submetidos a temperaturas de interpasse de soldagem superiores às indicadas em referências normativas utilizadas da Petrobras N-133 e API 582 [9, 10].
- verificar a viabilidade da técnica em se obter um processo de soldagem com intervalo de parâmetros operacionais menos restritivo, em condições extremas de soldagem de processos mecanizados, que permita o aumento da temperatura interpasse e redução do tempo total de soldagem de tubos API 5L X70 e X65 revestido com superliga a base de níquel, sejam eles com ou sem costura.

### 3. REVISÃO DA LITERATURA

A revisão bibliográfica, apresentada neste capítulo, aborda os principais assuntos relacionados à soldagem e instalação de dutos rígidos submarinos.

#### 3.1. Métodos de instalação de dutos submarinos

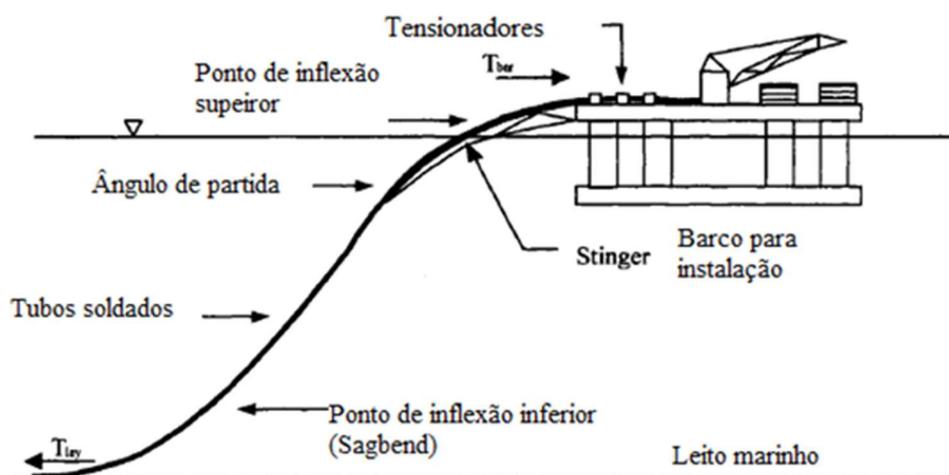
A instalação de dutos rígido submarinos é uma atividade com elevado grau de complexidade dentre as atividades realizadas *offshore*. São necessários barcos especializados para realização dessas instalações, os quais apresentam diferentes características dependendo do método a ser utilizado. Esta especialização trouxe diversos desafios tecnológicos sendo que as melhorias nas técnicas de soldagem contribuíram significativamente para a evolução nos últimos anos [4]. Segundo Yong Bai [12] desde o início das atividades de instalações *offshore* diversos métodos já foram desenvolvidos, sendo, atualmente os mais comuns de instalação o: *S-lay*, *J-lay* e *Reel-Lay*. Dependendo do método de instalação utilizado, propriedades do tubo, profundidade da água e condições climáticas, a extensão de dutos instalados varia de 1 a 1,5 km para *J-lay* e de até 5 km por dia para *S-lay*. Uma taxa de instalação para o *Reel-Lay* é de 14 km por dia. A seguir estes métodos serão descritos, assim como, sua aplicabilidade nas atividades de instalação [12].

**Método S-lay:** consiste em realizar soldagem dos tubos na posição horizontal da rampa de montagem da própria embarcação de lançamento. Pode-se utilizar uma balsa ou navio para realizar este tipo de instalação. O que torna este barco especializado é a necessidade de uma extensão da rampa de lançamento que é chamada de *stinger*, que é uma estrutura metálica treliçada e tem como objetivo suavizar ou minimizar a forte mudança do ângulo que o duto sofre ao deixar o navio a fim de evitar concentrações de curvatura localizada de acordo com Yong Bai e Palmer [12, 13].

Neste método, a montagem do duto ocorre no interior do barco lançador que é abastecido continuamente por tubos fornecidos por embarcações de suporte, devido à limitação física para armazenamento no próprio barco. É na rampa de montagem onde ficam localizadas múltiplas estações de soldagem, ensaios não destrutivos e revestimento. Nesta região também que se situam os tensionadores, responsáveis pela sustentação da linha durante a instalação. Durante o projeto para a instalação é definida a curvatura que será imposta ao duto até o apoio total no solo marinho. Quando um trecho é terminado de soldar, este é lançado para o mar com o barco se movendo em uma direção contrária. Durante o lançamento do duto no solo marinho, existem duas regiões de flexão acentuada: uma no início (rampa de lançamento do barco),

conhecida por *overbend* (ponto de inflexão superior) e outra no solo marinho, denominada *sagbend* (ponto de inflexão inferior). Essas curvaturas geram um formato em “S” da linha em lançamento [12] (Figura 2).

Figura 2: Desenho esquemático do método de instalação *S-lay* (Adaptado de [13]).

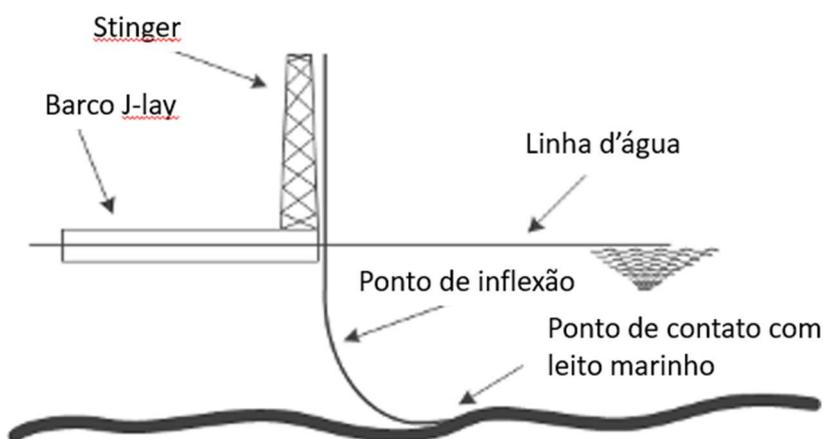


Conforme explicado por Palmer [13], a principal vantagem do método *S-lay* é que a longa rampa de montagem permite estações de trabalho paralelas para a montagem de juntas de tubos, de modo que mais de uma junta possa ser realizada ao mesmo tempo. Isso torna o método rápido e econômico, principalmente para tubulações longas. No entanto, para grandes profundidades de água, o tubo deve ser apoiado em um ângulo de saída quase vertical, o que requer um *stinger* muito grande. Além disso, com o aumento da profundidade da água, a potência necessária para fornecer a tensão necessária aumenta, o que é diretamente transferível para altos gastos com combustível. Essas são as principais desvantagens do método. Por exemplo, em águas rasas (profundidades de 100 metros), o ângulo de elevação será tipicamente da ordem de  $30^\circ$  a partir da horizontal. Em função do aumento da profundidade da água, o ângulo de elevação também aumenta podendo chegar até próximo de  $90^\circ$  de acordo com Jensen [14].

**Método *J-lay*:** o método de instalação é muito similar ao método *S-lay*, porém nesse método a soldagem final é realizada na posição vertical na torre de lançamento. Dessa maneira a configuração da catenária entre o barco lançador e o fundo do mar tem o formato de “J”, pois não há a região de inflexão superior como no *S-lay*. Este método é recomendado para condições de águas profundas [12]. A Figura 3 apresenta um desenho esquemático de como é feita a

instalação [15]. Assim como no método anterior após a soldagem ocorrem as etapas de inspeção e revestimento das juntas.

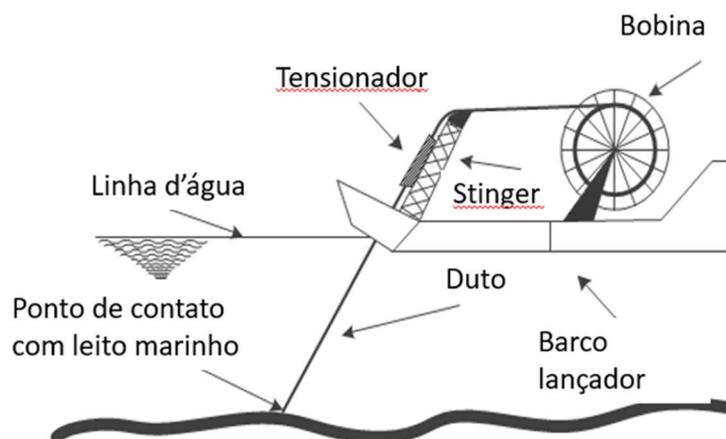
Figura 3: Desenho esquemático do método de instalação *J-lay* (Adaptado de [16]).



É também na torre *J-lay* onde ficam localizados os tensionadores que suportam a coluna de dutos que está sendo instalada. O ângulo da torre pode, normalmente, variar entre  $0^\circ$  e  $15^\circ$  com a linha vertical [14]. A instalação pelo método *J-lay* possui diversas vantagens [13]: como o tubo desce verticalmente desde o barco, o comprimento total de tubo livre que deve ser sustentado pelos tensionadores é menor do que no caso em que a configuração é de formato “S”, pois o ponto de encontro com o solo marinho (*touchdown point*) é mais próximo. A precisão do posicionamento da instalação também é melhorada. Além disso, dispensa a complexidade envolvida com o *stinger*. A principal desvantagem do método é de que a dimensão da torre permite apenas uma estação de trabalho, e desta maneira o método apresenta uma menor produtividade em comparação com o *S-lay* [13, 14].

**Método Reel-lay:** no método de lançamento Reel-Lay, a fabricação do duto (soldagem) é feita em uma base terrestre [15]. Após inspeção e revestimento, os tubos soldados formam uma linha que é enrolada em um carretel. Esta bobina é enviada para o barco lançador que realiza a instalação *offshore*, onde pode-se usar uma configuração *J-lay* ou *S-lay* [14]. Esse método de instalação é inerentemente mais seguro devido à redução de serviços a bordo de um barco e minimiza o tempo necessário para as atividades. Estima-se que a instalação por este método seja até 10 vezes mais rápida do que os métodos apresentados anteriormente [14, 15]. Os custos *offshore* envolvidos neste método são reduzidos, pois permitem que operações como soldagem, ensaios não destrutivos, revestimentos anti-corrosivo sejam executados na costa terrestre [15]. A Figura 4 apresenta um desenho esquemático do método de instalação.

Figura 4: Desenho esquemático de lançamento através do barco Reel-Lay. (Adaptado de [16]).



Como desvantagens temos o fato de que a deformação plástica imposta pelo bobinamento e posteriormente pelo tensionamento do duto no lançamento podem causar perdas de espessura de parede e de resistência do material em determinadas áreas [15]. Devido a isto a espessura de parede de projeto para este método é superior à usada nos outros métodos descritos, o que implica em uma desvantagem. Os dutos bobinados não podem ser revestidos por concreto, pois este é um material frágil e poderia ser danificado no processo [15].

De acordo com as principais características descritas por método de lançamento, pode-se concluir que o aumento da temperatura interpasse irá gerar um maior aumento de produtividade e maiores ganhos para o método J-lay de lançamento devido a restrição do número de estações de trabalho na torre vertical. Por ordem decrescente o método S-lay e Reel-lay também apresentariam ganhos de produtividade, porém inferiores ao J-lay. No entanto, ressalta-se que as condições específicas requeridas para a construção um duto pode necessitar de determinado modo específico de instalação (por exemplo, *J-lay*), enquanto outras podem permitir diversos métodos como descrito [6].

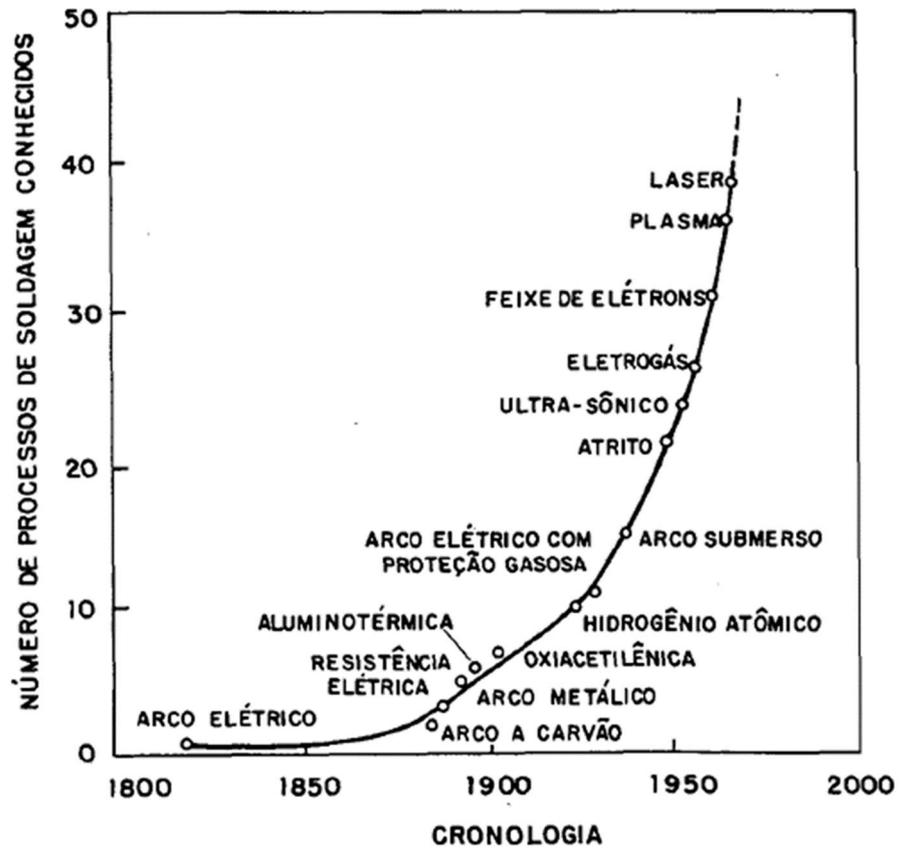
### 3.2. Revisão Soldagem e o Processo GMAW

A soldagem por fusão para a união de materiais (metálicos ou não metálicos) é uma técnica cuja finalidade é a junção através da fusão localizada das partes, que pode empregar pressão ou adição de material, devido a transferência de calor da poça de fusão [17].

O processo de soldagem teve grande impulso no seu desenvolvimento e popularização durante a II Guerra Mundial devido a fabricação de aviões e navios utilizados no período. A

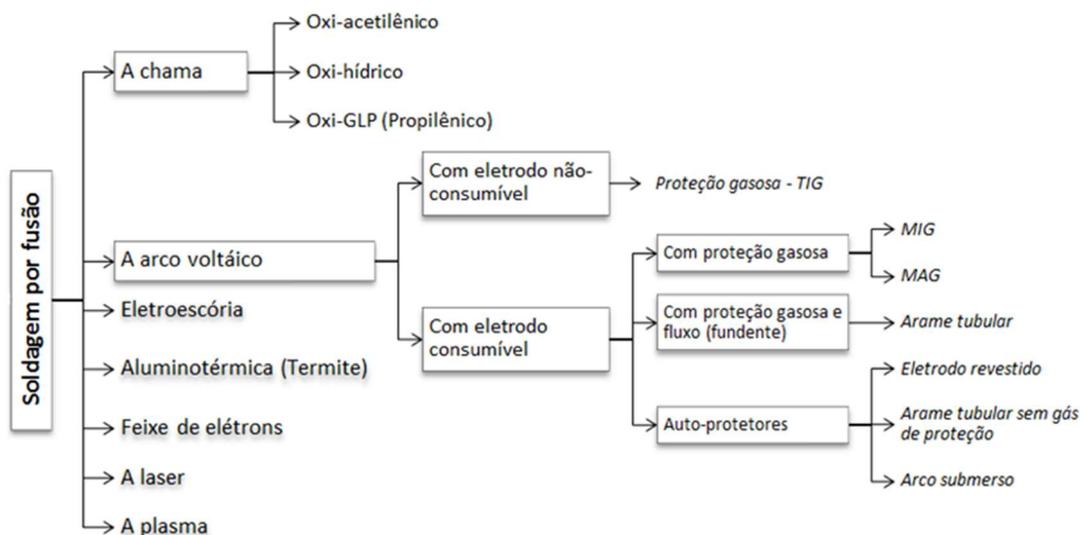
Figura 5, retirada de [17], mostra a cronologia dos processos de soldagem ao longo dos anos nos séculos passados.

Figura 5: Cronologia da evolução de processos de soldagem [16].



A Figura 6 apresenta uma classificação dos processos de soldagem por fusão a partir da natureza da união de acordo com Wainer *et al.* [17].

Figura 6: Classificação dos processos de soldagem adaptado de Wainer et al. [17].

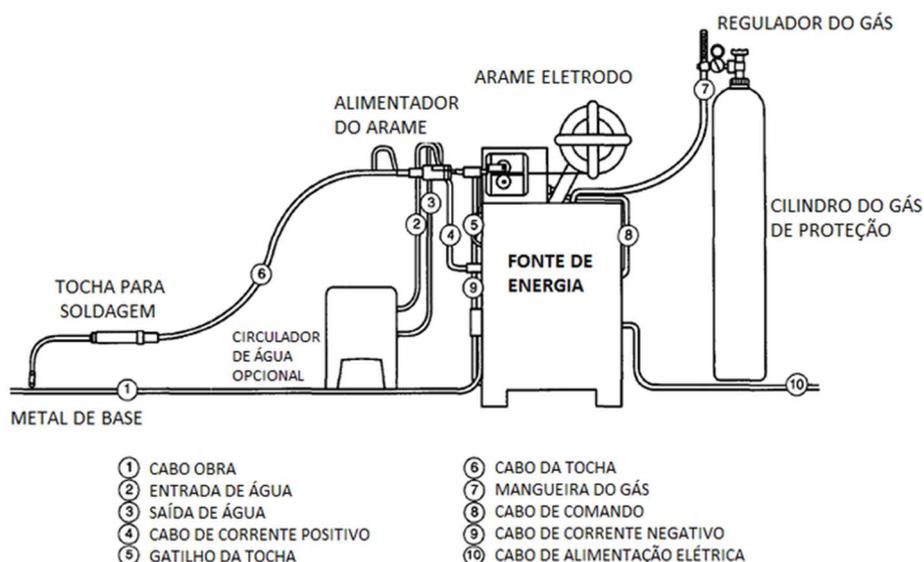


O processo de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*) e MAG (*Metal Active Gas*) também chamados de *Gas-Shielding Metal Arc Welding* (GMAW) estão dentre os mais utilizados nas indústrias metal mecânica [17]. Embora o conceito básico de GMAW tenha sido introduzido na década de 1920, ele não estava disponível comercialmente até 1948. No início, foi considerado fundamentalmente um processo de eletrodo de metal nu de alta densidade de corrente e pequeno diâmetro, usando um gás inerte para blindagem de arco. Sua principal aplicação foi a soldagem de alumínio [18]. Os desenvolvimentos subsequentes do processo incluíram operação em baixas densidades de corrente e corrente contínua pulsada, aplicação a uma maior variedade de materiais e uso de gases reativos (particularmente dióxido de carbono) e misturas gasosas. O último desenvolvimento, no qual são usados gases inertes e reativos, levou à aceitação formal do termo GMAW (soldagem a arco de metal a gás)

O processo GMAW ocorre por fusão ao arco elétrico utilizando-se um arame sólido consumível que é continuamente alimentado à poça de fusão e um gás para proteção da região de soldagem [18]. Este processo utiliza uma fonte de energia com curva característica de tensão constante. O alimentador do arame é ligado a fonte de energia e possui controle de velocidade de alimentação, porém, sua alimentação é feita a uma velocidade constante durante a soldagem. A distância entre a tocha e a peça de trabalho determina o comprimento do arco, e conseqüentemente a tensão empregada durante o processo. A fonte de energia fornece mais corrente (se o comprimento do arco for menor) ou menos corrente (se o comprimento do arco

for maior). Essa variação da corrente causará uma alteração correspondente na taxa de fusão do eletrodo, mantendo assim o comprimento do arco desejado [18]. A soldagem GMAW é aplicável à uma grande variedade de materiais, tais como: aços-carbono, aços inoxidáveis, aços de baixa/média/alta liga, ligas de alumínio, níquel, magnésio e cobre [18]. A Figura 7 mostra um desenho esquemático com os equipamentos que constituem o arranjo para soldagem GMAW [18].

Figura 7: Desenho esquemático com principais equipamentos de soldagem GMAW. (Adaptado de [18]).



A soldagem GMAW pode ser mecanizada, onde a alimentação do arame e o ajuste dos parâmetros é definida pela máquina, sendo o operador responsável apenas pela determinação da velocidade de soldagem empregada. Ou automática, em que todos os parâmetros são controlados pela máquina de soldagem. A tocha pode ou não ser refrigerada por água ou ar [17,18]. Os processos de soldagem possuem variáveis que afetam diretamente a qualidade da solda, sendo que para o GMAW principalmente as seguintes variáveis: elétricas (tensão, corrente e polaridade), velocidade de soldagem, dimensão do eletrodo, *stickout* (extensão do eletrodo), gás de proteção e ângulo de deslocamento da tocha.

De acordo com a Wainer *et al.* [17] as principais vantagens do processo GMAW são:

- processo bastante versátil podendo ser adaptado facilmente em diversas aplicações, assim como automatizado;
- o eletrodo consumível é alimentado continuamente;
- soldagem em todas as posições são permitidas;
- velocidade de soldagem e deposição elevadas;

- não há formação de escória e possui baixo teor de hidrogênio; e
- facilidade de treinamento dos soldadores e execução da soldagem.

Por outro lado, as limitações do processo também de acordo com Wainer *et al.* [17] são:

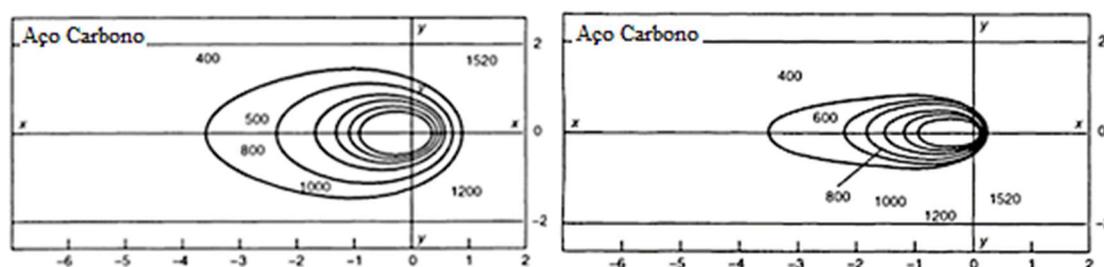
- maior velocidade de resfriamento devido ausência de escória;
- soldagem deve ser protegida de intempéries;
- grande emissão de raios ultravioletas;
- o bocal da tocha de soldagem pode dificultar o acesso em regiões estreitas, como por exemplo em chanfros estreitos que implicam em uma limitação geométrica de tamanho para o acesso;
- o equipamento de soldagem é mais caro e complexo que para o SMAW, por exemplo.

### 3.2.1. Ciclos térmicos de soldagem

A soldagem é um tipo de processamento de material no qual uma fonte de calor concentrada eleva rapidamente a temperatura de uma região de modo a garantir a execução de união em uma junta soldada [17]. Dentre os fatores a serem considerados na transferência de calor na soldagem, os mais importantes são: aporte de calor, rendimento térmico, distribuição de picos de temperatura, tempo de permanência nas temperaturas e velocidade de resfriamento. Deve-se observar que o ciclo térmico de soldagem representa uma variação da temperatura com o tempo para cada ponto das peças a serem unidas. Cada local tem um ciclo térmico diferente que depende da temperatura que alcançou e da taxa de resfriamento que é imposta pela soldagem, sendo que para pontos em distâncias mais curtas os picos de temperaturas são mais altos que em distâncias mais longas [11, 17, 18]. Em soldagens multipasses um ponto específico do material de base sofrerá, a cada passe, um novo ciclo térmico. Já que este ponto, a depender da sua posição até tocha de soldagem em cada passe, poderá estar próximo ou distante da fonte de calor, passando por múltiplos ciclos térmicos distintos durante a soldagem.

Para ilustrar, na Figura 8, adaptada de ASM *Welding Handbook* [18], são retratadas linhas isotérmicas para um passe de soldagem no qual parâmetros de soldagem distintos foram utilizados para o mesmo material. No desenho a esquerda o aporte de calor é de 4,2 kJ/mm e no da direita o aporte é oito vezes menor (0,525 kJ/mm). Pode-se notar que a para um maior aporte a área afetada é maior.

Figura 8: Efeito térmico de em uma peça de aço carbono soldada com aporte de calor de 4,2 kJ/mm (esquerda) e de 0,525 kJ/mm (direita). (Adaptado de ASM welding handbook [18])

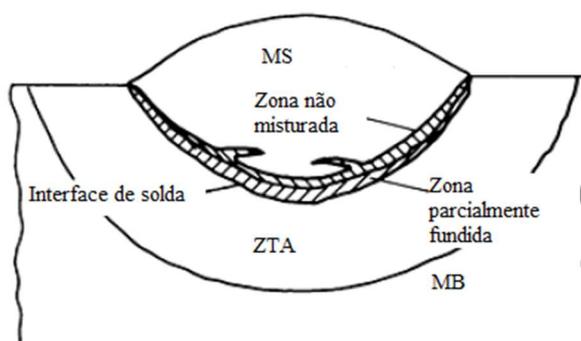


As juntas soldadas apresentam 3 regiões básicas resultantes dos ciclos térmicos envolvidos: metal de solda (MS), zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e material de base (MB) [17]. Entre o MS e a ZTA existe ainda uma fina região que é a fronteira entre elas. A Figura 9 apresenta um desenho esquemático das regiões descritas a seguir [18]:

- metal de solda (MS): zona em que o material é submetido a temperatura de fusão do material de base, ou superiores, e posteriormente ocorre a solidificação da região;
- zona não misturada: se forma a partir da fronteira estagnada do metal de solda fundido com cerca de 100 até 1000  $\mu\text{m}$  de espessura. Devido à ausência de mistura mecânica com o metal de adição nessa região, a composição é a idêntica ao do material de base, exceto por pequenas alterações causadas pela difusão [17].
- zona parcialmente fundida: região no limite da fusão do material onde as temperaturas de pico ficam entre a linha *liquidus* e *solidus*, sendo assim uma fusão incompleta [18].
- zona termicamente afetada pelo calor (ZTA): região não fundida do material de base, porém onde a microestrutura e/ou propriedades são alteradas pela energia térmica de soldagem quando as temperaturas alcançadas são acima da temperatura crítica característica do material de base. Uma vez que esta região também é aquecida por condução térmica, uma fonte de potencial problemas podem ser identificadas, incluindo: alterações metalúrgicas indesejadas, aumento de tamanho de grãos, precipitações, transformações de fase, fenômenos mecânicos de desalinhamentos, formação de tensões residuais, incorporação de impurezas e outros que contribuem negativamente [17];

- material de base (MB): regiões que não foram alteradas pelo ciclo térmico da soldagem, onde as temperaturas de pico foram inferiores à temperatura crítica do material de base.

Figura 9: Representação esquemática das regiões básicas de uma junta soldada (Adaptado [18]).



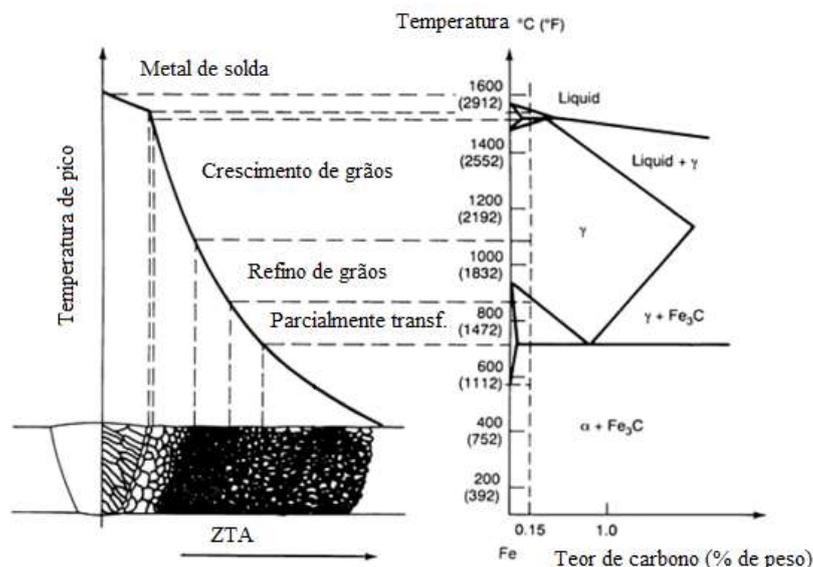
Especialmente na ZTA podem ocorrer diversas microestruturas, a depender do ciclo térmico que cada ponto experimenta. A Figura 10 mostra uma relação entre o diagrama Fe–C e as zonas formadas na ZTA, de acordo com temperatura de pico alcançada durante a soldagem com apenas um passe de solda [17, 18], considerando-se um aço com teor de carbono de 0,15%. As propriedades mecânicas como, por exemplo, a tenacidade e resistência podem ser alteradas em cada ciclo. De acordo com Wainer *et al.* [17] as seguintes zonas podem ser distinguidas:

- Zona de crescimento de grãos ou região de grãos grosseiros (RGG): ocorre na faixa de temperatura aproximadamente entre 1100 e 1500° C. A temperatura nesta região é suficientemente alta para promover a transformação da ferrita em austenita [17, 18]. Posteriormente o crescimento do tamanho de grão dependerá do tempo de permanência em uma temperatura acima dos 1300° C. Este crescimento pode ser inibido pela distribuição de partícula ou precipitados que ancoram os contornos de grão. O maior ou menor tamanho de grão ocorrerá se durante a soldagem partículas ou precipitados venham a se dissolver ou não. O crescimento do tamanho de grão leva à uma diminuição da tenacidade do material. Nesta região fases frágeis como o constituinte martensita-austenita (M-A), que é constituído por martensita com alto teor de carbono que tem austenita retida, podem se formar, sendo que quantidade, distribuição e morfologia desses constituintes podem afetar negativamente as propriedades mecânicas e tenacidade de juntas

soldadas como demonstrado em diversos estudos com aços ARBL. [7, 19-23]

- Zona de refino de grão ou região de grãos finos (RGF), pode ocorrer na faixa de temperatura entre 1100 e 850 °C. Nesta região também pode ocorrer transformação de ferrita para austenita. A austenita se forma preferencialmente nos pontos de maior energia e nesta faixa de temperatura o crescimento do grão austenítico é relativamente lento em comparação à região de grãos grosseiros. O tamanho de grão final tem seu tamanho reduzido e tem a resistência e ductilidade elevadas, característica de aços microligados [16, 17].
- Zona parcialmente transformada ou região de grãos intercríticos: ocorre na faixa aproximada entre 900 e 700 °C (temperatura intercrítica). Esta região pode apresentar propriedades mecânicas inferiores que o material de base [17]. Dependendo da velocidade de resfriamento entre 800 e 500 °C, a austenita pode decompor-se em perlita, bainita superior ou ilhas de martensita.
- Zona subcrítica: onde não ocorrem transformações de fases, por não superar a temperatura crítica inferior. Esta região é afetada por fenômenos de envelhecimentos dinâmicos que podem resultar numa fragilização da estrutura.

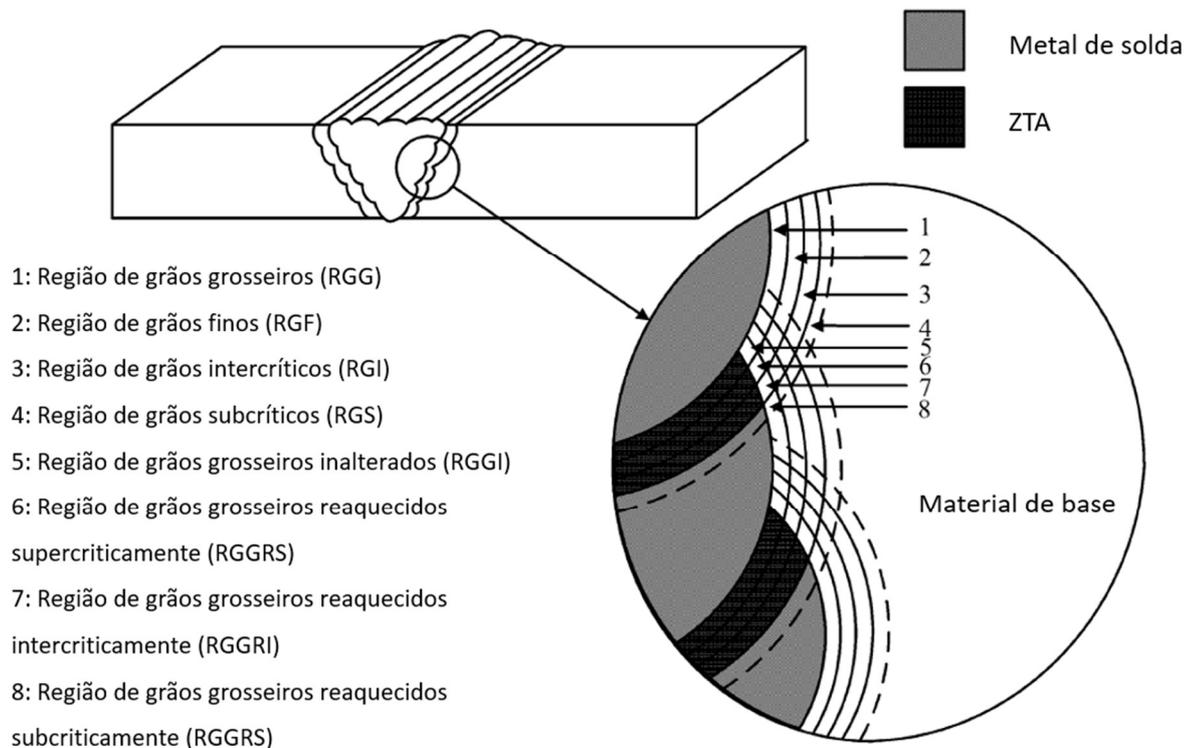
Figura 10: Relação entre diagrama Fe – C com zonas formadas na ZTA de acordo com temperatura de pico alcançada para soldagem em apenas um passe. (Adaptado de [15, 17]).



Já para soldagens multipasses a ZTA do passe anterior pode passar por um novo ciclo térmico. A depender do grau de reaquecimento e taxas de resfriamento aplicadas pode-se obter um efeito positivo através do efeito de revenimento/refinamento dos grãos do passe anterior ou até mesmo um efeito negativo decorrente da formação de fases frágeis [17]. Sirin *et al.* [24] observaram que o controle da temperatura interpasse e  $t_{8/5}$  (taxa de resfriamento entre as temperaturas 800° C e 500 °C) é fundamental na determinação da microestrutura, dimensões e propriedades mecânicas das juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), como os API 5L X65 e X70, sendo a taxa de resfriamento dependente dos parâmetros de soldagem, temperatura de preaquecimento e interpasse. Na Figura 11 estão indicadas as regiões já descritas na soldagem com apenas um passe (1-4) e regiões que foram modificadas devido a um passe de solda posterior (5-8), e que são descritas a seguir:

- A região 5 é denominada região de grãos grosseiros inalterados (RGGI). Devido a sua proximidade da linha de fusão, esta região é reaquecida por um segundo passe em temperaturas muito superiores a temperatura crítica superior. De acordo Matsuda *et. al.* [25] esta região não mostra uma alteração microestrutural significativa por atingir temperaturas próximas das quais a microestrutura inicial foi formada.
- A região 6 é a de grãos grosseiros reaquecidos supercriticamente (RGGRS). Forma-se em uma região de grãos grosseiros que são reaquecidos acima da temperatura crítica superior ( $A_{C3}$ ).
- A região número 7, é denominada de região de grãos grosseiros reaquecidos intercriticamente (RGGRI). Esta região é reaquecida entre as temperaturas críticas (entre  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$ ). Diversos estudos realizados [26-28] em materiais ARBL indicam que esta região é a de mais baixa tenacidade em função da presença do constituinte M-A associado a um enriquecimento de carbono. O aumento de tamanho grão durante o reaquecimento também contribui para reduzir a tenacidade nesta região.
- A região número 8, é denominada região de grãos grosseiros reaquecidos subcriticamente (RGGRS). Esta região é reaquecida na temperatura menor que a crítica inferior e não sofre transformações [29].

Figura 11: Regiões da ZTA em uma soldagem multipasses (adaptado [29]).



Considerando-se as regiões de uma solda, a ZTA é caracterizada por haver uma redução das propriedades mecânicas, sendo esta geralmente a região mais crítica no estudo de uma junta soldada [17, 18]. De acordo com estudo de Li *et al.* [29] sobre a influência da temperatura de pico na RGG reauecidos da ZTA de aços ARBL, foi verificado que especialmente que na RGGRI a tenacidade do material se deteriora de modo considerável. Além disso, diversos outros trabalhos anteriores demonstraram-se que o tamanho, a forma e a distribuição dos constituintes de M-A na ZTA desempenham papéis diferentes na tenacidade [30-32]. A M-A constitui-se de ilhas de martensita de alto carbono com austenita retida formada em diferentes temperaturas intercríticas que varia em tamanho, forma, distribuição e teor de carbono. Dependendo dos parâmetros de soldagem, a M-A tem três morfologias diferentes: massiva, alongada ou em pequenos pontos [32-34]. A M-A em pequenos pontos não compromete a tenacidade se sua fração total for pequena e estiver dispersa pela matriz [34-38]. Por outro lado, a influência na tenacidade das morfologias massiva e alongada é controversa. Qiu *et al.* [39], Li [40] e Matsuda *et al.* [25] concluíram que a M-A massiva reduz as energias de iniciação e propagação de trincas em juntas soldadas de aço ARBL mais severamente do que as alongadas, portanto deteriorando mais a tenacidade. No entanto, de acordo com outros estudos [35, 39,

41], a M-A alongada resulta em uma menor tenacidade nas juntas soldadas. Kumar [41] apontou que a M-A massiva contém menos carbono e devido a isto é mais dúctil em comparação com alongada. Assim, deve-se buscar durante a soldagem sempre uma temperatura interpassa ótima que proporcione uma taxa de resfriamento que resulta em uma junta soldada com maior refinamento de grãos e conseqüentemente as melhores propriedades mecânicas e de tenacidade [42].

### **3.2.2. Materiais empregados nos Tubos de Dutos e Risers**

Segundo Callister [43] na disciplina de ciência e engenharia dos materiais apresenta um inter-relacionamento entre processamento, estrutura, propriedades e desempenho dos materiais, sendo que o processamento do material irá influenciar na estrutura desse material. As propriedades irão se relacionar com a estrutura. Assim como o desempenho do material dependerá das suas propriedades. Dessa maneira a inter-relação entre processamento, estrutura, propriedades e desempenho é linear. Ainda de acordo com Callister [43], para a seleção de um determinado material, a decisão final geralmente é baseada em vários critérios. Em primeiro lugar, as condições de serviço devem ser caracterizadas, tais como o fluido, pressão, temperatura e ciclos que poderão ocorrer. Estas condições definirão as propriedades requeridas do material. Raramente um material possui a combinação máxima ou ideal de propriedades exigidas. Assim, algumas características e propriedades podem ser deixados em segundo plano em relação às propriedades essenciais para o desempenho. Uma segunda consideração da seleção de materiais é a da degradação das propriedades dos materiais que ocorrem em serviço. Por exemplo, acentuado decréscimo da resistência mecânica devido a exposição às temperaturas elevadas ou a ambientes corrosivos (ou ambos combinados). Por fim, principalmente relacionar-se-á aos fatores econômicos do produto.

#### **3.2.2.1. Aços alta resistência e baixa liga (ARBL) - API 5L X65 e X70**

Os materiais utilizados para fabricação de tubos de dutos e *risers* submarinos são os denominados aços de baixa liga e alta resistência (ARBL), os quais foram projetados para fornecer melhores propriedades mecânicas do que as de aços carbono convencionais. O termo aços micro ligados é frequentemente usado em referência a esses materiais que apresentam boa soldabilidade.

De acordo com Zhu *et al.* [44] e Siciliano [45], os aços ARBL possuem uma elevada tenacidade devido a um processo de fabricação de aço limpo (baixo teor de carbono, enxofre e

fases deletérias como óxidos) e refinado tamanho de grão. Segundo Pereira et al. [46], com o aumento do limite de escoamento proporcionados pelos aços ARBL, foi possível uma redução de espessura da parede requerida por projeto e conseqüentemente uma redução nos custos de construção. Adicionalmente, houve uma diminuição do peso e possibilitou-se uma fabricação e montagem em menor tempo utilizando-se menos consumíveis de soldagem [5, 45].

Soeiro *et al.* [8] indicam como desvantagens do uso de aços com maior resistência mecânica, o fato de que mundialmente são poucos os fabricantes que dominam a tecnologia de produção destes aços, e os riscos potenciais (soldagem, corrosão, reparos etc.) envolvidos na construção de um duto com aço ainda não suficientemente consagrado.

Os tubos são fabricados de acordo com a *American Petroleum Institute* (API) especificação 5L *Line Pipe* [48]. São apresentados requisitos para a fabricação em dois níveis de especificação de produto (em inglês a sigla *Product Specification Levels*, PSL), que são o PSL 1 e PSL 2, sendo estes tubos de aço sem costura ou soldados. Em relação aos níveis de fornecimento dos tubos, tem-se o PSL 1 que tem requisitos padrões de acordo com a especificação e o nível PSL 2 que adicionalmente conta com requisitos obrigatórios para composição química, propriedades de tenacidade, resistência mecânica e testes não destrutivos adicionais [47]. As designações compostas pelas letras A ou X e os dois dígitos subsequentes especificam valores mínimos para o limite de escoamento do material, em ksi [47, 48]. Desta maneira, por exemplo, o aço API 5L X70 apresenta um limite inferior escoamento de 70 ksi. Observando a especificação API 5L pode-se verificar que há uma sobreposição entre as faixas de valores de limite de escoamento e ruptura para vários graus. Por exemplo, um aço com limite de escoamento entre 485-600 MPa e limite de ruptura entre 570-760 MPa atende tanto a especificação do X65 como do X70. Este fato é rotineiramente empregado pelos fornecedores de tubos para minimizar a variedade de matérias primas para a fabricação [47, 48]. De um outro ponto de vista, um mesmo lote de chapas poderia ser utilizado para produzir tubos graus X65 ou X70, desde que suas propriedades mecânicas estejam contidas dentro do intervalo de sobreposição dos limites de escoamento e resistência definidos pela norma [47]. Estes tubos são fornecidos em diâmetros externos nominais que podem chegar até oitenta e quatro polegadas [48].

A especificação API 5L [48] define os teores em massa dos elementos químicos: carbono entre 0,06% a 0,25%, manganês até 1,90% e elementos de liga como cromo (Cr), níquel (Ni), molibdênio (Mo), cobre (Cu), nitrogênio (N), vanádio (V), nióbio (Nb) e titânio (Ti) que somadas não excedem 8% em peso da composição total [49]. Sendo que elevados teores de

carbono geralmente são evitados, pois afeta negativamente a ductilidade, a tenacidade e principalmente a soldabilidade do material.

Segundo Siliciano [45] aços API de maior resistência, grau X70 e acima, tem a liga base C-Mn-Si junto com elementos microligantes de Nb e V irão produzir microestruturas ferrítica/perlítica. Com pequenas quantidades de ligas de soluto, como Cu, Ni, Cr, isoladamente ou em combinações até um conteúdo máximo combinado de aproximadamente 0,6% e de 0,3% de Mo. Essas adições, particularmente Mo, juntamente com práticas apropriadas de laminação e resfriamento resultarão em uma microestrutura Ferrítica/Ferrítica Acicular. Adições de microligas de até 0,11% de nióbio, sem molibdênio, também podem ser usadas para produzir a microestrutura Ferrítica/Ferrítica Acicular desejada.

### **3.2.2.2. Ligas de níquel**

O níquel é um elemento químico da tabela periódica no grupo de metais de transição, tendo o peso atômico de 58,6934. Na natureza, o níquel é encontrado em duas formas básicas: em depósitos lateríticos (como óxidos) e em um minério de níquel-sulfeto. Normalmente, o níquel é encontrado em combinação com cobre e vários outros elementos. A proporção de níquel para cobre nesses minérios é normalmente de 2:1 [50]. O níquel puro é dúctil e resistente. Possui estrutura cúbica de faces centradas (CFC) até a temperatura de fusão que é de 1453 °C. Devido à estrutura CFC, o níquel puro não apresenta transição dúctil-frágil como, por exemplo, o aço carbono. O níquel possui boa resistência à corrosão em atmosfera normal, em água natural, em ácidos desareados não-oxidantes e em álcalis cáusticos [50].

As ligas à base de níquel são uma das classes de materiais altamente empregadas na engenharia hoje em dia, sendo estes materiais usados em uma ampla variedade de aplicações. São ligas selecionadas para resistência à corrosão em meio aquoso e a alta temperatura, ductilidade e resistência a baixas temperaturas, propriedades elétricas específicas entre outras [50]. Por outro lado, estas ligas possuem um alto valor comercial e somente são utilizadas no caso em que ligas mais econômicas, como aços inoxidáveis, não forem adequadas [51].

O níquel foi descoberto por um cientista sueco em 1751, entretanto não havia aplicações úteis do elemento até o final do século XIX. A família de ligas de base de níquel desenvolveu-se no início dos anos 1900, e quantidades significativas de níquel começaram a ser usadas em materiais de engenharia na década de 1920. A primeira liga principal à base de minério contendo níquel era composta 67% de níquel e 33% de cobre. Essa também é a mesma composição, aproximadamente, da liga Monel 400, patenteada em 1906 e derretida e fundida

comercialmente nos Estados Unidos em 1921 pela *International Nickel Company*. Posteriormente, várias ligas que poderiam ser usadas em uma ampla variedade de aplicações foram desenvolvidas [18].

De acordo com o [49] não há um sistema de classificação sistemática das ligas de níquel, como há para ligas de alumínio e aços. Devido a isto a maioria das ligas de níquel é conhecida por seus nomes comerciais, como liga Inconel® 625 e liga Hastelloy® C-223. No entanto, geralmente as ligas de níquel são classificadas por sua composição, como mostra a Figura 12 [50].

Figura 12: Classificação proposta para ligas de níquel adaptada de [50].



A Special Metals Corporation possui a marca registrada Inconel®625 para a liga de Ni-Cr-Mo. Comercialmente esta liga também recebe diversos outros nomes, tais como Inconel 625, Alloy 625, Nickel 625, etc. A designação dessa liga de acordo com o Sistema de Numeração Unificado (*Unified Numbering System*) é UNS N06625. Neste trabalho, a liga será referenciada como Inconel 625 ou superliga a base de níquel. Ela é composta principalmente por Ni, Cr, Mo, Nb. A matriz do níquel pode dissolver grande quantidade de elementos de liga em várias combinações para fornecer endurecimento por solução sólida. O níquel possui quase que solubilidade completa com ferro, solubiliza aproximadamente 35% de cromo, 20% de molibdênio e tungstênio, cada, e 5 a 10% de alumínio, vanádio, titânio e manganês, cada.

O Inconel 625 é uma liga que foi desenvolvida na década de 50, iniciando seu uso em indústrias de material de tubulação de alta pressão devido às suas propriedades mecânicas,

sendo uma liga de níquel endurecida por solução sólida. A Tabela 1 mostra sua faixa de composição química típica e a Tabela 2 suas propriedades mecânicas.

Tabela 1: Composição química típica para Inconel 625 [50].

Elemento Químico	% em Peso
Ni	balanço
Cr	20 - 23
Fe	5 max
Mo	8 - 10
Nb	3,15 - 4,15
C	0,1 max
Mn	0,5 max
Si	0,5 max
P	0,015 max
S	0,015 max
Al	0,4 max
Ti	0,4 max

Tabela 2: Faixa de propriedades mecânicas aceitáveis para Inconel 625 [50].

Limite de Escoamento [Mpa]	Limite de Resistência [Mpa]	Alongamento	Dureza [Rb]
415	830	30%	95

Ligas a base de níquel endurecidas por solução sólida são essencialmente endurecidas pela adição substitucional ou intersticial de elementos químicos, principalmente o Titânio (Ti), Tungstênio (W) e Molibdênio (Mo) de acordo com Silva *et al.* [52], além de Cromo (Cr), Ferro (Fe), Cobre (Cu) e em alguns casos Cobalto (Co). Estas ligas preservam boas propriedades na condição como soldadas e dessa maneira podem ser aplicadas logo após a soldagem, sem que haja perdas significativas às propriedades mecânicas [50, 53]. A segregação durante a solidificação pode reduzir o efeito de endurecimento por solução sólida no metal de solda, porém, pode ser compensado pelo surgimento de fases secundárias que se formam interdendriticamente e promovem o endurecimento, dependendo do tipo de composição química da fase e da fração volumétrica presente. Por outro lado, a segregação de elementos químicos pode precipitar fases que fragilizam a região da solda, tornando o material mais susceptível à corrosão, trincas, perda de tenacidade e relativamente frágeis [54].

Outra propriedade que mais se destaca no Inconel 625 é a resistência à corrosão em diversos ambientes. Em meios como água salina e meios alcalinos, a liga é praticamente imune a ataques. Em meios severos, a combinação de níquel e cromo promove boa resistência em

ambientes oxidantes, enquanto os altos teores de níquel e de molibdênio garantem resistência a meios redutores. O alto teor de molibdênio da liga a torna muito resistente à corrosão por pites e corrosão por frestas, enquanto o nióbio atua para estabilizar a liga contra a sensibilização durante a soldagem, prevenindo desta forma a corrosão intergranular.

De acordo com Silva *et al.*, Lu e Pieraggi *et al.* [52, 55, 56] a alta resistência à corrosão é obtida pela formação de uma película apassivadora de óxido de cromo sobre a superfície da liga, evitando a ação do meio corrosivo no material. Os elementos químicos como Mo, Al e W contribuem para a melhoria da resistência à corrosão, em particular para a corrosão localizada [57]. Segundo Hodge [58], esta família de superligas de Ni são tipicamente aplicadas quando a presença de impurezas no sistema, especialmente sais, alcançam valores onde as classes com menores teores de molibdênio sofrem corrosão localizada. Sua resistência à corrosão é significativamente maior que a dos aços inoxidáveis quando expostos a alta temperatura, aplicadas em equipamentos de processamento químico e petroquímico, equipamentos de refinarias de petróleo e gás, trocadores de calor resfriados com água do mar e equipamentos para processamento de fluidos ácidos e contendo elevados teores de sais.

O uso do Inconel 625 como revestimento também cresce na indústria devido à possibilidade de se utilizar um material menos nobre com boas propriedades mecânicas revestido com um material nobre de boas propriedades de resistência à corrosão [53]. Desta forma, existe uma considerável redução de custos na produção de tubos. Já que fabricar um tubo de grande diâmetro e espessura todos em liga de níquel seria algo que poderia inviabilizar diversas aplicações.

### 3.2.2.3. Custos e estimativas

O custo de construção de um duto é tipicamente categorizado de acordo com o material, serviços de construção, engenharia e inspeção aplicados. Os materiais e serviços de construção contribuem com a grande maioria do custo total do projeto de acordo com Kaiser [6]. A contribuição relativa de material e construção, no entanto, irá variar de acordo com cada projeto. Por exemplo, para projetos simples e de baixa extensão os custos relacionados a mobilização e desmobilização podem significar mais da metade de seu custo. Desta forma, para projetos de maior complexidade o custo para instalação *offshore* é aproximadamente proporcional ao tempo total da obra e das taxas diárias de aluguel de barcos [6].

## 4. MÉTODOS E MATERIAIS

### 4.1. Materiais

**Material de base:** A soldagem para avaliação dos efeitos da temperatura interpasse foram realizadas em tubos de aço API 5L X70 e X65 revestido com superliga a base de níquel, que foram fornecidos conforme as dimensões apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3: Dimensões de diâmetro e espessura dos tubos a serem utilizados no projeto.

Material	Diâmetro	Diâmetro	Espessura [mm]
	Interno [mm]	Externo [mm]	
API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	216,25	273,05	25,40 + 3,00 (clad)
API 5L X70	482,60	558,80	31,75

A origem dos tubos foi de diferentes fabricantes, sendo que os API 5L X65 foram fornecidos pela empresa Vallourec®, e o API 5L X70 pela Tenaris®. O revestimento para os tubos (clad) de API 5L X65 foi feito com o processo GTAW com arame aquecido utilizando os mesmos parâmetros para todos os corpos de prova do trabalho e o arame Sanicro 60 da empresa Sandvik®.

**Consumíveis de soldagem:** Os consumíveis, a serem empregados no processo de soldagem circunferencial estão detalhados na Tabela 4. Para a proteção de poça de fusão, durante todos os passes, foram utilizados uma mistura de Argônio (Ar) e Dióxido de Carbono (CO<sub>2</sub>) visando aumentar a taxa de deposição, penetração e a velocidade de soldagem, mantendo-se boa estabilidade de arco e menor nível de respingos. Já para a soldagem circunferencial do tubo revestido com superliga a base de níquel, utilizou-se uma mistura ternária com adição de Hélio (He) além dos elementos químicos já citados, visando aumentar a temperatura da poça de fusão e dando maior fluidez ao metal de adição.

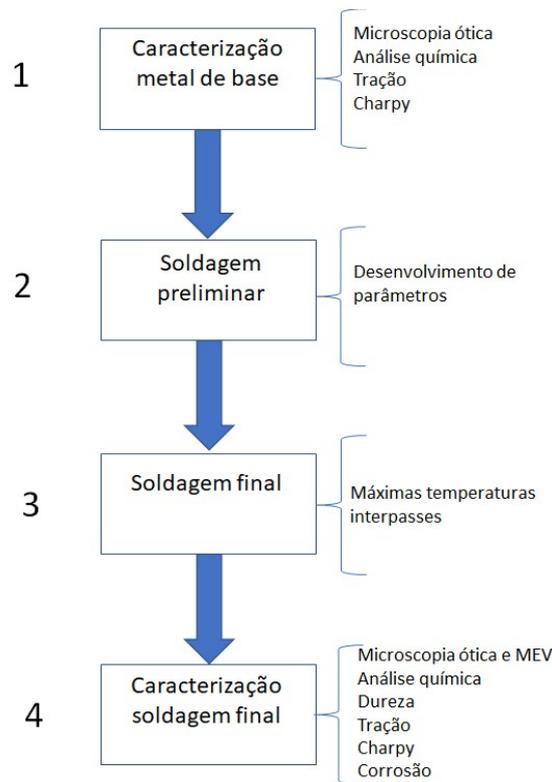
Tabela 4: Relação dos consumíveis selecionados e gases de proteção a serem utilizados na soldagem.

Material	Consumível	Gás de Proteção [%]
API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	UNS N06625 – Special Metals	70Ar-29,5He-0,5CO <sub>2</sub> 75He-25Ar
API 5L X70	A5.18 ER70S – Esab OK Autorod 12.66	80Ar-20CO <sub>2</sub>

## 4.2. Metodologia

Com o objetivo de se avaliar a influência da temperatura interpasse no comportamento dos materiais descritos em 3.1, foram desenvolvidas as atividades sequencialmente como apresentado no fluxograma da Figura 13. A soldagem foi dividida em duas partes distintas, ambas utilizando o processo GMAW mecanizado, sendo uma etapa inicial para exploração dos parâmetros de soldagem e uma soldagem final para avaliação das juntas.

Figura 13: Fluxograma com principais atividades sequenciais do projeto.



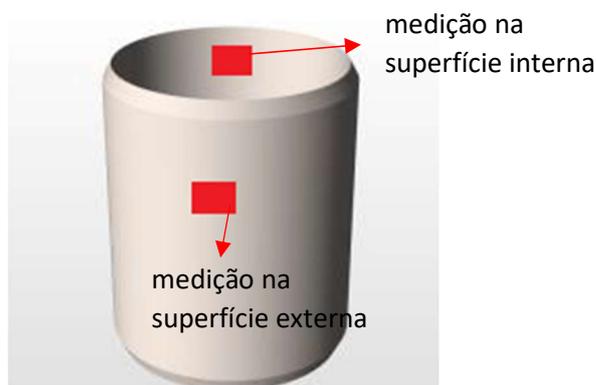
Na etapa 1 foi realizada a caracterização do material de base por meio de análise de sua composição química, análise microestrutural via microscopia ótica e comportamento mecânico por meio de ensaios de tração e *charpy*. A Tabela 5 resume a quantidade de caracterizações empregadas nesta fase para cada material de base. As metodologias e escopos para a realização desses ensaios são descritas a seguir.

Tabela 5: Síntese da quantidade de caracterizações empregadas para cada material de base.

Ensaio	Material de base	Quantidade de ensaios
Microscopia	API 5L X65	1
	API 5L X70	1
Análise Química	API 5L X65	1
	API 5L X70	1
	Revestimento (Superliga a base de níquel)	1
Tração	API 5L X65	2
	API 5L X70	2
Charpy	API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel (substrato)	1 conjunto
	API 5L X70	1 conjunto

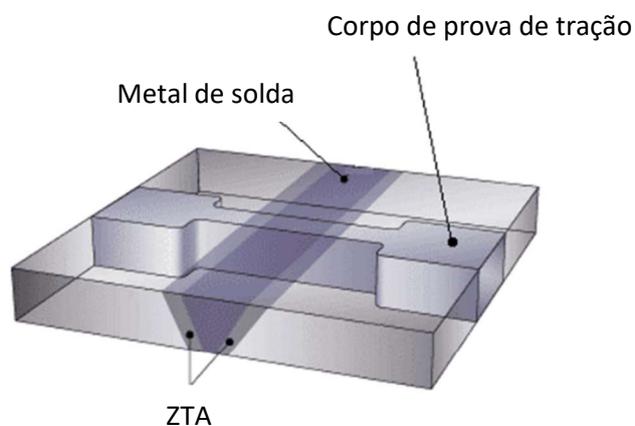
Análise química: para a análise da composição química foi aplicado o método de espectrometria de emissão ótica por centelhamento utilizando-se o equipamento modelo SPRECTROMAX, de acordo com os requisitos normativos da ASTM E415 [59], sendo realizada as medições nos tubos API 5L X70 e X65 e no revestimento de superliga a base de níquel. Para o API 5L X70 e X65 o material foi analisado na seção longitudinal em 4 pontos distintos: 2 na superfície externa e 2 na superfície interna de cada material de base. Para o revestimento foi feita apenas 2 medições na superfície interna do material. A Figura 14 exemplifica as regiões de medições consideradas na análise.

Figura 14: Localização dos pontos para medição da composição química do material de base API 5L X70.



Ensaio de tração: os ensaios de tração foram realizados de acordo com os requisitos do apêndice B da norma DNVGL-ST-F101 [60] e as orientações de ensaios mecânicos da norma ASTM A370 e ASTM E8 [61, 62], sendo este realizado transversalmente a solda circunferencial englobando toda a sua espessura (Figura 15). Neste ensaio foram registrados limites de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, sendo realizados 2 testes para cada material de base. Optou-se por realizar 2 testes de tração uma vez que foi utilizada como referência para os critérios de aceitação a norma de projeto de dutos e *risers* offshore DNVGL-ST-F101 [60] que no seu apêndice C solicita esta quantidade total de testes. O revestimento de superliga a base de níquel (Inconel 625) possui espessura de 3mm, portanto não se realizou ensaio de tração nesta região específica e sim no substrato (API 5L X65).

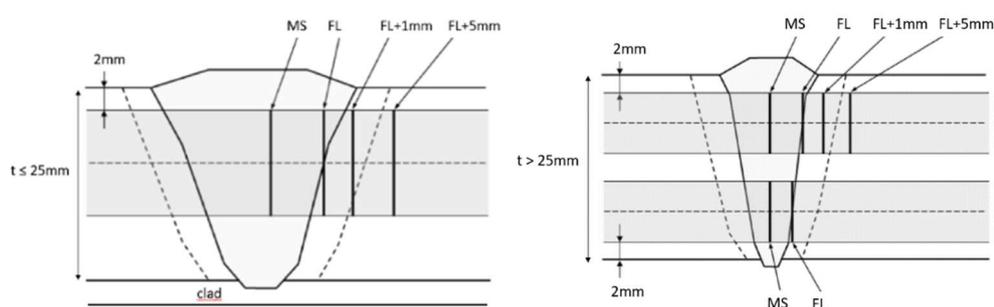
Figura 15: Corpo de prova de tração representando a espessura total da junta soldada por circunferência.



Ensaio *Charpy*: Os corpos de prova foram preparados conforme a norma ASTM A370 [61], sendo considerado um *set* como o conjunto composto por 3 corpos de prova. As dimensões

do corpo de prova foram de 55 mm x 10 mm x 10 mm. O entalhe, para todas as amostras, foi orientado atravessando de modo perpendicular a espessura dos tubos. A temperatura de realização do teste para o material de base foi definida em  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Esta escolha de temperaturas de ensaio baseou-se no critério de projeto da norma DNVGL-ST-F101 e requisito de operadoras como a Petrobras, que requerem que o teste seja realizado em no mínimo  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  abaixo da mínima temperatura de projeto esperada. Como trata-se de um duto submarino, ou seja, que irá ficar no leito marinho considera-se a menor temperatura do ambiente para o projeto será de  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ . De maneira conservadora optou-se por realizar o teste na temperatura de  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ . O equipamento utilizado (pêndulo) para o teste possui uma escala para ensaio de impacto no valor máximo de 300 J. A montagem para a realização do teste é feita com um banho termostático para manutenção da temperatura desejada. Assim como no teste de tração, neste caso, foram realizadas medições no substrato do tubo revestido (API 5L X65), não sendo o testado clad. Na Figura 16 pode-se observar o local de retirada dos corpos de prova para cada tubo testado.

Figura 16: Posição de retirada de corpos de prova para ensaio charpy para o tubo API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel (esquerda) e API 5L X70 (direita).



Microscopia ótica: Para a caracterização inicial foram realizadas análises de microscopias óticas nos materiais de base dos tubos API 5L X70 e X65. Após a etapa de soldagem final as amostras foram analisadas no metal de solda e zona termicamente afetada pelo calor.

Para isto, a preparação metalográfica do material foi realizada com polimento com lixa d'água e polimento com pasta de diamante, com granulometria de 3, 1 e 0,5 micrometros nos corpos de prova. Após isto procedeu-se com o ataque químico, utilizando nital 2% para revelar detalhes específicos da microestrutura do material API 5L X70 e X65. Quando avaliado o Inconel 625 (metal de solda e revestimento) utilizou-se um ataque com Glicerégia (Ácido Hidroclorídrico - Glicerol - Ácido Nítrico) para revelar sua microestrutura. Utilizou-se um equipamento da marca Zeiss modelo Axio Imager.

As imagens da microscopia ótica também foram usadas para a medição do tamanho de grão. Isto foi realizado traçando-se uma linha-teste (sobreposta), de tamanho conhecido, sobre a imagem da microestrutura em estudo e posteriormente somando-se o número de interseções dos contornos de grão da microestrutura com a linha. Após isso calculou-se o diâmetro médio dos grãos dividindo-se o tamanho da linha pela quantidade de grãos interceptados e o tamanho de grão padrão ASTM de acordo com a ASTM E112 [63]. Além disso, a fração volumétrica das fases para o aço API 5L X70 foi determinada com processamento digital de imagem utilizando-se o software Image J [64] o qual converteu a imagem original em uma com escala de preto/cinza. Posteriormente com o auxílio de um histograma relacionando os valores máximos e mínimos dos tons analisados é feita uma quantificação das fases constituintes através das áreas, como exemplificado na Figura 17.

Figura 17: Processamento de imagem utilizando o software Image J para medição de fração de área.

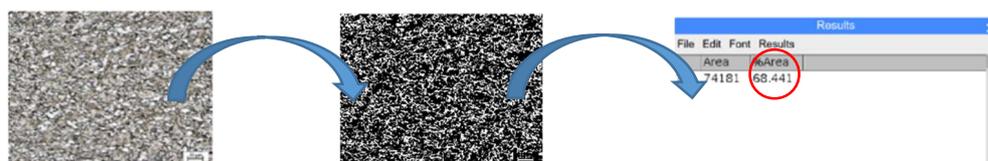


Tabela 6: Síntese da quantidade de ensaios para caracterização de cada material de base.

Ensaio	Material de base	Quantidade de ensaios
Microscopia	API 5L X65	1
	API 5L X70	1
Análise Química	API 5L X65	1
	API 5L X70	1
	Revestimento (Superliga a base de níquel)	1
Tração	API 5L X65	2
	API 5L X70	2
Charpy	API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel (substrato)	1 conjunto
	API 5L X70	1 conjunto

Após o término da caracterização dos materiais de base foi realizada uma etapa de soldagem preliminar (etapa 2) para otimização de parâmetros de processo para cada junta, considerando a soldagem GMAW, diâmetros, espessuras, preaquecimentos, aporte térmico e avaliação da máxima temperatura interpasse que efetivamente poderiam ser alcançadas soldando-se continuamente em condições controladas. Foi definido que seriam produzidas 3 juntas soldadas para cada condição, sendo considerado, como referência, 250° C. A Tabela 7 resume as 3 condições resultantes da soldagem preliminar e temperaturas interpasse máximas alcançadas.

Tabela 7: Materiais, condições e temperaturas de interpasse nas soldagens preliminares

Material	Condição		
	Condição 1	Condição 2	Condição 3
API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	-Preaquecimento 35° C. - Tocha simples e cabeçote único, sem paradas forçadas. - Máximo Interpasse 219° C.	-Preaquecimento 40° C. -Tocha simples e cabeçote duplo, sem paradas forçadas. - Máximo interpasse 314° C.	-Preaquecimento 100° C. - Tocha simples e cabeçote duplo, sem paradas forçadas. - Máximo interpasse 361° C.
API 5L X70	-Preaquecimento 95° C. - Tocha dupla e cabeçote único, sem paradas forçadas. - Máximo interpasse 244° C.	- Preaquecimento 88° C. - Tocha dupla e cabeçote duplo, sem parada forçadas. - Máximo interpasse 353° C.	- Preaquecimento 90° C. - Tocha dupla e cabeçote triplo, sem paradas forçadas. - Máximo interpasse 383° C.

A soldagem foi executada na posição horizontal (tubo na vertical), que é uma posição similar ao caso do lançamento pelo método *J-lay*, com equipamento orbital e uma fonte de energia de soldagem ESAB modelo Mig U5000i. Para isto, foi adaptada uma mesa giratória (Figura 18) de maneira que o tubo e cabeçote poderiam girar sincronizados e impedir que os cabos de soldagem se enrolassem durante soldagem processo. Os biséis foram preparados utilizando biseladora mecanizada e execução de chanfro estreito.

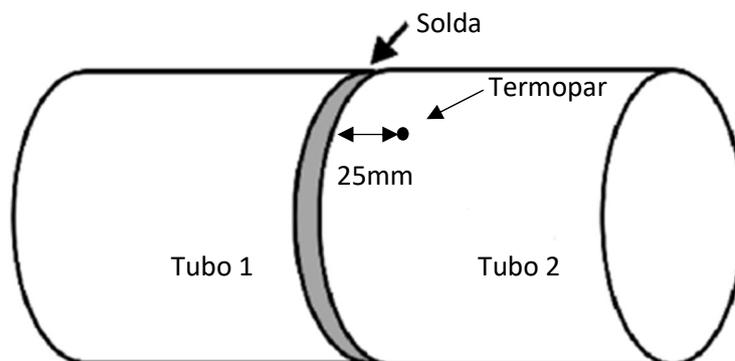
Figura 18: Mesa giratória e posição de soldagem dos tubos durante a etapa de soldagem preliminar.



Para a medição das temperaturas foram fixados termopares na proximidade do chanfro, em distâncias entre 1 mm (mais próximo possível do chanfro), 10 mm e 25 mm em posições diametralmente opostas (marcadas arbitrariamente visto que a soldagem ocorre na posição horizontal). Porém, verificou-se que os termopares próximos ao chanfro eram danificados, devido ao elevado calor da soldagem, e assim, os dados foram desconsiderados. Para a obtenção das temperaturas interpasse convencionou-se utilizar os dados obtidos dos termopares a 25 mm do chanfro. Esta distância foi considerada satisfatória, pois em condições habituais de soldagem de fabricação verifica-se medições de temperatura interpasse com termômetros de contato portátil em posições similares e com imprecisões devido à dificuldade de posição ao equipamento/soldadores, da leitura e distância da tocha de soldagem com arco aberto. Além disso, como a pesquisa objetiva um aumento da temperatura interpasse, medindo em distâncias mais afastadas do chanfro está sendo adotada uma postura conservadora, já que próximo ao chanfro as temperaturas deverão ser mais elevadas.

A Figura 19 mostra uma imagem do posicionamento dos termopares durante o processo de soldagem.

Figura 19: Esquema de localização de termopares para soldagem dos tubos.



O preaquecimento foi feito utilizando-se uma chama de maçarico. As temperaturas da peça foram monitoradas e registradas utilizando-se um registrador da Omega e termopares tipo K disponíveis para a pesquisa. Além da temperatura, também foram monitorados parâmetros de soldagem (tensão e corrente) registrando-se os valores lidos diretamente do equipamento de solda, que se mostrou coerente com os valores de um alicate volt-amperímetro calibrado. Adicionalmente, foi utilizada uma serra-fita da Franho (FM 1600) para cortar os anéis e juntas de teste de todos os materiais.

Para a soldagem final, foram executadas 3 condições de soldagem de modo a se obter três condições distintas de temperatura interpassa a serem avaliadas. Foram usadas as mesmas configurações de processo, posição de soldagem e bisel da soldagem preliminar para cada material. Além disso, após a conclusão da solda final realizou-se uma inspeção volumétrica pelo método do ultrassom com o objetivo de se verificar a sanidade da solda produzida e para garantir que os corpos de prova a serem retirados não possuíam defeitos. Na Tabela 8 são descritas as condições de soldagem final para cada um dos materiais envolvidos neste trabalho.

Tabela 8: Condições de soldagem dos corpos de prova da soldagem final.

Material	Condição		
	Condição 1	Condição 2	Condição 3
API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	- Preaquecimento de 40° C - Passe de raiz, passe quente e enchimento com 2 cabeçotes e 1 tocha. - Máxima temperatura interpasse 307° C	- Preaquecimento de 100° C - Passe de raiz, passe quente e enchimento com 2 cabeçotes e 1 tocha. - Máxima temperatura interpasse 370° C	- Preaquecimento de 40° C - Realizado um aquecimento forçado até 150° C após o segundo passe. - Passe de raiz, passe quente e enchimento com 2 cabeçotes e 1 tocha. - Máxima temperatura interpasse 412° C
API 5L X70	- Preaquecimento de 90° C - Passe de raiz com 2 cabeçotes e 1 tocha. -Passe quente e enchimento com 2 cabeçotes e 2 tochas. - Máxima temperatura interpasse 300° C	- Preaquecimento de 105° C - Passe de raiz com 3 cabeçotes e 1 tocha. -Passe quente e enchimento com 3 cabeçotes e 2 tochas. - Máxima temperatura interpasse 389° C	- Preaquecimento de 150° C - Passe de raiz com 3 cabeçotes e 1 tocha. -Passe quente e enchimento com 3 cabeçotes e 2 tochas. - Máxima temperatura interpasse 438° C

As faixas dos principais parâmetros de soldagem que foram utilizados durante o trabalho estão resumidas nas Tabelas 9 e 10.

Tabela 9: Faixa de parâmetros de soldagem utilizados durante soldagens de aço API 5L X70.

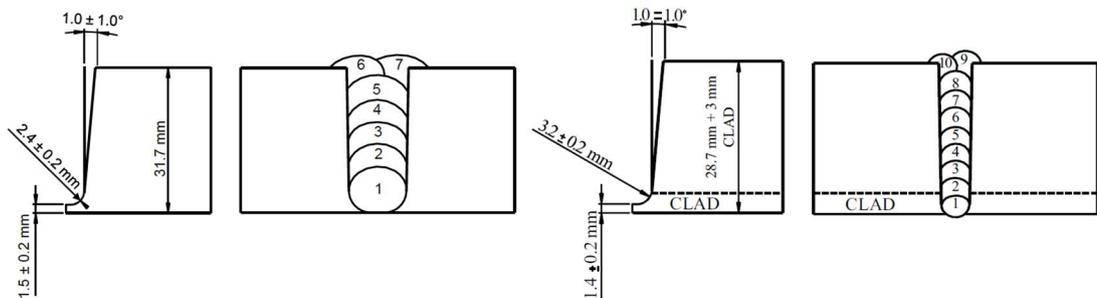
	Unidade	Raiz		Passe quente		Enchimento		Acabamento	
Processo	N/A	GMAW		GMAW		GMAW		GMAW	
Diâmetro do arame	mm	1		1		1		1	
Polaridade	+/-	DC+		DC+		DC+		DC+	
Gás	% vol	80% Ar/ 20% CO2		80% Ar/ 20% CO2		80% Ar/ 20% CO2		80% Ar/ 20% CO2	
Vazão de gás	l/min	20	33	20	33	20	33	20	33
Tensão	V	13	19,1	25,2	31,2	24,8	30,6	14,4	22
Corrente	A	132	180	239	337	239	298	126	220
Vel. arame	m/min	4,5	7	9,9	14,3	9,9	12,1	3,8	7,9
Vel. avanço	cm/min	22	30	34,2	41,8	32,4	47	35,3	44
Aporte calor	kJ/mm	0,6	1	1	1,6	0,9	1,4	0,3	0,7

Tabela 10: Faixa de parâmetros de soldagem utilizados durante soldagem de aços API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

	Unidade	Raiz		Passe quente		Enchimento		Acabamento	
Processo	N/A	GMAW		GMAW		GMAW		GMAW	
Diâmetro do arame	mm	1		1		1		1	
Polaridade	+/-	DC+		DC+		DC+		DC+	
Gás	% vol	70% Ar/ 29,5% He / 0,5% CO2		70% Ar/ 29,5% He / 0,5% CO2		75% He/ 25%Ar		70% Ar/ 29,5% He / 0,5% CO2	
Vazão de gás	l/min	26	36	26	36	26	36	26	36
Tensão	V	16,6	21,1	23,8	32	24,8	32,5	24,6	32
Corrente	A	100	140	153	190	146	193	107	143
Vel. arame	m/min	4,5	6	10,8	13,2	10,8	13,2	7,2	8,8
Vel. avanço	cm/min	18,3	27,1	23,4	36,3	24,7	38,5	29,9	49,1
Aporte calor	kJ/mm	0,5	1	0,7	1,3	0,7	1,2	0,4	0,7

Na Figura 20 são apresentadas as dimensões do chanfro antes da soldagem assim como um desenho esquemático da sequência de passes realizado para ambos os tubos deste trabalho.

Figura 20: Dimensões de chanfro e quantidade de passes de solda para a soldagem dos tubos API 5L X70 (esquerda) e API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel (direita).



Para a caracterização das juntas soldadas finais foram realizados os ensaios: dureza, tração, *charpy*, corrosão, microscopia ótica e adicionalmente uma investigação por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na ZTA.

Para o ensaio de dureza o método escolhido foi o Vickers utilizando uma carga de 10 kgf, sendo o perfil de medições de acordo com as Figuras 21 e 22.

Figura 21: Perfil de dureza para ser realizado em tubo com revestimento de Inconel 625 de acordo com DNVGL-ST-F101 [60]. Onde MB é material de base, MS é metal de solda e ZTA é zona termicamente afetada pelo calor.

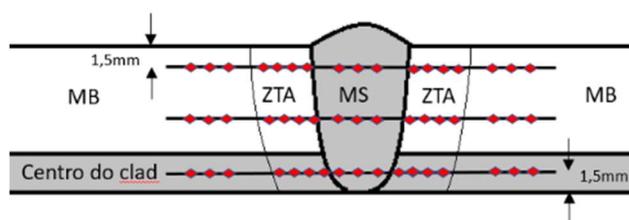
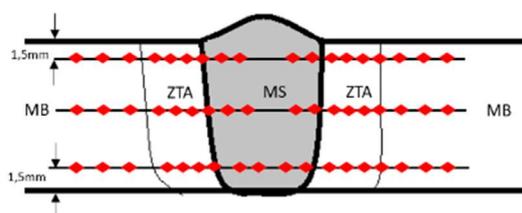


Figura 22: Perfil de dureza transversal realizado no tubo soldado API 5L X70 de acordo com DNVGL-ST-F101[60]. Onde MB é material de base, MS é metal de solda e ZTA é zona termicamente afetada pelo calor.



Para análise do MEV, as ZTAs dos tubos API 5L X65 e 70 foram atacadas com reagente picral e analisadas com detector de elétrons secundários para avaliação da homogeneidade microestrutural utilizando-se diferentes aumentos nas condições soldadas. Foi utilizado um equipamento da marca Tescan modelo Vega 3.

Em relação aos testes de corrosão, devido a aplicação empregada, para os tubos de aço carbono API X70 realizou-se testes para a susceptibilidade à corrosão sob tensão em meio com  $H_2S$ , cuja sigla em inglês utilizada é SSC (trincamento sob tensão por sulfeto). O ensaio com flexão em 4 pontos foi em um *set* (3 corpos de prova) por temperatura interpasse estudada. Os mesmos foram retirados na raiz da solda usinados conforme a ISO 7539-2 [65] com dimensões finais de 115x15x5,5 mm. A solução B conforme a Nace TM0284 [66] foi utilizada para que o meio corresponda a água do mar sintética (desaerada com  $N_2$  e durante o ensaio foi borbulhado  $H_2S$  100%). O carregamento imposto foi de 80% da tensão de escoamento, sendo necessário obter este nível de tensão somente em um lado das duas ZTAs. O tempo total de ensaio, com carregamento, foi de 720h. Após serem retirados do ensaio, foram limpos e visualizados no estereoscópio com aumento de 4x e 10x para identificação de presença de trinca. E posteriormente as amostras foram cortadas em 1/3 e 2/3 da espessura para análise em microscópio com aumento de 100x.

Já para o tubo API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel foram realizados testes de corrosão intergranular (ASTM G28) [67] e de avaliação de corrosão por pites em meios com cloretos (ASTM G48) [68]. Para o teste de corrosão intergranular o corpo de prova

para ensaio foi retirado da raiz que foi preservada e possuía as dimensões de 35x20x3mm e com duração de 120h. Já para o teste de corrosão por pites os corpos de provas retirados da raiz possuíam dimensão de 50x25x3,5mm e duração do teste de 72h. Para corrosão intergranular, o cálculo da taxa de corrosão, em mm/ano, foi obtido através de equação 1 a seguir:

$$\text{Taxa de corrosão} \left[ \frac{\text{mm}}{\text{ano}} \right] = \frac{(K.W)}{(A.T.D)} \quad \text{eq.1}$$

Onde,

K é uma constante ( $K = 8,76 \times 10^4$ )

T é o tempo de exposição em horas

A é a área da amostra em  $\text{cm}^2$

W é a massa perdida em grama

D é a densidade em  $\text{g/cm}^3$  ( $8,44 \text{ g/cm}^3$ )

A Tabela 11 apresenta a quantidade de ensaios empregada na caracterização das juntas.

Tabela 11: Resumo da quantidade de ensaios para caracterização das soldas finais.

Ensaio	Material de base	Quantidade de ensaios
Microscopia ótica e MEV	API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	2
	API 5L X70	2
Dureza	API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	1 perfil
	API 5L X70	1 perfil
Tração	API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	2
	API 5L X70	2
Charpy	API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	1 conjunto
	API 5L X70	1 conjunto
Corrosão	API 5L API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel	2 conjuntos
	API 5L X70	1 conjunto

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos, de acordo com testes e ensaios descritos anteriormente, estão descritos e discutidos nesta seção baseado na literatura consultada no desenvolvimento deste trabalho.

### 5.1. Caracterização dos materiais de base

Como descrito no capítulo 3 deste trabalho, a caracterização inicial do material de base foi realizada pela análise de sua composição química e pelo emprego de ensaios mecânicos e de caracterização via microscopia ótica do material.

#### 5.1.1. Análise química

A Tabela 12 apresenta os elementos químicos e seus percentuais, em peso, presentes no revestimento de superliga de níquel (Inconel 625) do tubo API 5L X65.

*Tabela 12: Resultado dos teores de análise química dos componentes para o revestimento de superliga de níquel em tubo API 5L X65. Valores de referência de acordo com Lippold [50].*

Elemento	Valor referência [%p]	Teor [%p] - CP1	Teor [%p] - CP2	Média teor [%p]
Carbono	0,1	0,032	0,030	0,031 ± 0,001
Silício	0,5	0,081	0,079	0,080 ± 0,001
Manganês	0,5	0,026	0,018	0,022 ± 0,006
Fósforo	0,015	0,003	0,002	0,003 ± 0,001
Enxofre	0,010	0,001	0,001	0,001 ± 0,000
Cromo	20-23	21,596	21,843	21,720 ± 0,175
Níquel	≥ 60,00	64,170	64,410	64,290 ± 0,170
Molibdênio	8-10	8,727	8,806	8,767 ± 0,056
Alumínio	0,4	0,127	0,127	0,127 ± 0,000
Cobre	-	0,007	0,006	0,007 ± 0,001
Titânio	-	0,172	0,173	0,173 ± 0,001
Cobalto	-	0,004	0,004	0,004 ± 0,000
Nióbio	3,15-4,15	3,502	3,522	3,512 ± 0,014
Ferro	5,0	1,513	0,937	1,225 ± 0,407
Tungstênio	-	0,011	0,013	0,012 ± 0,001

O material do revestimento dos tubos apresentou teores dos elementos químicos de acordo com a composição padrão esperada para o material de superliga a base de níquel (Inconel 625). O principal elemento da liga, o níquel (Ni), teve o seu teor acima do mínimo especificado de 58 %p, alcançando percentual, medido na superfície externa do revestimento, de 64 %p.

Já o teor total de cromo (Cr) foi superior a 20 %p, o que contribui para o aumento da resistência à corrosão em temperaturas elevadas de acordo com *ASM Metals Handbook* [18].

Além disso, o cromo permite a formação do óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), que integra a camada passivadora com forte aderência superficial. O teor de ferro (Fe), com percentual medido de 1,225 %p, portanto, abaixo dos 5 %p máximo especificado, contribui para a resistência à corrosão da liga, além de auxiliar no mecanismo de aumento de resistência mecânica da liga por solução sólida de acordo com Silva [52].

Cabe ressaltar que os teores de o molibdênio (Mo) e de nióbio (Nb), encontram-se próximo dos valores especificados. O molibdênio é um elemento que contribui para o aumento das resistências à corrosão em atmosferas ácidas não oxidantes, e à corrosão localizada (pites e frestas), além da resistência mecânica em temperaturas elevadas [16]. O nióbio (Nb), que segundo Dupont [69], participa do aumento de resistência mecânica por solução sólida, por outro lado é um formador de fases Laves que está associada às trincas de solidificação. Adicionalmente pode-se notar que a presença de 0,012 %p de tungstênio (W) também contribui no aumento de resistência mecânica do material em atmosferas ácidas não oxidantes e à corrosão localizada [70].

A Tabela 13 apresenta os resultados para o material de base API 5L X65 e Tabela 14 para o API 5L X70.

*Tabela 13: Resultado de análise química no material de base do tubo API 5L X65. Valores de referência de acordo com DNVGL-ST-F101 [60].*

Elemento	Teor[%p]	Teor[%p]	Teor[%p]	Teor[%p]	Teor[%p]	Média %p
	Referência	CP1 - ext	CP2 - ext	CP1 - int	CP2 - int	
Carbono	0,16	0,051	0,047	0,055	0,057	0,053 ± 0,004
Silício	0,45	0,272	0,251	0,271	0,275	0,272 ± 0,011
Manganês	1,65	1,410	1,400	1,420	1,430	1,415 ± 0,013
Fósforo	0,020	0,011	0,011	0,019	0,019	0,015 ± 0,005
Enxofre	0,010	0,004	0,002	0,003	0,003	0,003 ± 0,001
Cromo	0,50	0,070	0,069	0,069	0,070	0,070 ± 0,001
Níquel	0,50	0,151	0,149	0,148	0,151	0,150 ± 0,002
Molibdênio	0,50	0,136	0,134	0,138	0,136	0,136 ± 0,002
Alumínio	-	0,025	0,021	0,045	0,025	0,025 ± 0,011
Cobre	0,50	0,026	0,023	0,026	0,027	0,026 ± 0,002
Titânio	0,06	0,003	0,003	0,003	0,003	0,003 ± 0,000
Nióbio	0,05	0,017	0,017	0,017	0,018	0,017 ± 0,000
Vanádio	0,09	0,036	0,037	0,037	0,037	0,037 ± 0,001

Tabela 14: Resultado de análise química no material de base do tubo API 5L X70. Valores de referência de acordo com DNVGL-ST-F101 [60].

Elemento	Teor[%p]	Teor[%p]	Teor[%p]	Teor[%p]	Teor[%p]	Média %p
	Referência	CP1 - ext	CP2 - ext	CP1 - int	CP2 - int	
Carbono	0,17	0,017	0,022	0,018	0,018	0,019 ± 0,002
Silício	0,45	0,258	0,255	0,245	0,248	0,252 ± 0,006
Manganês	1,75	1,43	1,39	1,39	1,38	1,398 ± 0,022
Fósforo	0,020	0,007	0,011	0,011	0,011	0,010 ± 0,002
Enxofre	0,010	0,002	0,002	0,001	0,002	0,002 ± 0,001
Cromo	0,50	0,232	0,232	0,233	0,233	0,233 ± 0,001
Níquel	0,50	0,147	0,15	0,149	0,146	0,148 ± 0,002
Molibdênio	0,50	0,057	0,056	0,057	0,056	0,057 ± 0,001
Alumínio	-	0,028	0,028	0,027	0,028	0,028 ± 0,001
Cobre	0,50	0,048	0,047	0,047	0,048	0,048 ± 0,001
Titânio	0,06	0,011	0,011	0,011	0,01	0,011 ± 0,001
Nióbio	0,05	0,043	0,041	0,04	0,038	0,041 ± 0,002
Vanádio	0,10	0,03	0,029	0,029	0,029	0,029 ± 0,000

Em relação as análises dos tubos API 5L 65 e X70, em ambos se observa que os teores dos elementos químicos estão de acordo com os requisitos normativos da DNVGL-ST-F101 [60] e API 5L [48]. Importante notar-se que o material apresenta um baixo teor de carbono (C, 0,053 e 0,019 %p, respectivamente), o que influencia positivamente na soldabilidade do material e na resistência à corrosão. Por outro lado, para compensar uma possível diminuição da resistência mecânica devido a esse baixo valor, são acrescentados teores de nióbio, vanádio e titânio, que são elementos precipitadores de carbonetos e nitretos que aumentam as propriedades mecânicas do material [49]. O teor de enxofre (S) apresentou-se no limite máximo estabelecido pela norma API 5L. O teor de enxofre dos aços de alta resistência mecânica e à corrosão devem ficar abaixo de 0,01 %p, pois, o elemento pode levar à formação de sulfeto de manganês (MnS) e, conseqüente, aumentar a fragilização do material por hidrogênio [8, 17]. Além disso, o enxofre contribui fortemente na redução da tenacidade no aço. Por outro lado, uma vez que o teor de manganês (Mn) (1,415 e 1,398 %p, respectivamente) medido foi inferior ao máximo especificado de 1,75 %p, a formação do sulfeto de manganês pode ser inibida, evitando a perda das propriedades do material. De acordo com Kou [11] impurezas como fósforo (P) são conhecidas por causar graves trincas de solidificação em aços de carbono e de baixa liga, mesmo em níveis relativamente baixas concentrações, pois têm uma forte tendência de segregar nos limites dos grãos e formar compostos de baixo ponto de fusão, ampliando assim a faixa de temperatura de solidificação. Desta maneira o resultado obtido para esse elemento

foi considerado satisfatório se comparados com o limite de 0,015% de acordo com os estudos de Brandão [71] e os 0,02% requeridos pelas normas API 5L e DNVGL-ST-F101 [60].

### 5.1.2. Ensaio mecânico – Tração

O ensaio de tração foi feito no API 5L X70 e no substrato do tubo revestido com superliga a base de níquel, o API 5L X65. Os resultados são apresentados na Tabela 14, indicando que ambos os materiais atenderam ao mínimo especificado pela norma API 5L e DNVGL-ST-F101 [48, 60].

Em relação ao limite de escoamento dos aços com grau X65, o requisito normativo da API 5L [48] especifica um valor mínimo de 450 MPa e máximo de 600 MPa, sendo o valor médio encontrado no material de 492,5 MPa, ou seja, dentro faixa especificada pela norma. Já o limite de resistência mecânica é especificado entre 535 MPa e 760 MPa. O resultado médio encontrado no material de base foi de 572,5 MPa, sendo este muito próximo ao encontrado por Leite [50] em pesquisas relacionadas ao material API 5L X65, da ordem de 570 MPa.

Para aços com grau X70 o requisito normativo da API 5L [48] especifica um limite de escoamento mínimo de 485 MPa e máximo de 635 MPa, sendo o medido no material de base de 540 MPa na média. Este resultado concorda com os obtidos por Shin *et al.* [70], sendo que o atual trabalho apresenta um valor médio ligeiramente superior (520 MPa). Já o limite de resistência mecânica é especificado com mínimo de 570 MPa e máximo de 760 MPa, sendo o valor médio no material de base de 575 MPa, neste caso inferior aos resultados obtidos por Shin *et al.* em amostras de tamanho de grão menores que o deste trabalho. Para o tamanho de grão de 8  $\mu\text{m}$  o resultado foi similar (580 MPa) ao encontrado neste trabalho. No entanto, ressalta-se que em todos os casos o resultado foi superior ao mínimo estabelecido pela norma de fabricação do tubo. O alongamento de 78,5% é um indicativo da boa tenacidade do material de base utilizado.

Tabela 15: Resultados do ensaio de tração para os materiais de base e substrato do projeto.

Material	Limite de Escoamento [MPa]		Limite de Resistência à Tração [MPa]		Alongamento [%]	
	Teste	Média	Teste	Média	Teste	Média
API 5L X65	490,0	492,5 $\pm$ 3,5	575,0	572,5 $\pm$ 3,5	58,5	59,0 $\pm$ 0,7
	495,0		570,0		59,5	
API 5L X70	540,0	540,0 $\pm$ 0,0	575,0	575,0 $\pm$ 0,0	78,5	78,5 $\pm$ 0,0
	540,0		575,0		78,5	

### 5.1.3. Ensaio mecânico – Charpy

Assim como o ensaio de tração, o teste de *charpy* foi realizado tubo API 5L X65 com revestimento de superliga a base de níquel (Inconel 625) e no API 5L X70. A temperatura do teste foi de  $-30^{\circ}\text{C}$ . De acordo com estudo realizado por Shin *et al.* [70], tipicamente em aços ARBL, como API 5L X70, produzidos por processos TMCP (*Thermo-Mechanical Control Process*), a temperatura de transição dúctil-frágil torna-se da ordem de  $-75^{\circ}\text{C}$ . Além disso, de acordo com este autor, há a formação de uma microestrutura formada por ferrita acicular e grãos mais refinados, o que produz propriedades de impacto melhoradas. Os presentes resultados (Tabela 16) indicam que ambos os materiais de base apresentaram elevados valores de energia absorvida, com resultados médios próximos ao limite medido pelo equipamento, 300 J, sendo o valor encontrado para o aço API 5L X70 ligeiramente inferior.

Tabela 16: Tabela 14: Resultados do ensaio de charpy para os materiais de base e substrato do projeto testados na temperatura  $-30^{\circ}\text{C}$ .

Material	Energia absorvida [J]	
	Teste individual	Média
API 5L X65	300	299 ± 1
	298	
	300	
API 5L X70	292	293 ± 2
	293	
	295	

### 5.1.4. Microscopia ótica

Resultados de imagens, obtidas por microscopia ótica são apresentados nas Figuras 23 e 24. Estas mostram as microestruturas com predominância das fases ferrítica (região mais clara das imagens, identificado como F) com porções de perlita (região escura, identificado como P). Pode-se notar que são estruturas refinadas, que são resultado do processo de fabricação por laminação controlada dos materiais e da presença dos elementos de liga nióbio, titânio e vanádio na composição.

Figura 23: Microscopia com aumento de 500x na parede externa do tubo API 5L X65.

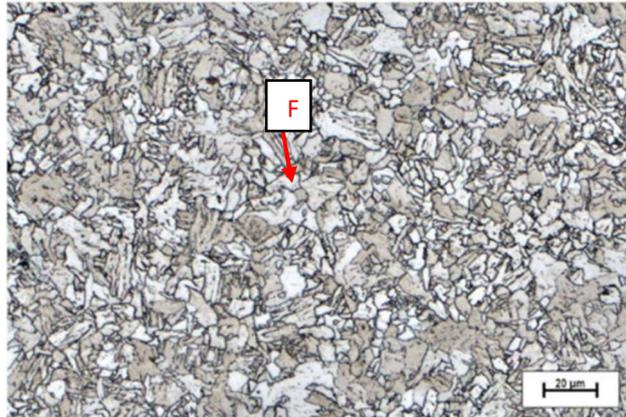
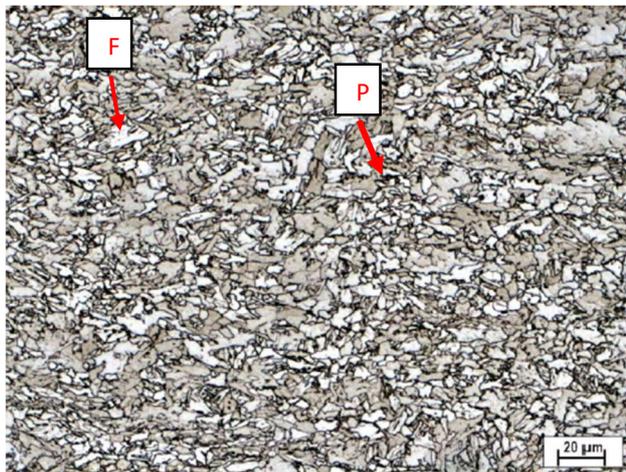


Figura 24: Microscopia com aumento de 500x na parede externa do tubo API 5L X70.



O tamanho médio do diâmetro dos grãos foi medido e calculado de acordo com o método do intercepto da ASTM E112 [63], apresentando valor de aproximadamente o valor 8  $\mu\text{m}$  e 7  $\mu\text{m}$  para os materiais de base API 5L X65 e 70 respectivamente. As fases foram avaliadas e quantificadas com o auxílio do *software* Image J [64], sendo o resultado de aproximadamente 70% de fase ferrita na microestrutura de ambos os materiais de base.

## 5.2. Soldagem preliminar do aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel

O tubo de material API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel foi soldado pelo processo GMAW. As temperaturas de preaquecimento e a máxima de interpasse alcançadas durante a soldagem estão apresentadas na Tabela 17. O preaquecimento de 98° C (marcado com um \* na condição 3) foi realizado após o passe de raiz, com o intuito de se obter a máxima temperatura interpasse possível nos passes seguintes. De acordo com normas mais

comuns aplicáveis na indústria do óleo e gás para aços carbono a máxima temperatura interpasse é de 250° C e para a região do revestimento não maior que 150° C [9, 10].

*Tabela 17: Temperatura por passe do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.*

<b>Passe</b>	<b>Condição 1 Temperatura Interpasse [° C]</b>	<b>Condição 2 Temperatura Interpasse [° C]</b>	<b>Condição 3 Temperatura Interpasse [° C]</b>
1	35	39	39
2	54	55	98*
3	111	113	174
4	150	190	233
5	182	232	256
6	206	279	325
7	200	<b>314</b>	<b>361</b>
8	<b>219</b>	281	352
9	190	219	305
10	204	236	254

Observa-se que, para as condições 2 e 3, a máxima temperatura interpasse ocorreu no sétimo passe e na condição 1, no oitavo passe. A condição 1, com máxima temperatura interpasse de 219° C é considerada a condição de referência, pois, de acordo com os requisitos normativos aplicados atualmente na indústria de óleo e gás, esta temperatura é a aceitável e é esperado que gere uma junta soldada com propriedades mecânicas adequadas para as aplicações deste material.

### **5.3. Soldagem preliminar do aço API 5L X70**

Os tubos de aço API 5L X70 foram soldados com processo GMAW com o uso de até 3 cabeçotes, na condição de maior temperatura interpasse, e apenas com 1 cabeçote, na condição de referência. A máxima temperatura interpasse registrada foi 383° C na condição 3. Para a condição de referência 1, a maior temperatura foi de 244° C e na condição 2, de 353° C. De acordo com normas da indústria de óleo e gás como a API 582 [10] e norma Petrobras N-133 [9] a máxima temperatura interpasse permitida para aços carbono é de 250° C. A Tabela 17 resume as temperaturas em cada passe para cada condição de soldagem. Para as condições 2 e 3 a temperatura máxima foi alcançada no 6 passe e para a condição 1 no último passe. A temperatura de preaquecimento inicial foi da ordem de 90° C, o que não é usual, uma vez que, os requisitos normativos aplicados na indústria do óleo e gás [9, 10] não requer um

preaquecimento. Entretanto, como a intenção era de se obter uma temperatura interpasse próxima à 400° C, optou-se por este nível de preaquecimento.

Tabela 18: Temperatura de interpasse para soldagem do tubo API 5L X70 por passe de solda.

Passe	Condição 1 Temperatura Interpasse [°C]	Condição 2 Temperatura Interpasse [°C]	Condição 3 Temperatura Interpasse [°C]
1	99	91	91
2	97	107	97
3	118	197	195
4	176	265	267
5	218	311	335
6	196	<b>353</b>	<b>383</b>
7	<b>244</b>	253	231

## 5.4. Soldagem Final

### 5.4.1. Tubos de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel

A soldagem final dos aços foi realizada com parâmetros ajustados em função dos resultados obtidos na etapa de soldagem preliminar. Foram definidas três condições de máxima temperatura interpasse para cada material de base. A Tabela 18 apresenta as temperaturas interpasse durante a soldagem final. A maior temperatura de soldagem, na condição 3, foi de 412° C. Para as condições 2 e 3, após o segundo passe, foi realizado um aquecimento adicional com maçarico, com o intuito de se obter a máxima temperatura interpasse possível nos passes seguintes (passes identificados com \* na Tabela). A condição 2, que é a intermediária, teve medida como máxima temperatura interpasse o valor de 370° C, e na condição 1, de 307° C.

Tabela 19: Temperatura por passe do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

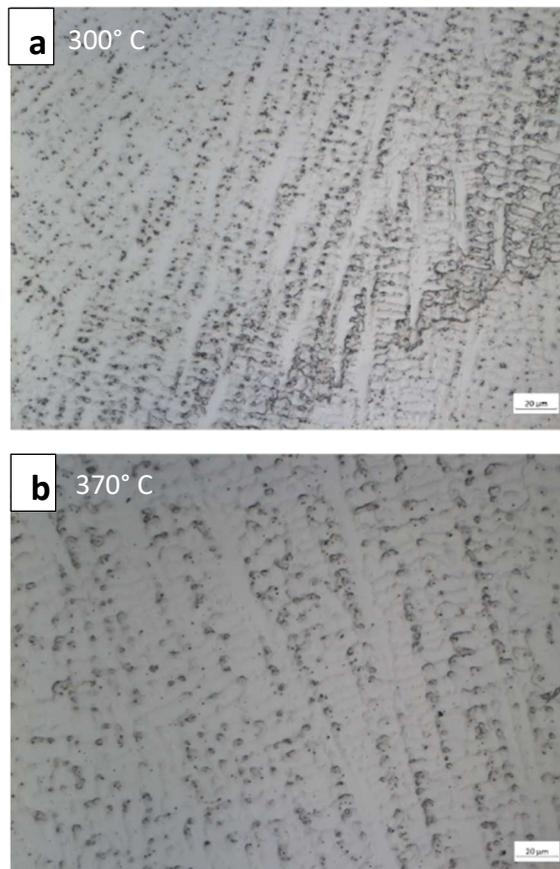
Passe	Condição 1 Temperatura Interpasse [°C]	Condição 2 Temperatura Interpasse [°C]	Condição 3 Temperatura Interpasse [°C]
1	44	44	42
2	68	63	66
3	135	223*	249*
4	187	274	312
5	226	314	355
6	266	346	392
7	297	360	<b>412</b>
8	290	358	398
9	<b>307</b>	<b>370</b>	405
10	294	357	392

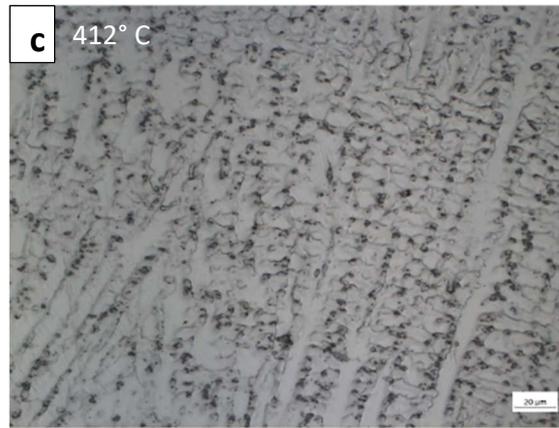
Onde \* indica que houve um aumento da temperatura interpasse através de aquecimento externo

### 5.4.1.1. Microscopia

Na Figura 25 (a, b e c) são apresentadas as micrografias óticas obtidas na região do metal de solda para as três condições de interpasse testadas na soldagem final. Observa-se que o metal de solda é composto por uma matriz austenítica para todas as condições testadas. Esta fase é característica da liga de níquel utilizada no consumível de soldagem e esperada de acordo com o indicado por Lippold [50]. Para o corpo de prova com máxima temperatura interpasse de 307° C, onde obteve-se a maior taxa de resfriamento e conseqüentemente menor taxa de crescimento, pode-se notar uma solidificação colunar dos grãos e mais refinados. Conforme a temperatura interpasse aumenta nas outras duas condições testadas, a estrutura apresenta grãos dendríticos equiaxiais e uma estrutura mais grosseira. Apesar disso, não foram verificadas diferenças significativas entre as microestruturas das três condições testadas, sendo que em todas as temperaturas interpasse testadas pode-se verificar um comportamento similar ao de outros estudos [72].

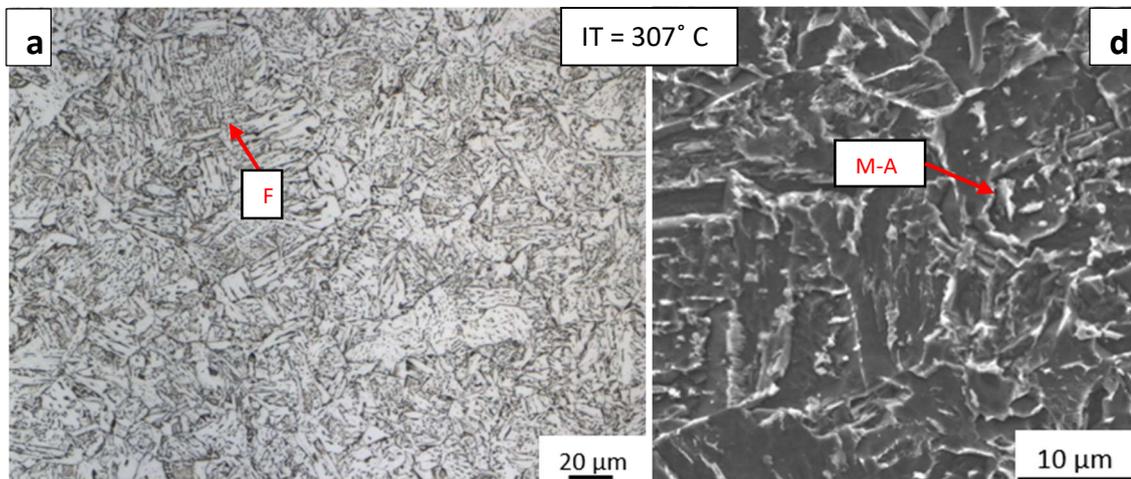
Figura 25: Micrografias do metal de solda a partir de microscopia ótica 500x do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel para todas as condições de interpasse: 307° C (a), 370° C (b) e 412° C (c), respectivamente.

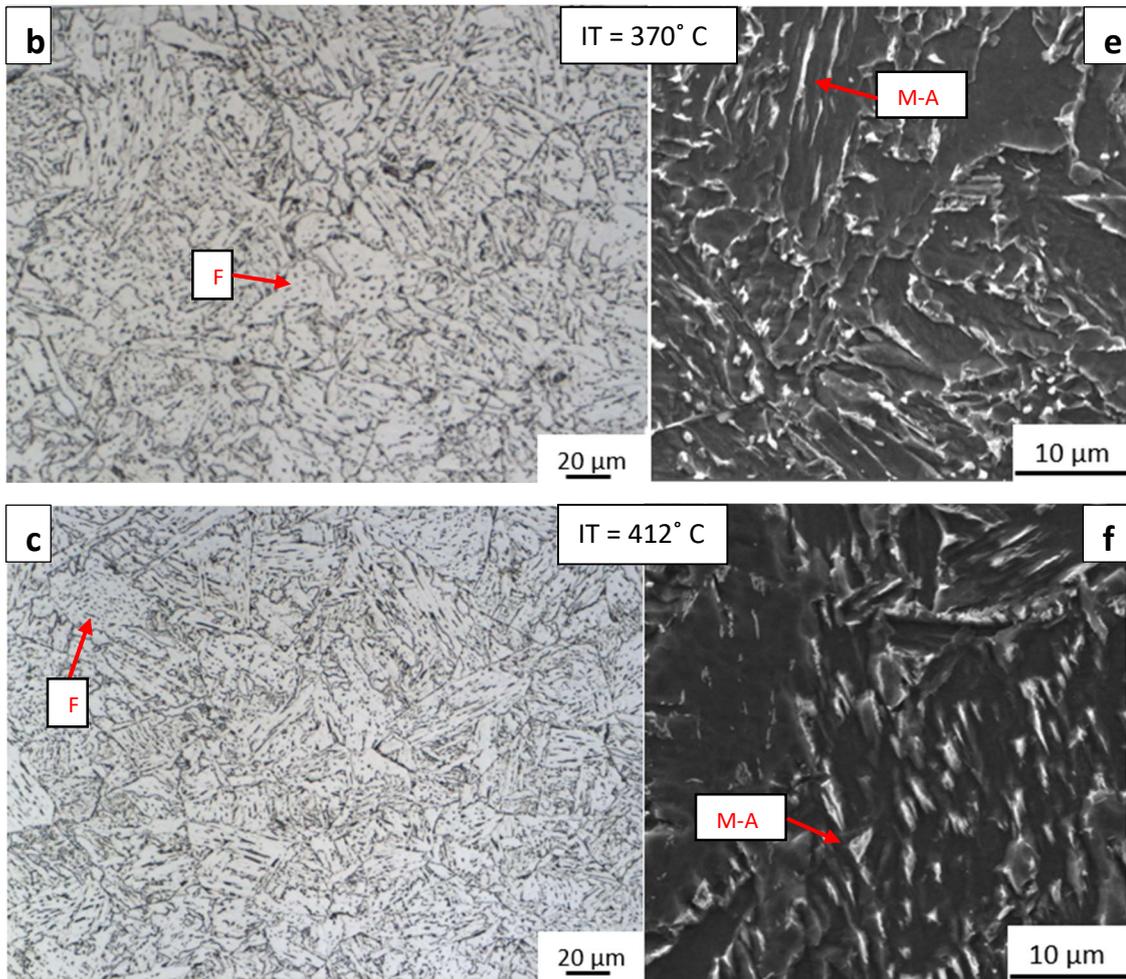




Já na Figura 26 são apresentadas as micrografias óticas (a, b, c) e eletrônica de varredura (MEV) (d, e, f) realizadas na região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA do último passe para todas as condições de máxima temperatura interpasse testadas do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel e na Figura 27 da região de grãos grosseiros rea aquecidos intercriticamente (RGRI).

Figura 26: Micrografias da RGG para temperaturas interpasse testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. Onde os constituintes M-A e F indicam martensita-austenita-carboneto e ferrita, respectivamente.

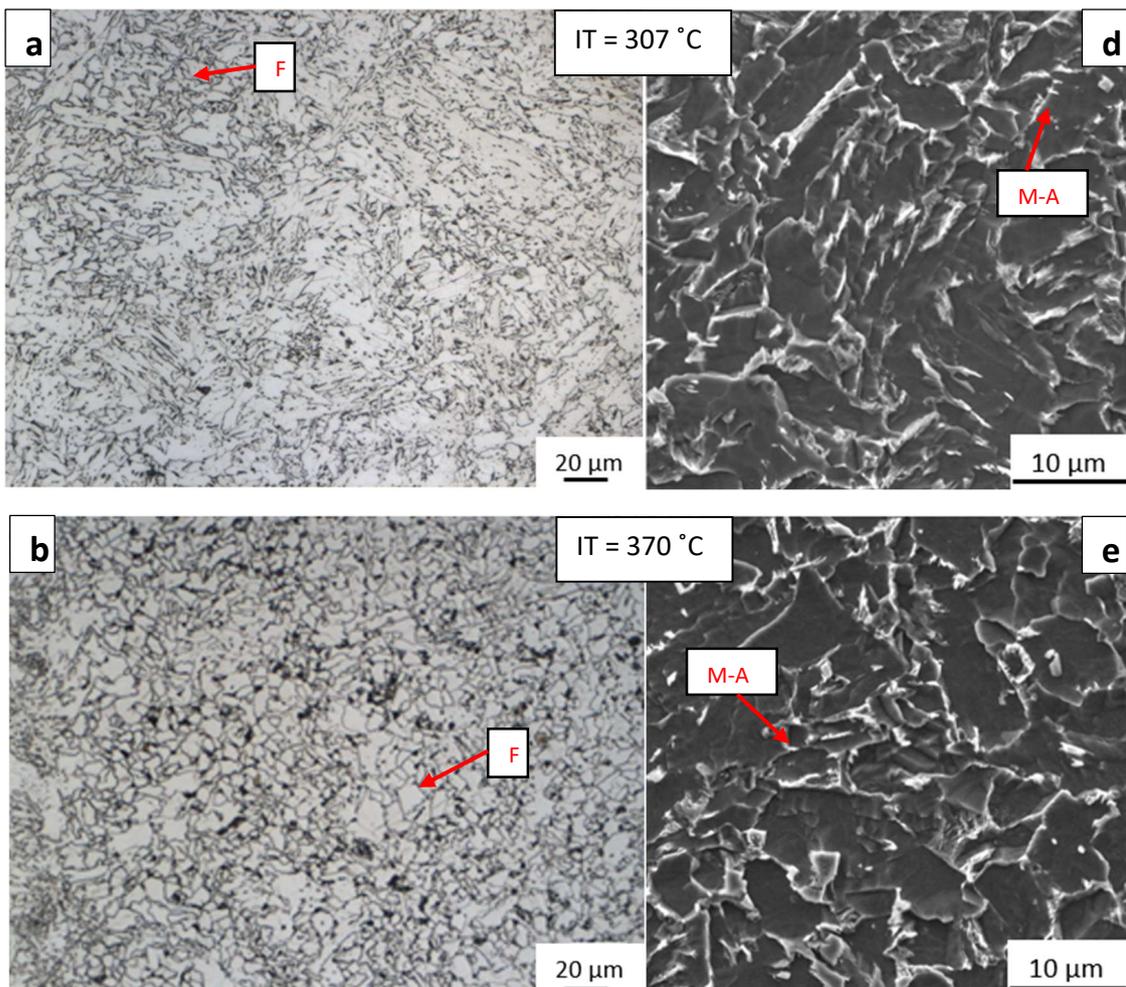


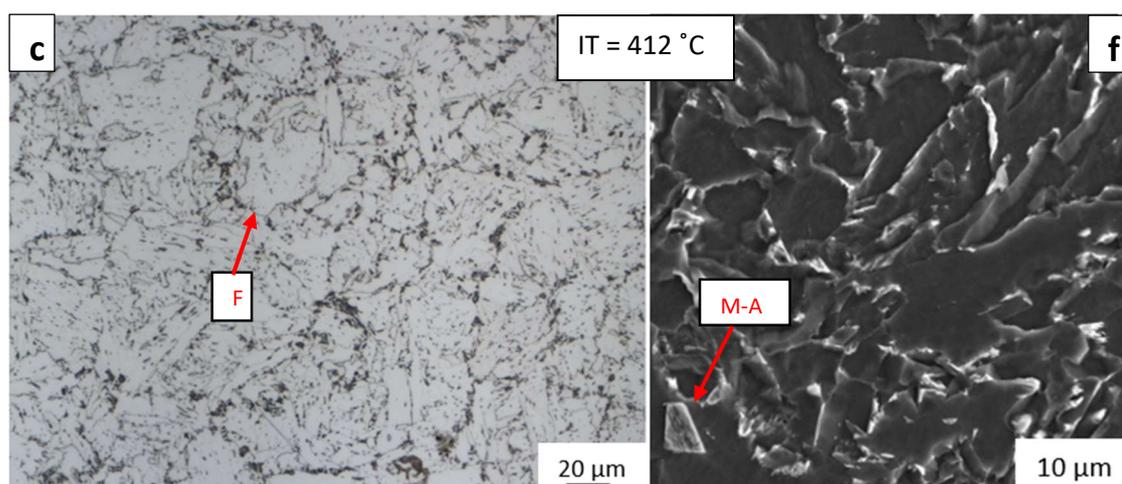


Foi possível verificar que tanto para a RGG quanto para RGGRI para todas as condições testadas, forma-se uma matriz de ferrita com presença de constituintes martensita-austenita (M-A). Microestruturas similares foram verificadas nos trabalhos de Dornelas *et al.* [73], Lan e Qiu *et al.* [36, 39] na ZTA de tubos de aço ARBL. De acordo com a literatura [20, 21, 35, 36], o aumento da temperatura interpasse altera a morfologia do constituinte M-A da forma de pequenos pontos para alongados e massivo devido à diminuição da taxa de resfriamento imposta. Verificou-se que em ambas as regiões da ZTA investigadas que para máxima temperatura interpasse de 307° C os constituintes M-A foram mais dispersos, mais finos e a forma era de pequenos pontos em comparação com as outras duas temperaturas testadas. No entanto, quando se aumentou a máxima temperatura interpasse para 370 °C o constituinte M-A passa a ter formas mais alongadas (maior razão comprimento/largura), porém ainda se nota alguns pequenos pontos do constituinte dispersos. Para a maior máxima temperatura interpasse (412° C) o constituinte M-A apresenta uma morfologia massiva e com grãos mais grosseiros que nas temperaturas inferiores estudadas. Estes pontos massivos atuam como concentradores

de tensão [73]. A matriz de ferrítica apresentou o mesmo comportamento, ou seja, com o aumento da temperatura os grãos coalesceram e se tornaram mais grosseiros. No estudo de Wang *et al.* [38] a tendência de se formarem microestruturas mais grosseiras e maiores grãos também foi verificado na ZTA de grãos grosseiros para aços ARBL quando se aumentou a temperatura interpasse. Também no trabalho de Matsuda *et al.* [25] concluiu-se que o constituinte M-A torna-se mais grosseiro e massivos com o aumento da taxa de resfriamento (ou seja, maiores temperaturas interpasse), assim como que a presença de M-A massivo reduz significativamente a energia de iniciação e propagação de trincas durante ensaios de impacto. Kim *et al.* [32] verificaram que microestruturas como as obtidas neste estudo, com morfologias alongadas e massivas coexistindo na RGGRI à medida que a temperatura interpasse aumentava.

Figura 27: Micrografias da RGGRI para temperaturas interpasse testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel. Onde M-A e F indicam martensita-austenita-carboneto e ferrita, respectivamente.





#### 5.4.1.2. Ensaio Mecânico – Tração

Os resultados obtidos dos ensaios de tração foram comparados com os requisitos descritos na norma DNVGL-ST-F101 [60]. Aplicou-se o critério válido para o material de base, ou seja, o API 5L X65, sendo os parâmetros mecânicos: limite de resistência mínimo de 535 MPa, limite de escoamento de 450 MPa e alongamento com cerca de 23%. Os resultados dos ensaios de tração transversal estão resumidos na Tabela 23. Com exceção de apenas um único corpo de prova (condição temperatura interpasse 370 °C) que rompeu no metal de solda, todos os demais romperam no material de base. Pode-se notar que aumentando-se a máxima temperatura interpasse de 307 °C para 412 °C, a resistência à tração e a resistência ao escoamento diminuiram 4% e 7%, respectivamente, o que indica que a resistência da junta de solda não é sensível a variação da temperatura interpasse nesta faixa. Este resultado concorda com a microestrutura mais fina observada da matriz de ferrítica para a menor temperatura interpasse. Estes resultados também estão de acordo com a tendência verificada por Peng *et al.* [74] para as resistências ao escoamento e tração, porém em comparação com a pesquisa de Wang *et al.* [38] o resultado para a resistência ao escoamento divergiu, já que verificaram uma queda neste valor.

Segundo Hillebrand [75], para os tipos de aços deste estudo, devido ao processo de laminação controlada, eles são materiais muito dúcteis, o que se reflete nos altos valores de alongamento como os obtidos na maioria dos resultados deste trabalho. O alongamento para as condições analisadas foi superior ao mínimo especificado para o material base, sendo os resultados individuais da ordem de 50%, exceto para um corpo de prova na condição 2, que registrou um valor significativamente diferente dos demais resultados, 26,5%. Foi este mesmo corpo de prova o único a romper no metal de solda. Acredita-se que este resultado pode estar

relacionado às zonas frágeis localizadas no metal de solda formadas devido a tendência de microsegregação de nióbio e molibdênio e formação de fases ricas destes elementos (Laves e Sigma) em zonas interdendríticas quando o processo de soldagem envolve o material Inconel 625 [54, 52] ou devido a descontinuidades de soldagem, tais como falta de fusão ou porosidades que são características desse tipo de processo de soldagem [18].

Tabela 20: Resultados de tração para API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

Teste		Limite de resistência [MPa]		Limite de escoamento [MPa]		Alongamento [%]		Local de ruptura
Condição 1 (307 °C)	Corpo de prova 1	600	603 ± 4	525	523 ± 4	54	52 ± 2,5	Material de base
	Corpo de prova 2	605		520		50,5		Material de base
Condição 2 (370 °C)	Corpo de prova 1	575	590 ± 21	515	520 ± 7	26,5	39 ± 17,7	Metal de solda
	Corpo de prova 2	605		525		51,5		Material de base
Condição 3 (412 °C)	Corpo de prova 1	580	580 ± 0	500	500 ± 0	48,5	49 ± 1,1	Material de base
	Corpo de prova 2	580		500		50		Material de base

#### 5.4.1.3. Ensaio mecânico - Charpy

Os resultados do ensaio de impacto *charpy* nas três condições de máxima temperatura interpasse para o aço API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel estudadas são apresentados na Tabela 20. Como referência considerou-se o requisito de valores de acordo com a norma DNVGL-ST-F101 [60]. Desta maneira, para que um ensaio seja considerado aprovado, nenhum valor mínimo individual de energia absorvida deve ser inferior a 38 J, e a média por conjunto (três corpos de prova) tem de ser superior a 45 J.

Foi possível observar que um aumento na máxima temperatura interpasse não influenciou os resultados do impacto no metal de solda, com excelentes resultados como esperado em materiais de ligas de níquel e devido a microestrutura austenítica desses materiais. Por outro lado, nas medições realizadas na linha de fusão (LF) os resultados demonstram redução da tenacidade conforme a temperatura interpasses é aumentada.

A literatura relata que o constituinte M-A finamente disperso em grãos de ferrita e em forma de pequenos pontos, similar ao verificado para a máxima temperatura interpasse de 300° C, não é esperado que a tenacidade seja reduzida significativamente [31, 36-38], o que foi confirmado no presente trabalho. Já para as máximas temperaturas interpasse de 370° C e 412°

C, foram obtidos valores individuais de 32 e 15 J nesta região (LF), respectivamente; portanto, o teste foi considerado não satisfatório. Para a temperatura interpasse de 370° C o resultado de 32 J desvia-se consideravelmente dos outros 2 resultados obtidos (127 e 228 J), e suspeitou-se que poderia estar relacionada ao posicionamento do entalhe para realização do teste, uma vez que de acordo com Ohata [76], é bem conhecido que os valores de tenacidade ao impacto *charpy* apresentem uma grande dispersão dado imprecisões. Além disso, Dornelas *et al.* [77] destacou que é importante observar que baixos valores no ensaio *charpy* são resultados conservadores na prática, pois eles representam regiões micrométricas de toda junta soldada. No entanto, a norma DNVGL-ST-F101 [60] permite um reteste com dois conjuntos na mesma região que falhou. Este procedimento foi realizado para ambas as condições e os resultados são apresentados na Tabela 21. Estes retestes confirmaram que a tenacidade para a máxima temperatura interpasse de 370° C não foi prejudicada, uma vez que os resultados foram individualmente altos e a energia média foi de 220 J. Assim, apesar desse aumento de temperatura promover um aumento do tamanho dos grãos, assim como uma alteração da morfologia do constituinte M-A para formas mais alongadas e grosseiras, a tenacidade não foi prejudicada.

Da mesma forma, para máxima temperatura interpasse de 412° C, a região da LF foi retestada; no entanto, o reteste confirmou uma queda significativa nas energias de impacto *charpy*. Este fato foi atribuído a formação de M-A massivo presente e concorda com diversos estudados já realizados anteriormente [40, 78].

Para FL + 1 e 5 mm, os resultados foram em níveis semelhantes que podem ser atribuídos a uma amostragem de uma região mais afastada da RGG e RGGRI.

Tabela 21: Resultados de ensaio de charpy em Joules [J] para as 3 condições soldadas finais do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

Teste	Temperatura [°C]	Solda [J]		LF [J]		LF+1mm [J]		LF+5mm [J]	
Condição 1 (307 °C)	-30	164	190 ± 25	267	225 ± 69	256	253 ± 3	281	253 ± 3
		192		262		253		290	
		215		145		250		282	
Condição 2 (370 °C)	-30	219	203 ± 15	32	129 ± 98	271	278 ± 6	298	298 ± 0
		204		127		280		299	
		188		228		282		298	
Condição 3 (412 °C)	-30	182	178 ± 5	99	60 ± 42	244	243 ± 0	270	281 ± 10
		173		66		244		288	
		180		15		243		286	

Tabela 22: Resultados de reteste em ensaio de charpy do API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel na região da linha de fusão das condições 2 e 3. Resultados em Joules [J].

Reteste	Temperatura [°C]	LF [J]	
Condição 2 (370 °C)	-20	242	246 ± 21
		227	
		269	
Condição 2 (370 °C)	-20	222	191 ± 64
		117	
		233	
Condição 3 (412 °C)	-20	103	139 ± 112
		49	
		264	
Condição 3 (412 °C)	-20	21	93 ± 121
		232	
		24	

Considerando os resultados obtidos e analisados no ensaio *charpy*, as temperaturas máximas de interpasse acima de 370° C não são aconselháveis para o emprego em soldagem de dutos, pois, podem produzir condições com fases deletérias que deterioram a tenacidade do material e prejudicam o comportamento mecânico de uniões soldadas.

#### 5.4.1.4. Ensaio mecânico - Dureza

Os resultados de dureza foram analisados considerando-se o critério estabelecido para o metal de solda de Inconel 625, com valor máximo de 345 HV10, e para o substrato de aço carbono, valores máximos de 250 HV10, na região próxima à raiz da solda e meia espessura, e nos passes de acabamento 275 HV10. Todos os testes atenderam a estes requisitos de referência. As Figuras 28 a 30 apresentam os valores de dureza para as máximas temperaturas interpasse de cada região transversal analisada.

Conforme estudos já realizados [23] espera-se que a ZTA de aços ARBL apresentem valores de dureza superiores aos do material de base. Verificou-se que em todas as condições de soldagem que a medição de dureza próxima a linha de fusão (região de grãos grosseiros) se obteve um valor superior ao medido nas demais regiões da ZTA. De maneira geral não foram constadas mudanças significativas nos valores de dureza entre as condições o que concorda com a conclusão de Li [30] de que o constituinte M-A formado em diferentes temperaturas intercríticas não influencia a dureza de maneira notável. A condição com máxima temperatura

interpasse de 307° C foi a que apresentou os maiores valores de dureza em todas as posições, o que era esperado uma vez que para essa condição de temperatura interpasse tem-se a maiores taxa de resfriamento. Para as outras duas condições, máxima temperatura interpasse de 370 ° C e 412 ° C, onde as taxas de resfriamento são menores e com uma microestrutura mais grosseira os valores de dureza foram menores.

Figura 28: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal próxima ao passe de acabamento para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

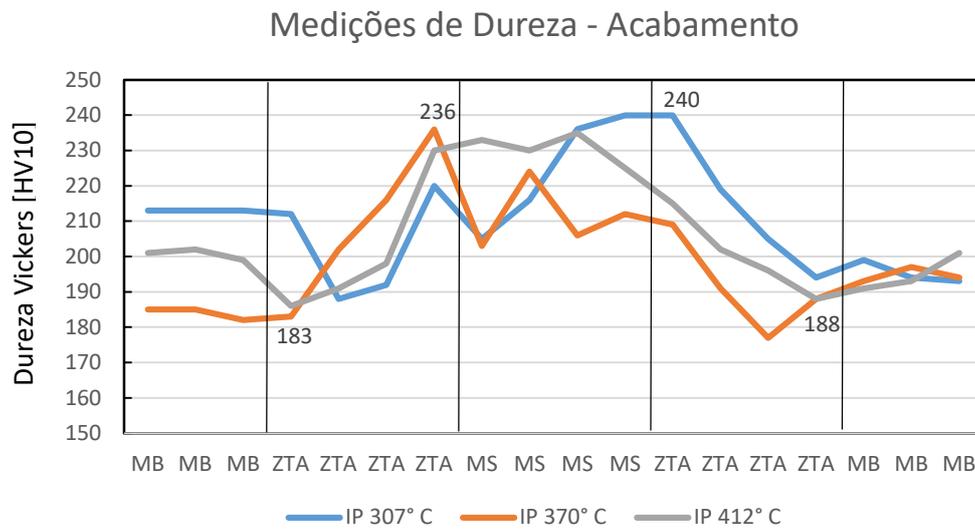


Figura 29: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal em meia espessura para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

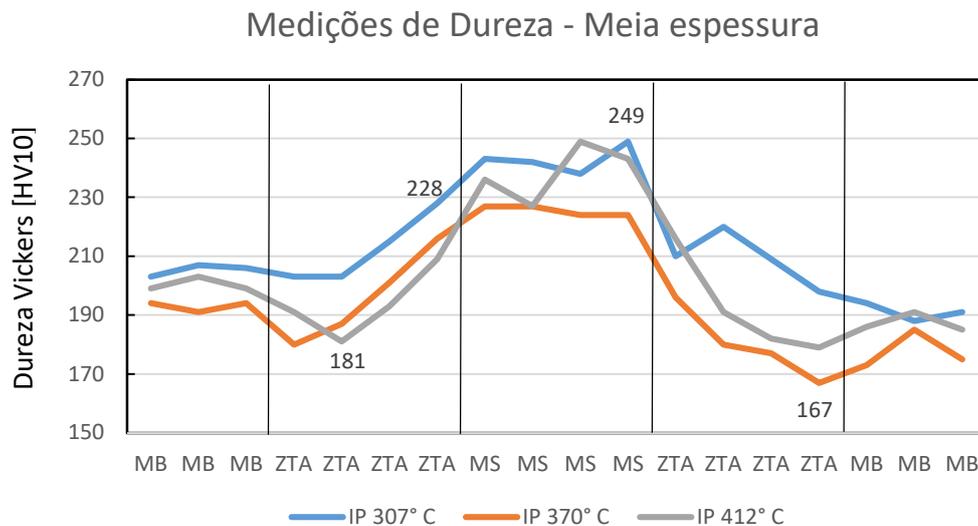
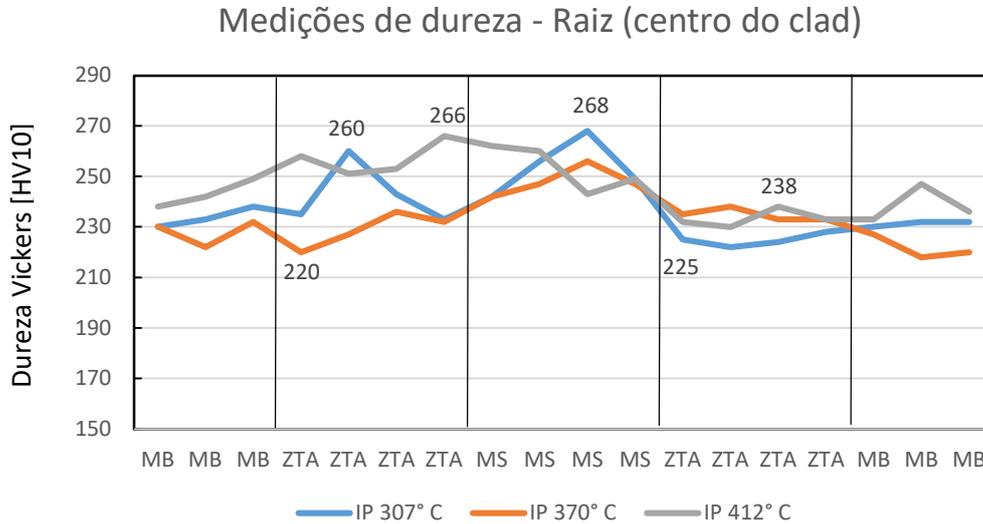


Figura 30: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal na próxima à raiz da solda (no centro da camada de revestimento - clad) para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.



#### 5.4.1.5. Ensaio de corrosão

##### 5.4.1.5.1. Corrosão intergranular em superliga a base de níquel

A Tabela 23 apresenta os dados de taxa de corrosão obtidos para cada condição de máxima temperatura interpasse deste trabalho. As imagens das amostras, após o ensaio, são apresentadas nas Figuras de 31 até 33. De acordo com Holmes *et al.* [79] devido a ciclos térmicos como os de soldagem, ligas de níquel podem exibir precipitação nos contornos de grão (sensitização) que é prejudicial para resistência à corrosão desses materiais. Dessa maneira é prática comum realizar testes de corrosão intergranular de acordo com a referência do ASTM G28. Para interpretação dos resultados deve-se comparar a taxa de corrosão calculada da junta soldada com a do material de base como fornecido. Para o material de base de superliga de níquel (Inconel 625) como fornecido o *Metals Handbook* [80] indica que uma taxa de corrosão em torno de 1,00 mm/ano é aceitável.

Tabela 23: Resultados do ensaio de corrosão intergranular em ligas de níquel de acordo com ASTM G28.

CP	TI [°C]	Área [cm <sup>2</sup> ]	Peso [g]		Perda de massa [g]	Taxa de corrosão [mm/ano]
			Inicial	Final		
T1A	307	17,04	15,785	15,671	0,114	0,58
T1B		16,76	15,405	15,3	0,105	0,54
T1C		16,7	15,508	15,401	0,107	0,55

T2A	370	17,16	15,148	14,945	0,203	1,02
T2B		16,73	14,687	14,491	0,196	1,01
T2C		17,01	15,114	14,909	0,205	1,04
T3A	412	16,97	15,912	15,721	0,191	0,97
T3B		17,47	16,126	15,931	0,195	0,97
T3C		17,14	15,704	15,505	0,199	1,00

Conforme pode ser observado, a taxa de corrosão média aumenta de 0,56 mm/ano para 1,02 mm/ano quando a temperatura interpasse é alterada de 307° C para 370° C. Para a condição de máxima temperatura interpasse de 412° C não foi notado uma diferença significativa em relação a temperatura de 370° C. Apesar da maior taxa de corrosão nas duas condições de maiores temperatura interpasse, em uma análise qualitativa das imagens das amostras após o ensaio nota-se que a corrosão ocorreu de maneira mais severa na superfície que foi revestida internamente (*clad*), onde as manchas escuras provenientes de produto de corrosão podem ser vistas. Além disso, este produto de corrosão foi observado em regiões mais afastadas da linha de fusão e, aparentemente, de forma homogênea, seguindo o formato dos passes realizados na soldagem de cladeamento (*weld overlay*). Isso sugere que a variação das condições de temperatura interpasse avaliadas não provocou um aumento da taxa de corrosão.

Figura 31: Amostras da condição 1: TI 307° C após conclusão do ensaio ASTM G28

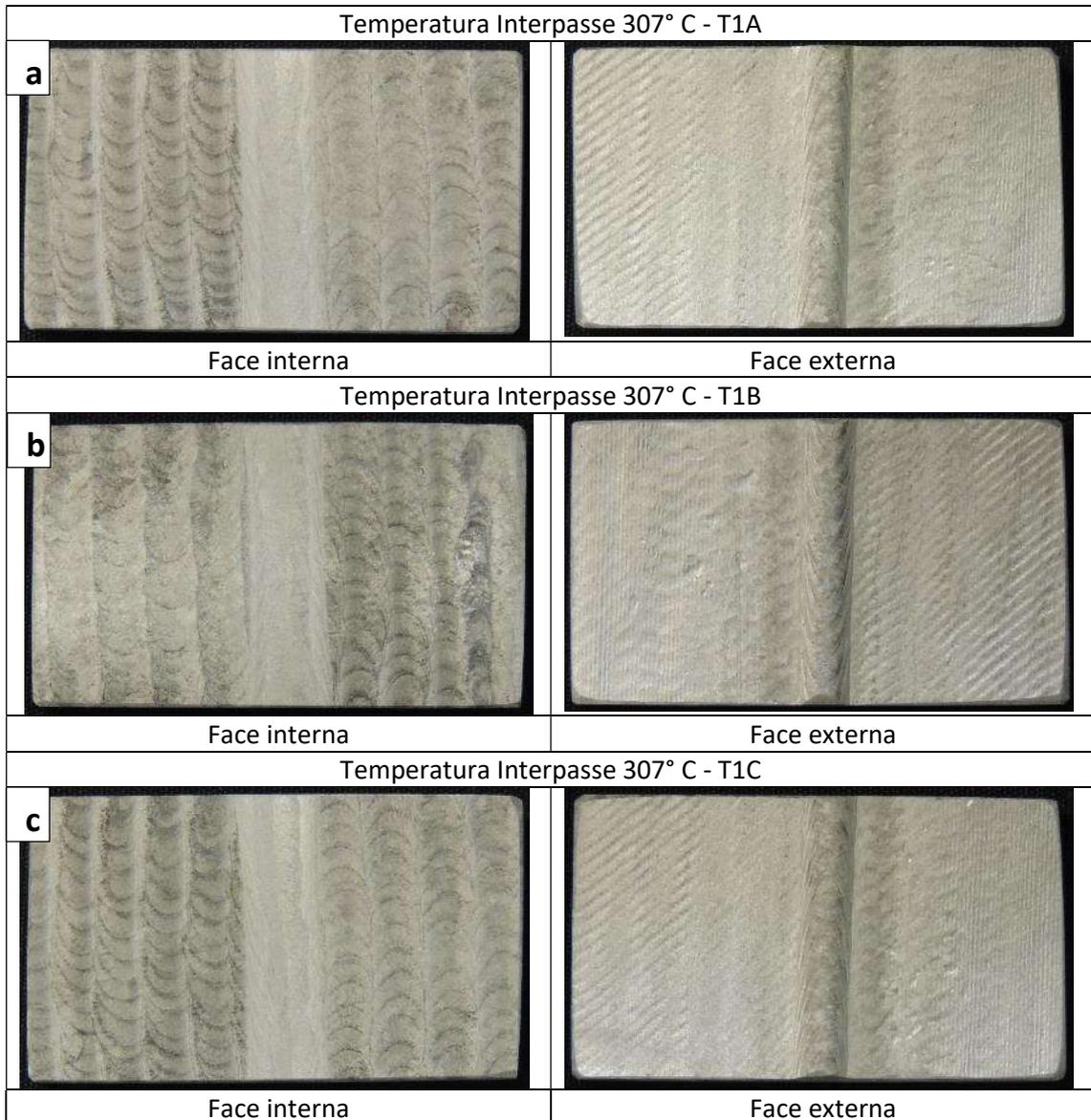


Figura 32: Amostras da condição 2: T1 370° C após conclusão do ensaio ASTM G28

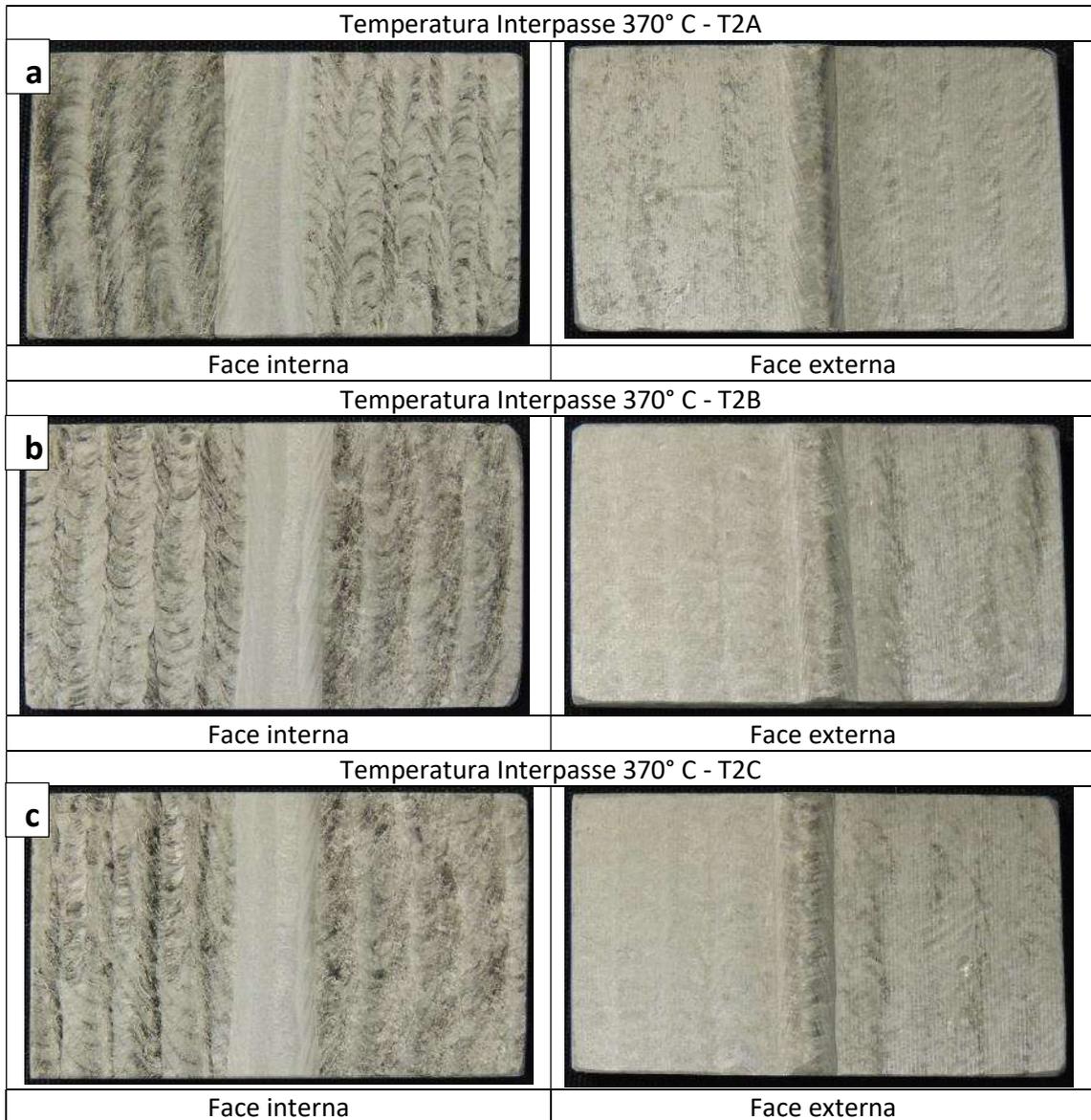
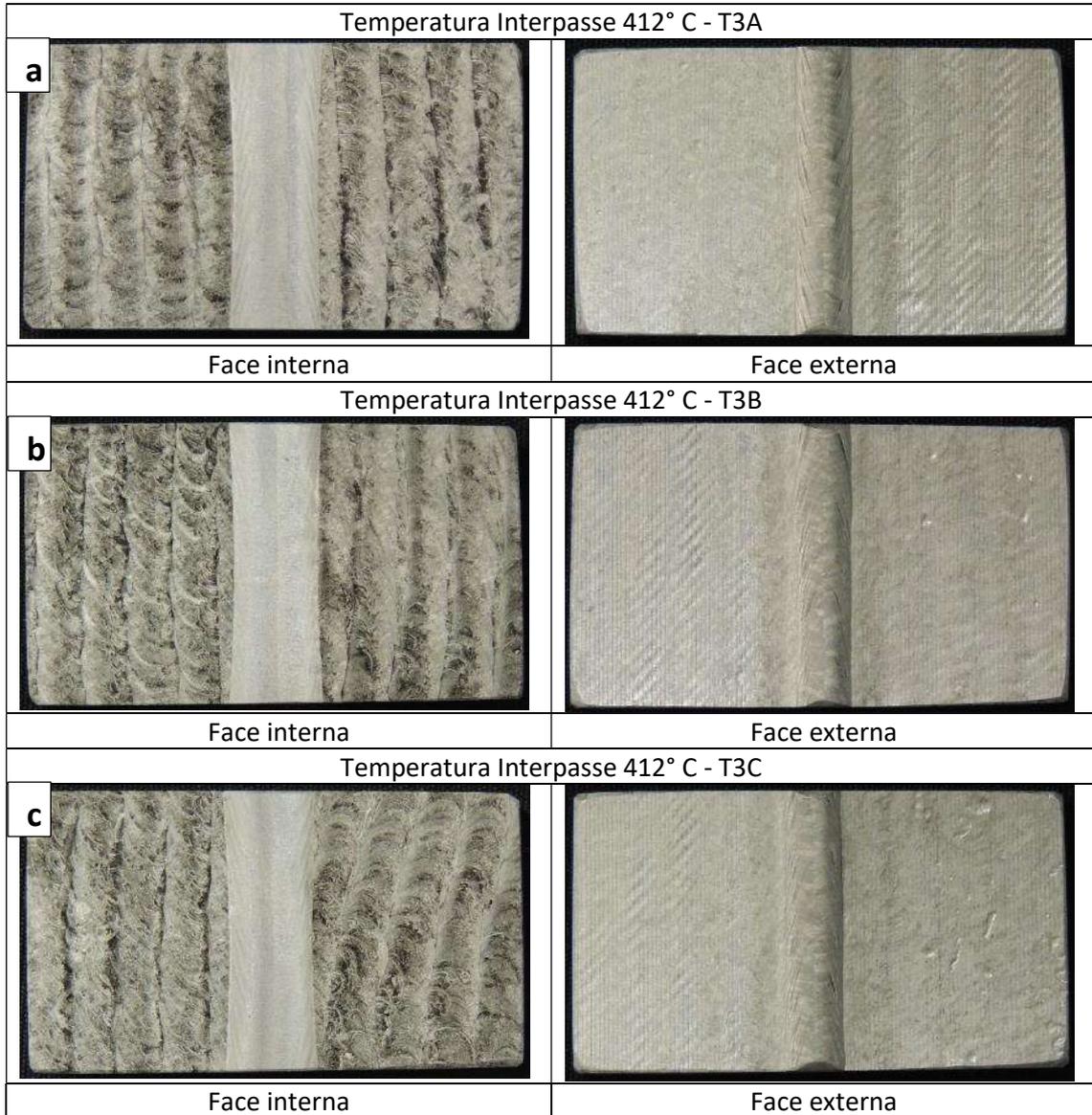


Figura 33: Amostras da condição 3: T1 412° C após conclusão do ensaio ASTM G28.



#### 5.4.1.5.2. Corrosão por pites

Os resultados dos ensaios de corrosão por pites em meios com cloretos foi realizado de acordo com a norma de referência ASTM G48, assim como a avaliação das superfícies das amostras é apresentada nas Figuras 34 até 36. De acordo com Lemos *et al.* [81] o ensaio apresenta uma boa correlação com o desempenho dos materiais em meios agressivos reais como a água do mar em condições de baixo pH e altas concentrações de cloretos, sendo, portanto, adequado para avaliação da resistência à corrosão em tubos revestidos.

Não foi observado pites de corrosão nas condições de temperatura interpasse avaliadas neste trabalho. O resultado da pesagem das amostras é resumido na Tabela 24. Segundo a norma DNVGL-ST-F101 [60], onde o critério de aceitação é uma perda máxima de massa por área de

4 g/m<sup>2</sup> em uma amostra testada por 24 horas a 50° C, sendo que não deve haver presença de pites, quando observado a região com uma ampliação de 20x.

Tabela 24: Resultado da avaliação das amostras após o ensaio ASTM G48.

CP	TI [°C]	Área (cm <sup>2</sup> )	Peso (g)		Perda de massa		Presença de Pites de corrosão
			Inicial	Final	(g)	(g/m <sup>2</sup> )	
T1A	307	30,343	34,169	34,166	0,003	1,0	AUSENTE
T1B		29,525	26,772	26,765	0,007	2,4	AUSENTE
T1C		30,400	28,339	28,339	0	0	AUSENTE
T2A	370	30,228	29,764	29,764	0	0	AUSENTE
T2B		29,986	26,044	26,044	0	0	AUSENTE
T2C		29,693	28,48	28,48	0	0	AUSENTE
T3A	412	29,906	31,711	31,711	0	0	AUSENTE
T3B		29,956	28,963	28,963	0	0	AUSENTE
T3C		30,136	32,291	32,291	0	0	AUSENTE

Figura 34: Amostras para temperatura interpasse de 307° C após o ensaio ASTM G48 com ampliação de 20x.

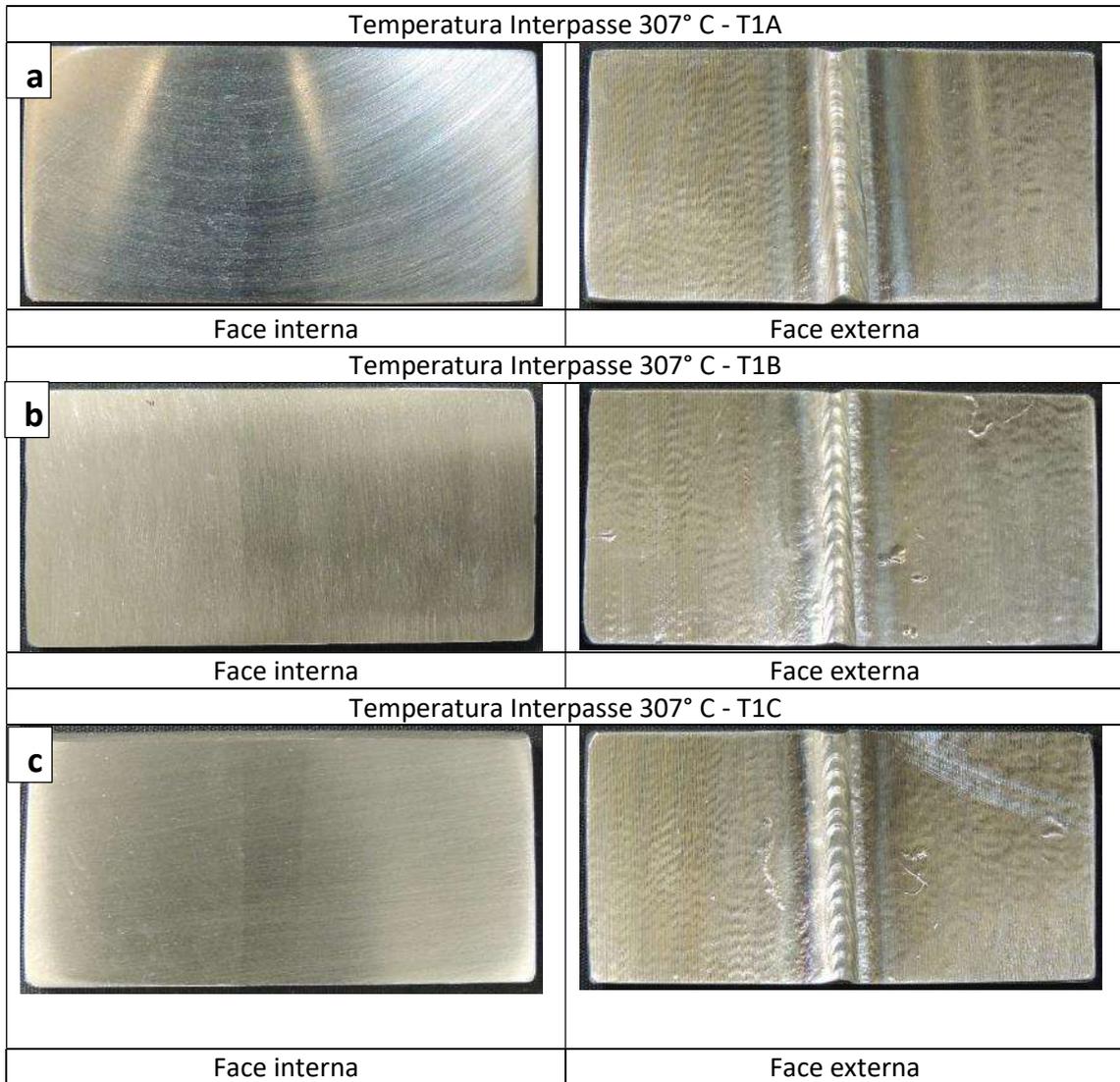


Figura 35: Amostras da condição 2 após o ensaio ASTM G48 após o ensaio ASTM G48 com ampliação de 20x.

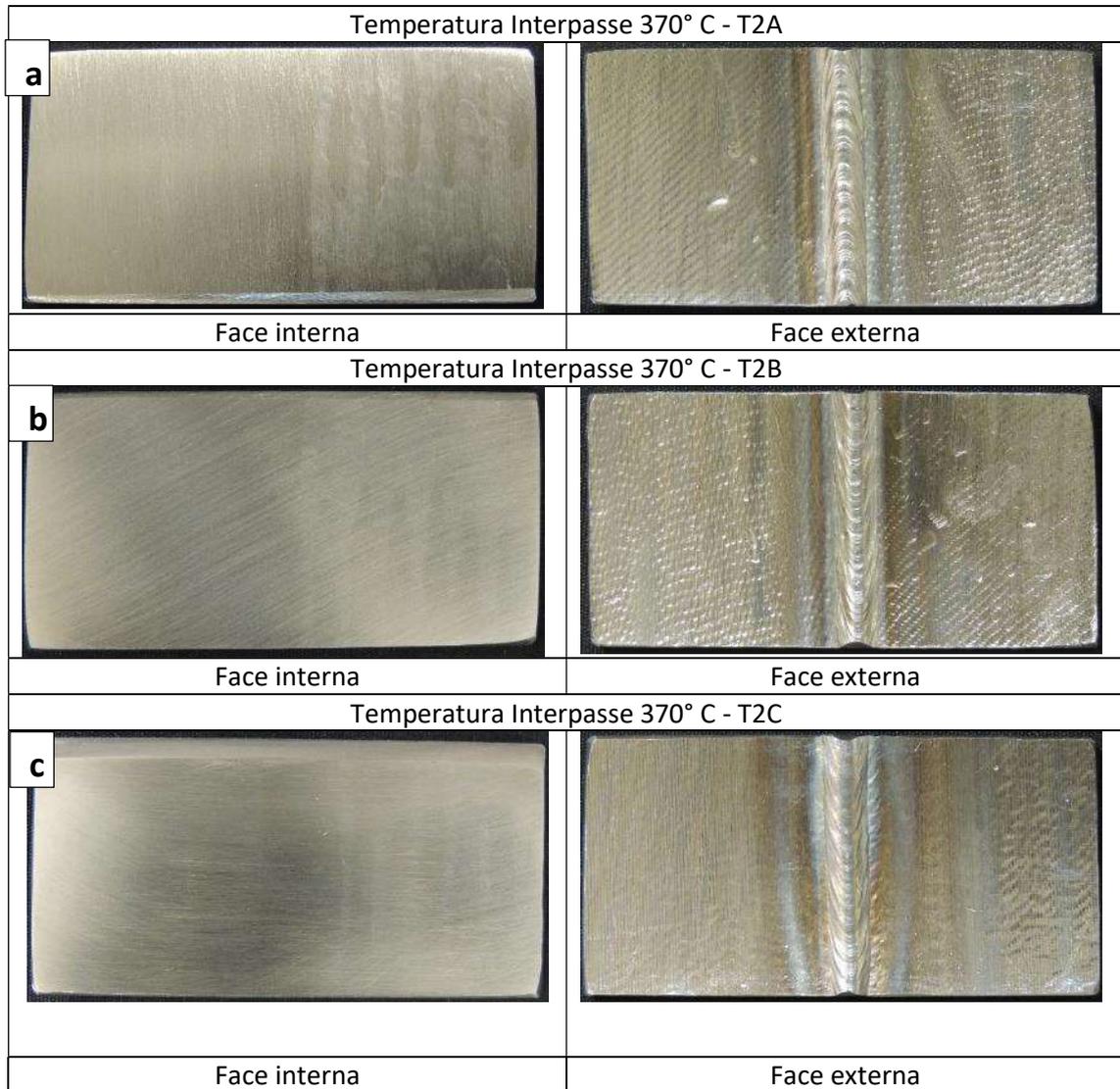
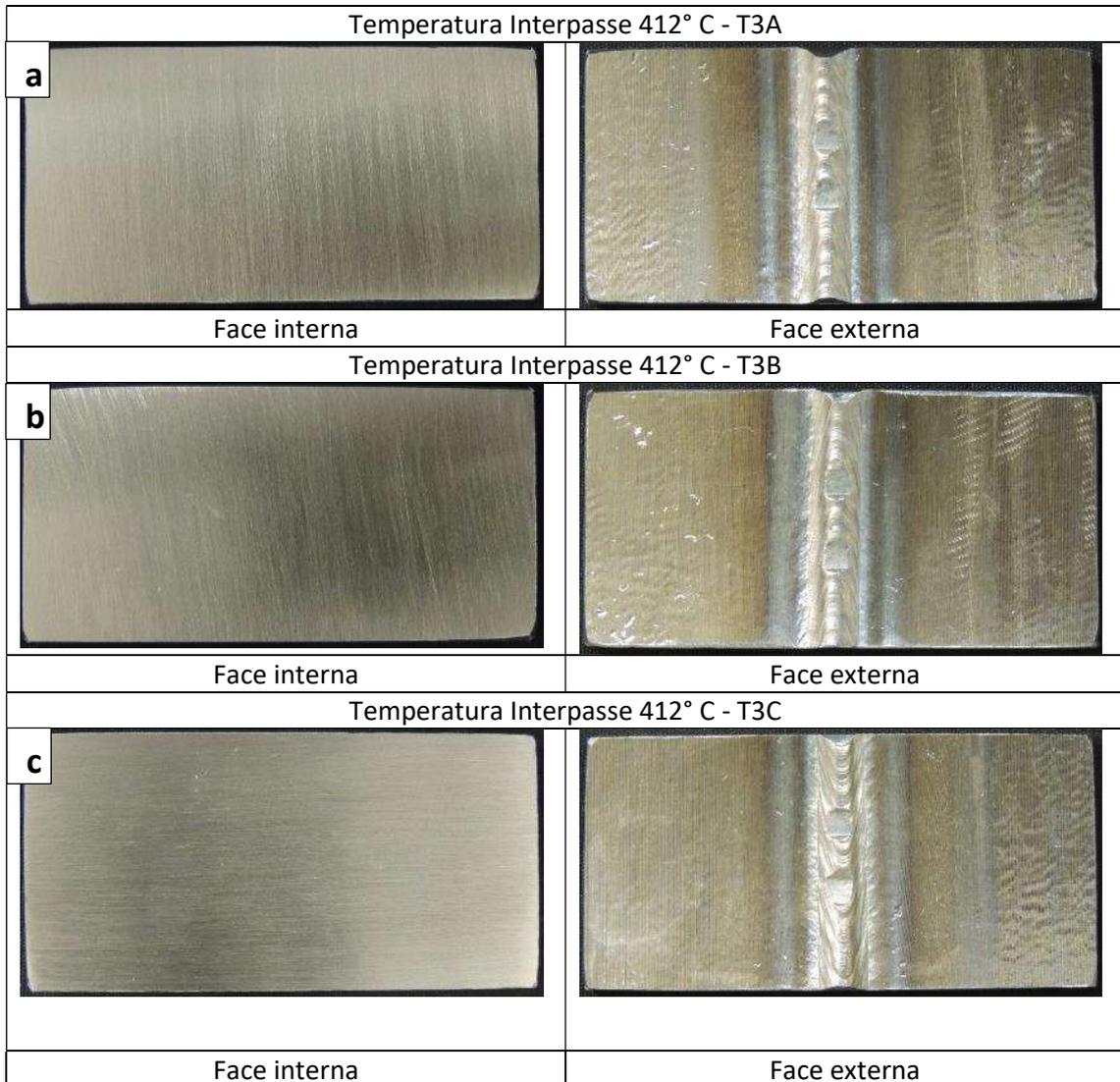


Figura 36: Amostras da condição 3 após o ensaio ASTM G48 após o ensaio ASTM G48 com ampliação de 20x.



#### 5.4.2. Tubos API 5L X70

Assim como no processo empregado para tubos revestidos, para a soldagem final dos tubos API 5L X70 foi feita variando-se a máxima temperatura interpasse em 3 condições. A Tabela 8 apresenta as temperaturas de interpasse na soldagem final. A Tabela 25 resume as temperaturas de interpasse medidas para cada condição testada. A maior temperatura interpasses foi de 438° C (condição 3). A condição 2, que é intermediária, alcançou máxima temperatura interpasse de 389° C, e na condição 1, de 300° C.

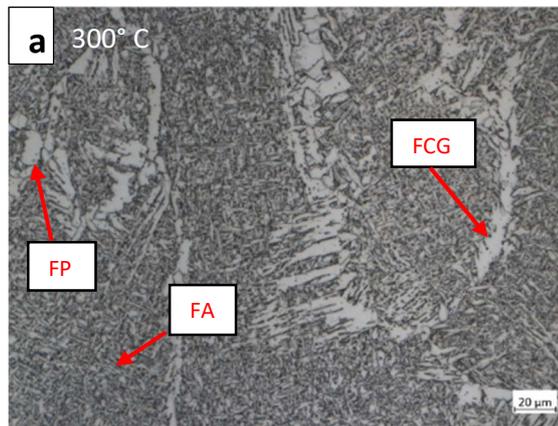
Tabela 25: Temperatura por passe do API 5L X70

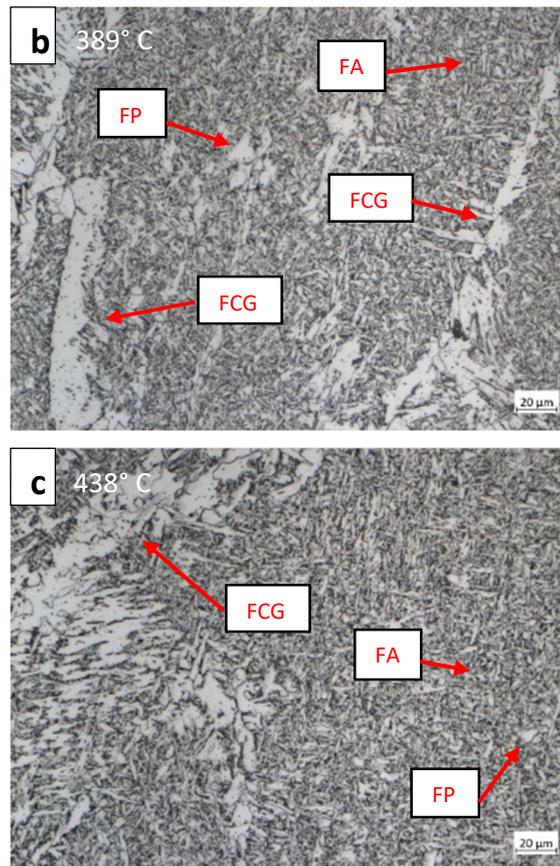
Passe	Condição 1 Temperatura Interpasse [°C]	Condição 2 Temperatura Interpasse [°C]	Condição 3 Temperatura Interpasse [°C]
1	94	106	155
2	112	131	169
3	196	218	267
4	252	289	332
5	<b>300</b>	346	381
6	284	<b>389</b>	<b>438</b>
7	292	370	376

#### 5.4.2.1. Microscopia

Nas Figuras 37 (a, b e c) estão apresentadas imagens obtidos por microscopia ótica, realizadas no metal de solda para as três condições de temperatura interpasse estudadas com aumento de 500x. Em todos os casos pode-se observar a presença de uma matriz de ferrita acicular (FA), com a presença de ferrita poligonal (FP) e ferrita de contorno de grão (FCG). Na medida que a máxima temperatura interpasse é aumentada verifica-se uma microestrutura mais grosseira e com maior presença de FCG.

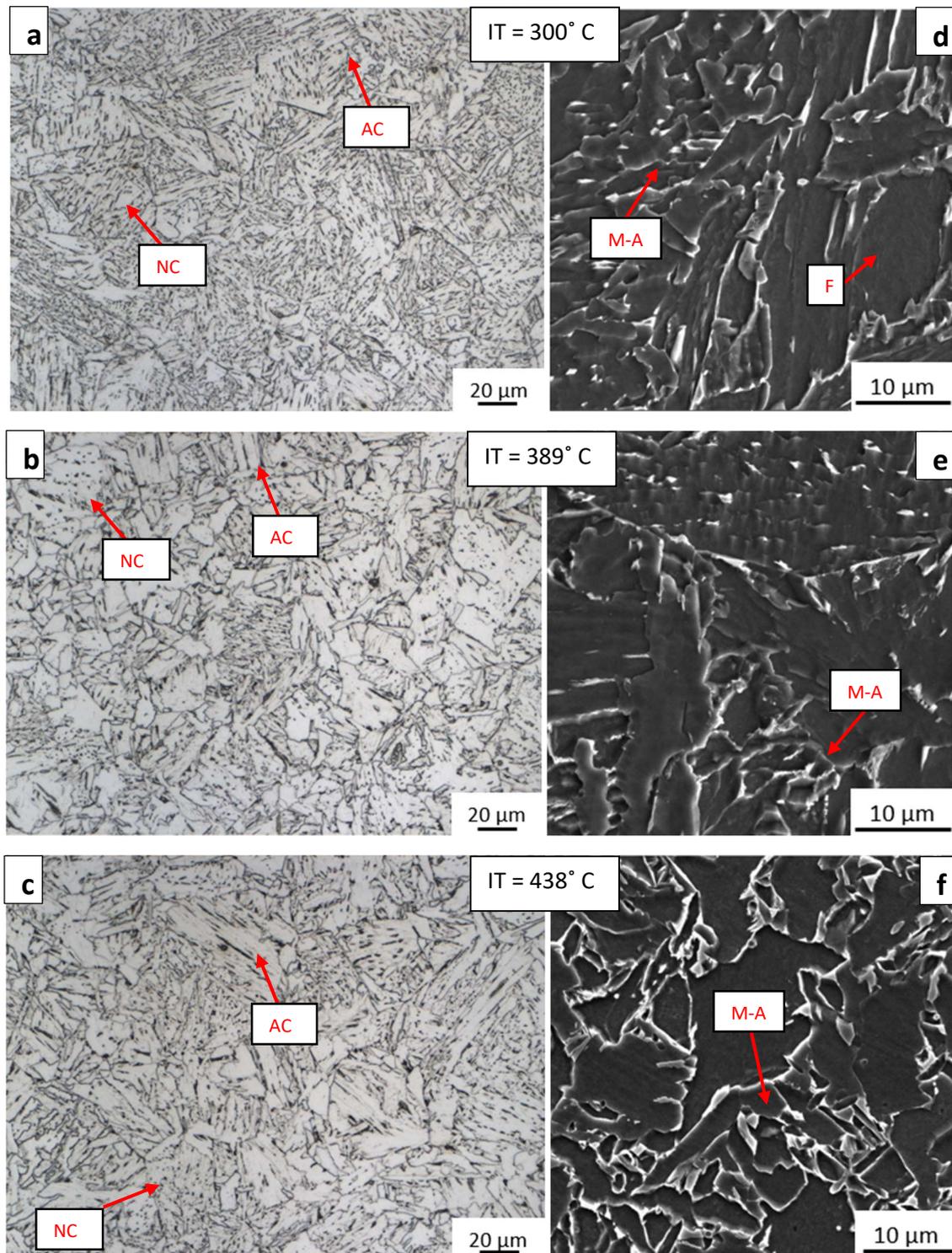
Figura 37: Micrografias do metal de solda a partir de microscopia ótica com aumento de 500x do tubo de aço X70 para todas as condições de interpasse: 300° C (a), 389° C (b) e 438° C (c).





Nas Figuras 38 (a, b e c) estão presentes as micrografias óticas e nas Figuras 38 (d, e e f) as microscopias eletrônicas de varredura realizadas na zona termicamente afetada (ZTA) de grãos grosseiros do último passe (RGG) para todas as temperaturas interpasse estudadas no presente trabalho. Para todas as temperaturas interpasse foi possível identificar uma matriz de ferrítica com M-A alinhadas (AC) e não alinhadas (NC). Pode-se notar que com o aumento da máxima temperatura interpasse os grãos de ferrita tornam-se mais grosseiros, como esperado [7]. Para temperatura interpasse de 300° C pode-se observar a formação de M-A com morfologia de pontos e alongadas, que também foram observadas em outros trabalhos (no trabalho de, Dornelas [7], Zhu *et al.* [35] e Di *et al.* [85]). Para temperatura da condição 2 de 389° C pode-se observar o constituinte M-A massivo e alongado. Para a máxima temperatura interpasse de 438° C a M-A massiva é formada, concordando com a literatura que indica que para menores taxas de resfriamento as formas alongadas e pontuais tornam-se com morfologia massiva [7, 22, 25, 35, 41].

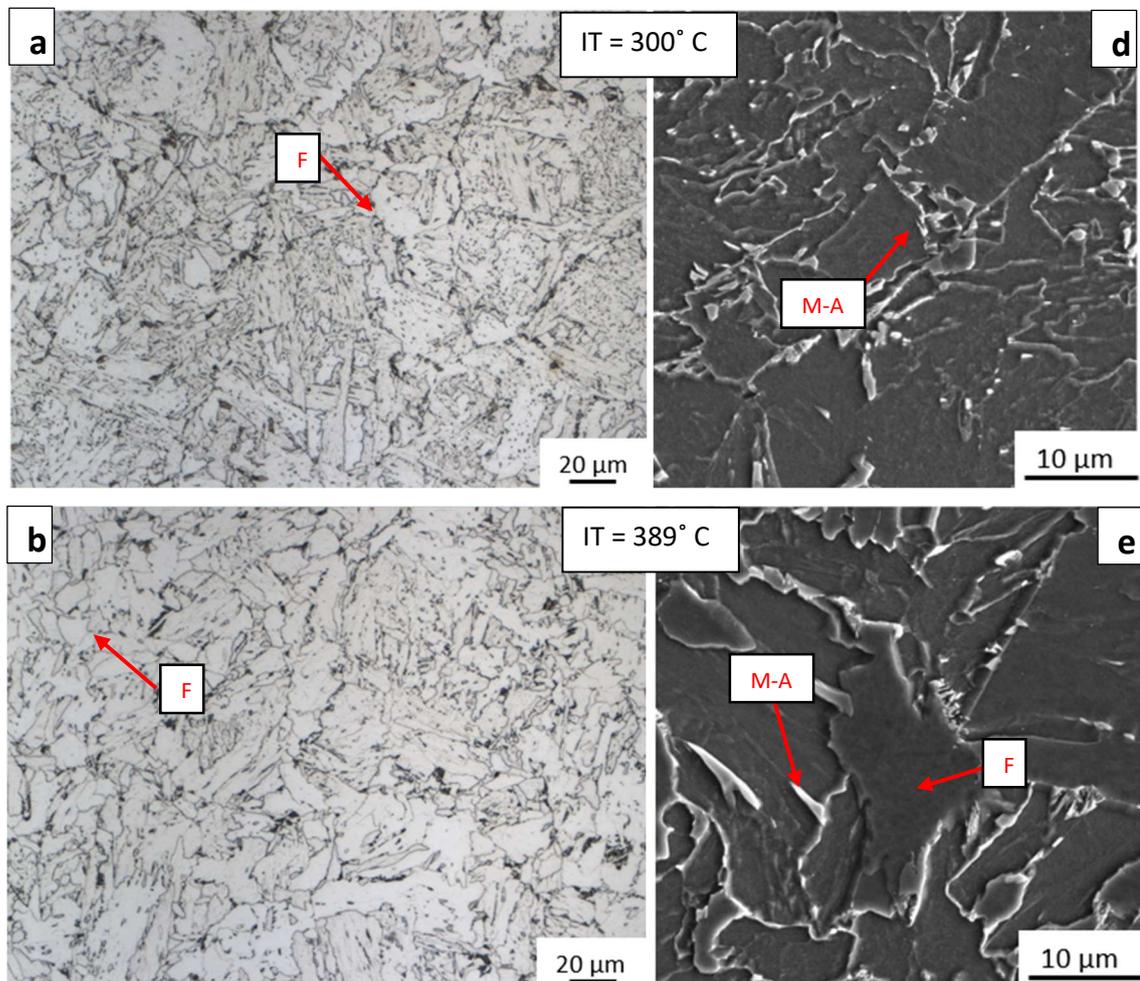
Figura 38: Micrografias da RGG para temperaturas interpasso testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X70. Onde M-A, F, NC e AC indicam martensita-austenita-carboneto, ferrita, matriz ferrítica com M-A não alinhado e alinhado respectivamente.

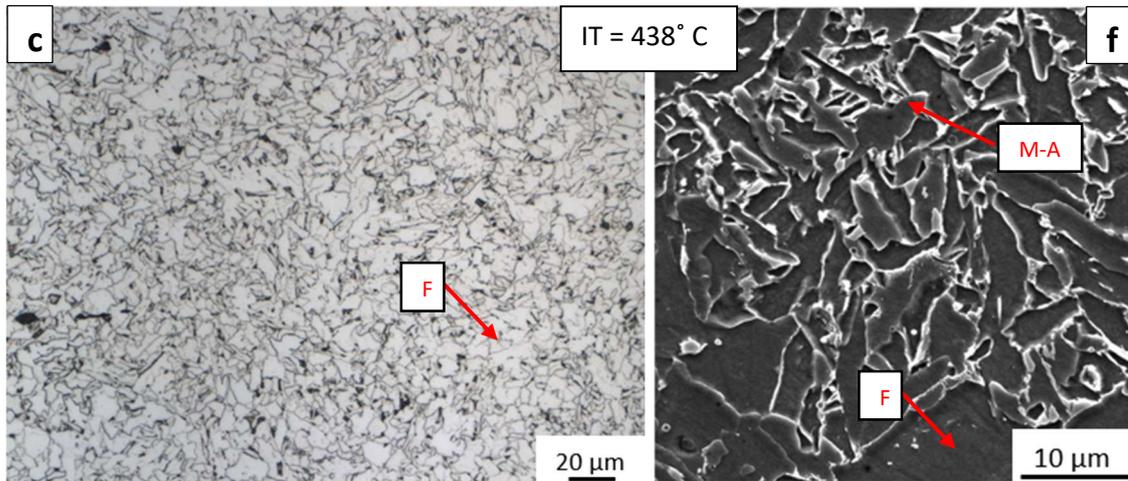


Nas Figuras 39 (a, b e c) estão presentes as micrografias óticas e nas Figuras 39 (d, e e f) as microscopias eletrônicas de varredura realizadas na zona termicamente afetada (ZTA) de

grãos grosseiros reaquescidos intercriticamente (RGGRI). Para todas as temperaturas interpassos estudadas observa-se uma matriz ferrítica com presença de M-A. A ferrita (F) possivelmente formou-se devido ao reaquecimento provocado pela isoterma do último passe de soldagem. Foi possível observar que o comportamento entre o observado nas microestruturas da RGG E RGGRI para todos as temperaturas interpassos estudada teve uma boa concordância, com tendências e resultados similares, como por exemplo a formação majoritária de M-A massivo para a temperatura interpassos de 438° C.

Figura 39: Micrografias da RGGRI para temperaturas interpassos testadas partir de microscopia ótica (a, b, c) e eletrônica de varredura (d, e, f) do tubo de aço API 5L X70. Onde M-A e F indicam martensita-austenita-carboneto e ferrita respectivamente.





#### 5.4.2.2. Ensaio mecânico - Tração

Os resultados de tração obtidos foram comparados com os requisitos descritos pela norma DNVGL-ST-F101 [33]. Aplicou-se o critério válido para o material de base, ou seja, o API 5L X70 com limite de resistência mínimo de 570 MPa, limite de escoamento mínimo de 485 MPa e alongamento de 22%. Os resultados do ensaio de tração transversal estão resumidos na Tabela 26.

Em todos os casos analisados, o rompimento do corpo de prova de tração ocorreu na região do material de base. Comparando-se as temperaturas interpasse de 300° C e 438° C pode-se notar que o limite de resistência e escoamento variaram apenas 3,6 % e 1,33 %, respectivamente, indicando que a resistência não é sensível a variação da temperatura interpasse nessas condições. Os resultados observados no presente estudo estão em concordância com o trabalho de Tas [82].

Tabela 26: Resultados de tração para API 5L X70.

Teste		Limite de resistência [MPa]	Limite de escoamento [MPa]	Alongamento [%]	Local de ruptura
Condição 1 (300 °C)	Corpo de prova 1	615	555	52	Material de base
	Corpo de prova 2	615	565	50	Material de base
Condição 2 (389 °C)	Corpo de prova 1	600	570	47	Material de base
	Corpo de prova 2	595	565	53	Material de base
Condição 3 (438 °C)	Corpo de prova 1	600	575	54	Material de base
	Corpo de prova 2	585	560	52	Material de base

#### 5.4.2.3. Ensaio mecânico - Charpy

Os resultados do ensaio de Impacto *Charpy* para os corpos de prova, das juntas soldadas nas três condições de máxima temperatura interpasse para o aço API 5L X70, são apresentados na Tabela 27. O requisito para este ensaio, de acordo com a referência DNVGL-ST-F101 [60], é de que nenhum valor individual mínimo de energia absorvida seja inferior a 40 J e a média deve ser superior a 50 J.

Os resultados indicam que os valores médios, para todas as regiões e condições, atendem ao requisito mínimo exigido pela DNVGL-ST-F101 [60]. No entanto, para a temperatura interpasse de 389° C, na linha de fusão da região da raiz foi obtido um valor individual de 39 J, portanto inferior ao valor mínimo individual de 40 J. Desta forma, durante a investigação decidiu-se realizar o reteste com apenas um *set* na mesma região para avaliação (Tabela 28). Supõe-se que os menores valores encontrados podem estar relacionados à presença de segregações, impurezas e/ou outros fatores/defeitos oriundos do processo de soldagem, que reduzem a tenacidade localmente. Após o reteste os resultados foram satisfatórios, com média de 235 J e valores individuais também elevados, assim conclui-se que o aumento da temperatura interpasse para 389° C não influenciou significativamente a tenacidade média ao impacto. Os resultados obtidos após o reteste estão apresentados na Tabela 27.

Tabela 27: Resultados de ensaio de charpy para as 3 condições soldadas finais do API 5L X70.

Teste	Temperatura [° C]	Local	Energia absorvida [J]			
Condição 1 (300 °C)	-30	Solda (Raiz)	252	247 ± 12		
			233			
			255			
		LF (Raiz)	284	294 ± 8		
			299			
			299			
		LF + 1mm (Raiz)	299	299 ± 0		
			299			
			299			
		Solda (Face)	165	188 ± 20		
			200			
			198			
		LF (Face)	299	272 ± 47		
			299			
			217			
		LF + 1mm (Face)	297	298 ± 1		
			299			
			299			
		LF + 5mm (Face)	299	299 ± 0		
			299			
			299			
		Condição 2 (389 °C)	-30	Solda (Raiz)	193	208 ± 28
					241	
					191	
LF (Raiz)	171			96 ± 68		
	79					
	39					
LF + 1mm (Raiz)	284			294 ± 9		
	299					
	299					
Solda (Face)	177			167 ± 59		
	220					
	104					
LF (Face)	299			299 ± 0		
	299					
	299					
LF + 1mm (Face)	299			299 ± 0		
	299					
	299					
LF + 5mm (Face)	299			299 ± 0		
	299					

			299	
Condição 3 (438 °C)	-30	Solda (Raiz)	84	97 ± 18
			118	
			88	
		LF (Raiz)	299	237 ± 53
			204	
			209	
		LF + 1mm (Raiz)	299	299 ± 0
			299	
			299	
		Solda (Face)	179	113 ± 58
			95	
			66	
		LF (Face)	299	299 ± 0
			299	
			299	
		LF + 1mm (Face)	299	299 ± 0
			299	
			299	
		LF + 5mm (Face)	299	299 ± 0
			299	
			299	

Tabela 28: Set de reteste da região da linha de fusão da raiz para condição 2.

Reteste	Temperatura [° C]	Local	Energia absorvida [J]	
Condição 2	-30	LF (Raiz)	257	235 ± 26
			207	
			241	

Na região do metal de solda, observou-se que o aumento da máxima temperatura interpasse provocou uma diminuição média na tenacidade ao impacto do material, tanto na região do acabamento quanto na raiz do cordão. Este comportamento pode ser explicado pela devido à maior presença de ferrita de contorno de grão e poligonal nesta região, e menor formação de ferrita acicular, que apresenta elevada tenacidade. De acordo com Saoudi *et al.* [83] a presença de FCG promove a propagação de fissuras levando ao comprometimento da tenacidade do material.

Apesar da controvérsia sobre se a morfologia alongada [34, 41] ou massiva [40, 84] é mais prejudicial à tenacidade, todos os estudos concordam que ambas as morfologias podem

fazer com que a tenacidade da ZTA do tubo API 5L X70 seja reduzida [40, 85, 86, 73]. Devido às altas energias de impacto, não foi possível avaliar a influência da formação de M-A. No entanto, mesmo que essa influência seja negativa, as energias CVN obtidas foram consideravelmente superiores ao limite estabelecido pela norma DNVGL-ST-F101 (50 J). Por fim, nas regiões distantes a 1 e 5 mm da linha de fusão (LF +1mm e LF + 5mm), o aumento da temperatura interpasse não influenciou os resultados ao impacto *charpy* na média, o que é explicado devido à manutenção da microestrutura ferrítica observada mesmo com o aumento da temperatura interpasse e a presença de M-A massivo.

#### 5.4.2.4. Ensaio mecânico - Dureza

Para o ensaio de dureza, os resultados foram analisados considerando-se o critério de dureza máxima de 250 HV10, nas medições realizadas próximas a raiz e meia espessura, e para os passes de acabamento no máximo 275 HV10.

Nas Figuras de 40 a 42 podem ser observadas as comparações entre as temperaturas interpasses estudadas para cada eixo transversal de medida. Para todas as temperaturas interpasse os valores medidos na ZTA foram em média inferiores aos do metal de solda. Isto pode ser devido à presença majoritariamente de uma matriz ferrítica com a precipitação/formação de M-A como observado no MEV. Além disso, ressalta-se que medições de dureza Vickers com carga 10kgf envolvem uma grande porção da ZTA e muitas vezes englobam mais de uma região, como RGG ou RGGRI, para uma mesma medida. Segundo Li [40], o M-A formado em diferentes temperaturas intercríticas não influencia fortemente a dureza da ZTA, o que está de acordo com os resultados obtidos. Para as medições próximas ao acabamento onde os passes subsequentes não atuam no revenimento dos passes anteriores, se espera um nível médio de durezas maiores assim como os ocorridos neste trabalho [7, 77, 87].

Por fim, foi observado que todos os valores encontrados nas três condições apresentaram dureza inferior a 250 HV, atendendo os critérios de aceitação da norma DNVGL-ST-F101 [60] para emprego em sistemas de dutos submarinos.

Figura 40: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal próxima ao passe de acabamento para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

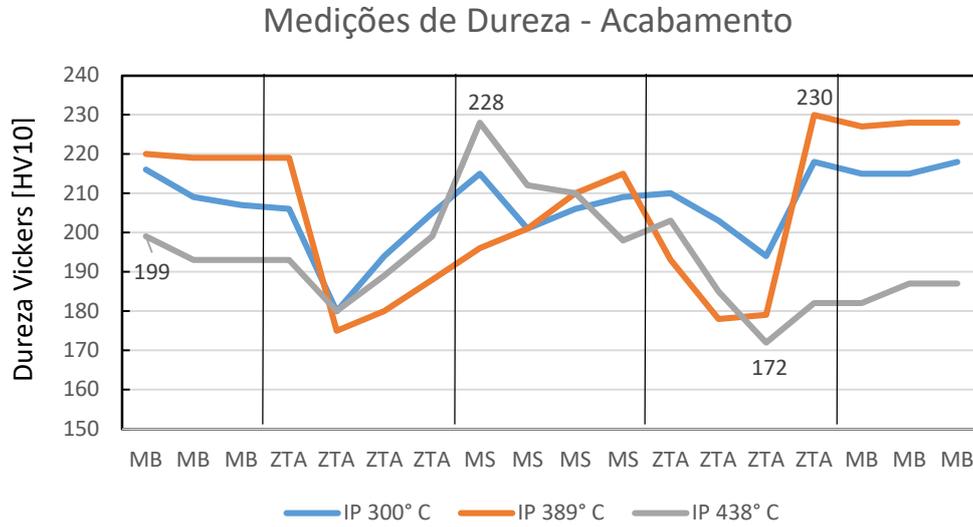


Figura 41: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) na seção transversal próxima a meia espessura para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.

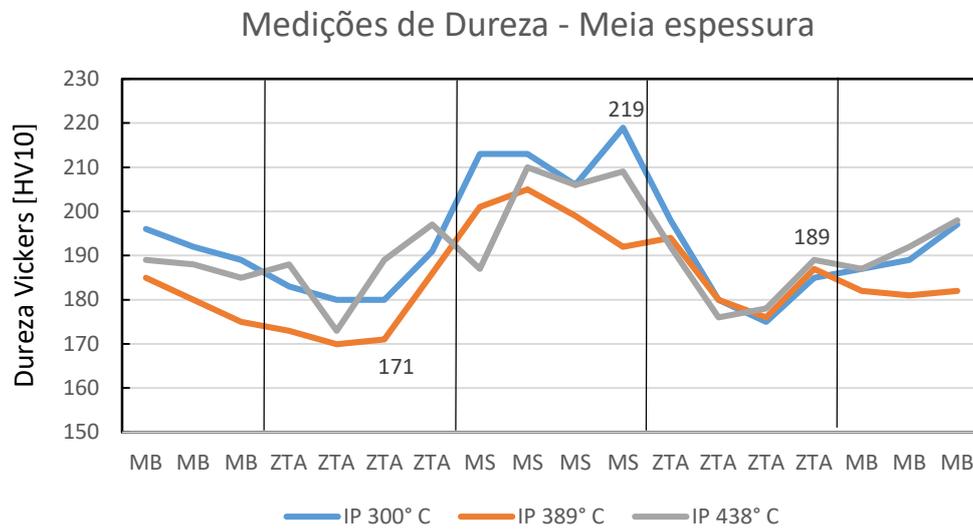
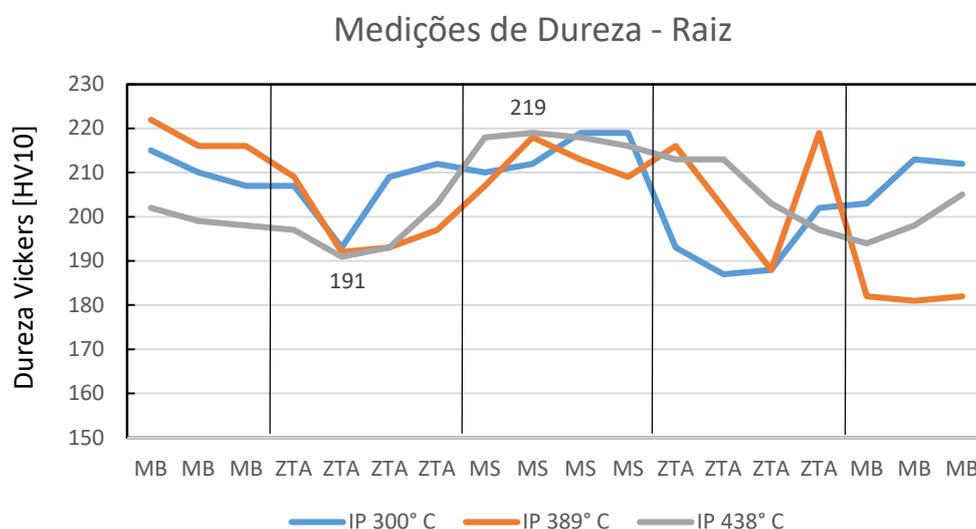


Figura 42: Comparação da medição de dureza Vickers com carga 10 kgf (HV10) transversal próxima a raiz da solda para as máximas temperatura interpasse (IP) estudadas para o API 5L X65 revestido com superliga a base de níquel.



#### 5.4.2.5. Corrosão – Trincamento sob tensão por sulfetos (SSC)

Para o ensaio de trincamento sob tensão por sulfetos, após 720h com os corpos de prova flexionados em uma solução B da Nace TM0284 [66], estes foram retirados, limpos e visualizados no estereoscópio com aumento de 4x e 10x para identificação de presença de trincas na raiz da solda (Figura 43, 45 e 47). Os resultados mostram irregularidades na superfície do material, oriundas do processo de corrosão, devido à severidade do meio, porém sem trincas. De acordo com Huang *et al.* [88] a dureza é uma das propriedades que mais estão relacionadas a susceptibilidade ao SSC, sendo que aços carbono e baixa liga são considerados pouco susceptíveis ao SSC se apresentarem níveis de dureza abaixo de 250 HV como foi o caso de todos os corpos de prova deste trabalho. Além disso, sabe-se que aços com microestrutura refinada como os ARBL possuem melhor resistência ao SSC. Por fim, todas as amostras foram cortadas a 1/3 e a 2/3 da largura e levadas ao microscópio ótico para observação em um aumento de 100x (Figura 44, 46 e 48). Nenhum defeito foi detectado. Pode-se concluir que não foi possível observar nenhum tipo de interferência da temperatura interpasse nas características da junta que sejam significativas para influenciar nas propriedades de resistência à corrosão ao trincamento sob tensão por sulfetos das juntas de aço API 5L X70. Todas as condições foram consideradas satisfatórias para este ensaio de acordo com as referências de teste utilizadas.

Figura 43: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 300° C após o ensaio de trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) com ampliação de 4x (A) e 10x (B).

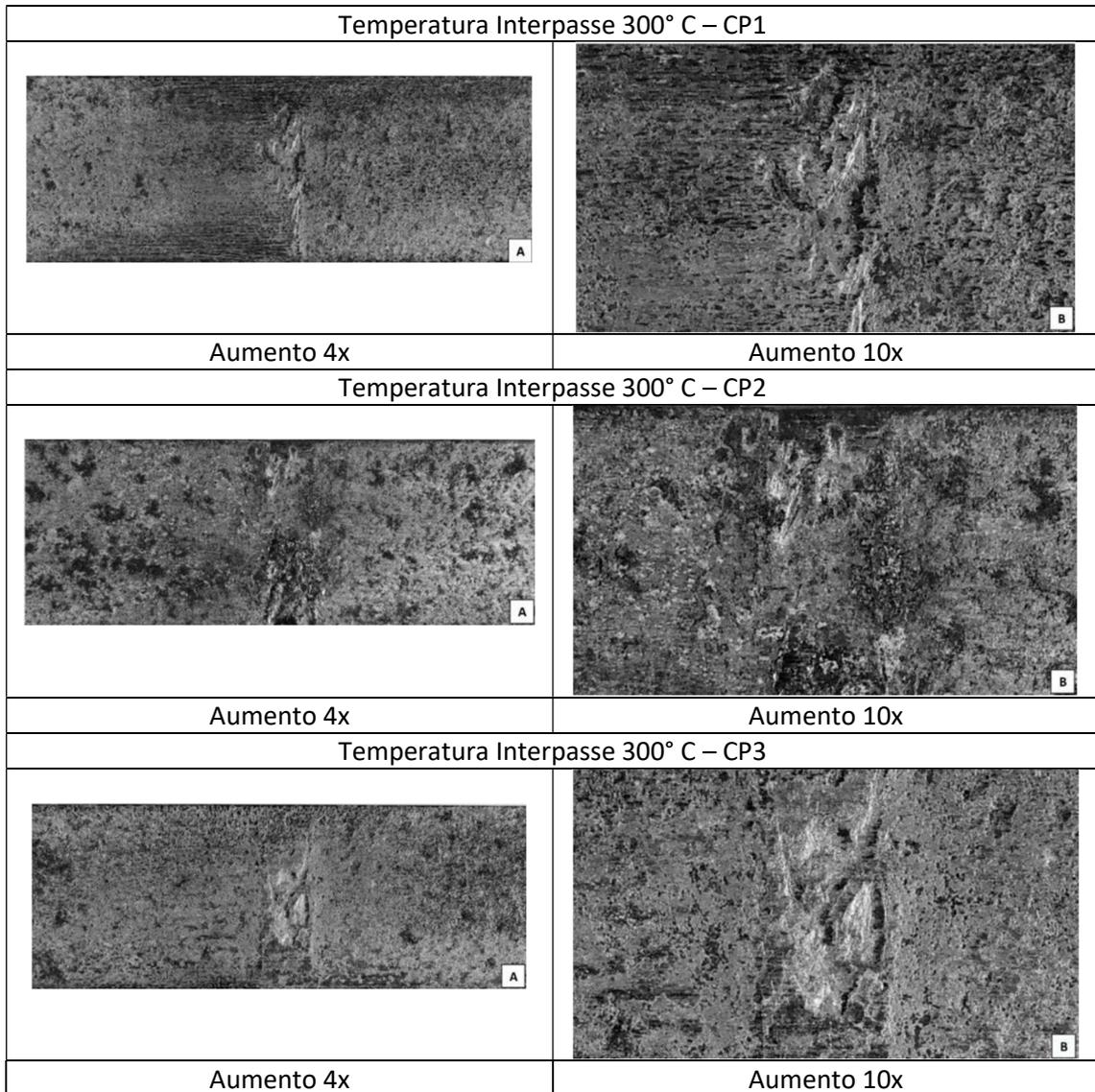


Figura 44: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 300° C após o ensaio de trincamento sob corrosão observadas em microscópio ótico com ampliação de 100x em 1/3 (A) e 2/3 (B) da largura do corpo de prova original.

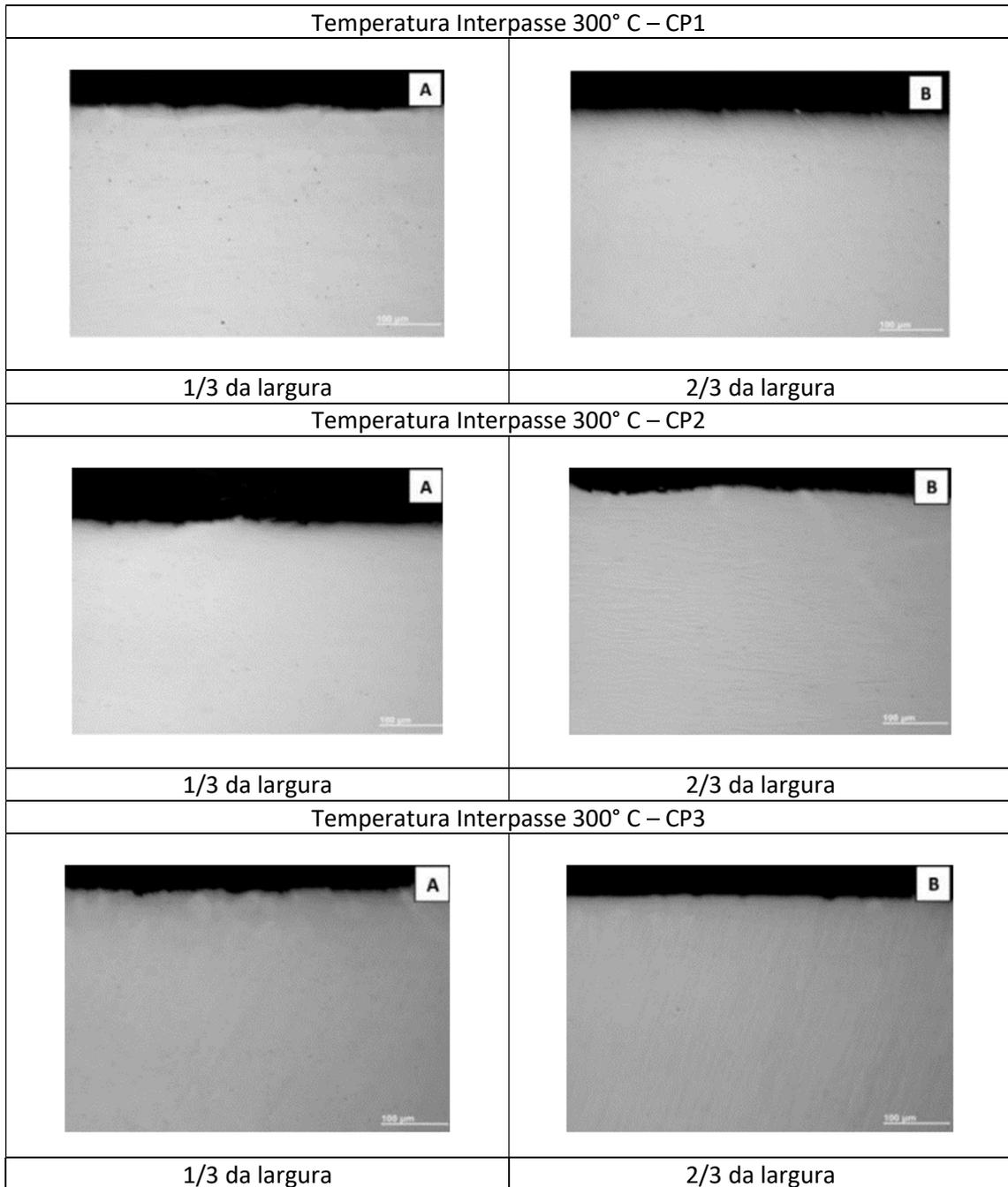


Figura 45: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 389° C após o ensaio de trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) com ampliação de 4x (A) e 10x (B).

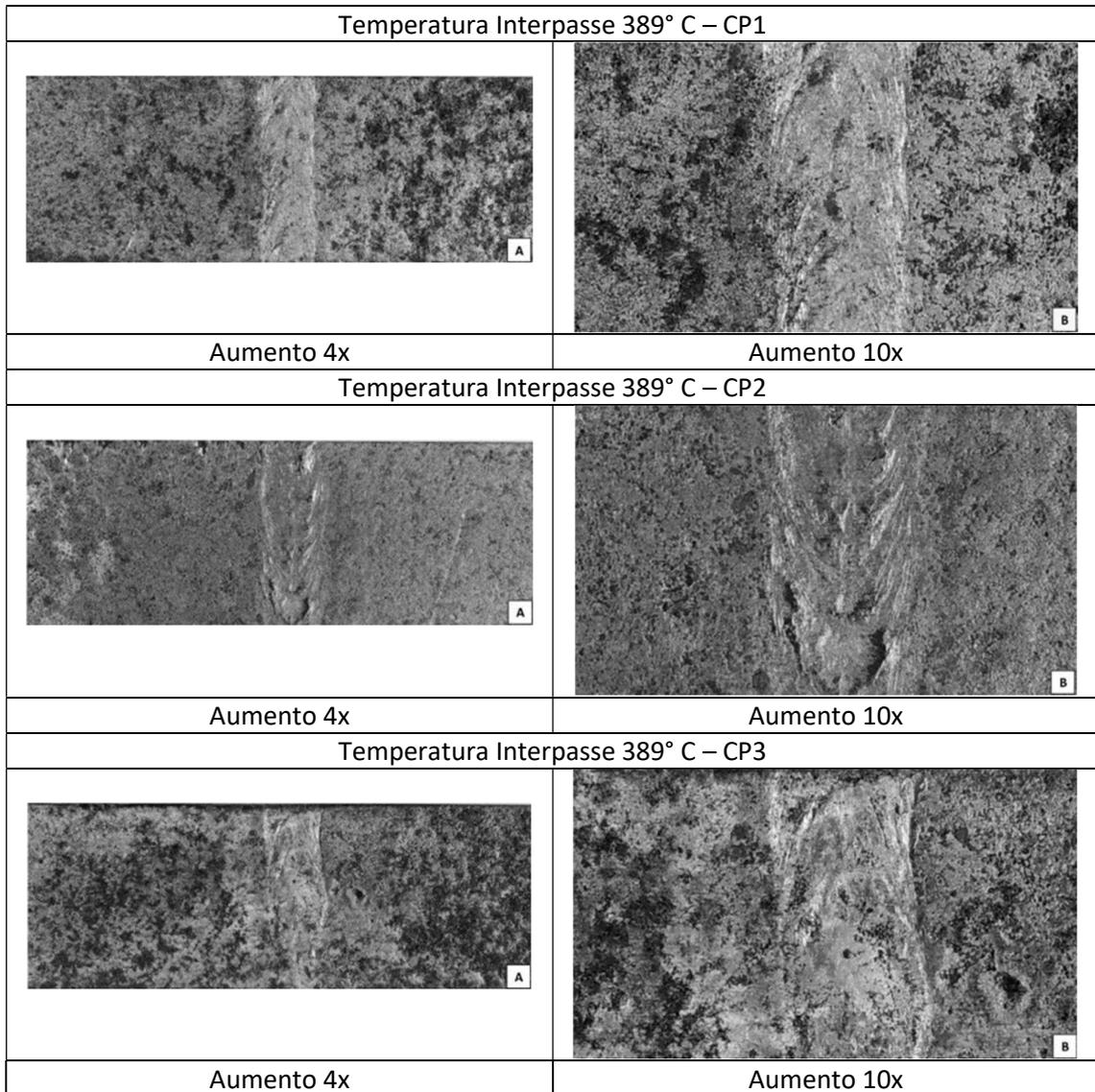


Figura 46: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 389° C após o ensaio de trincamento sob corrosão observadas em microscópio ótico com ampliação de 100x em 1/3 (A) e 2/3 (B) da largura do corpo de prova original.

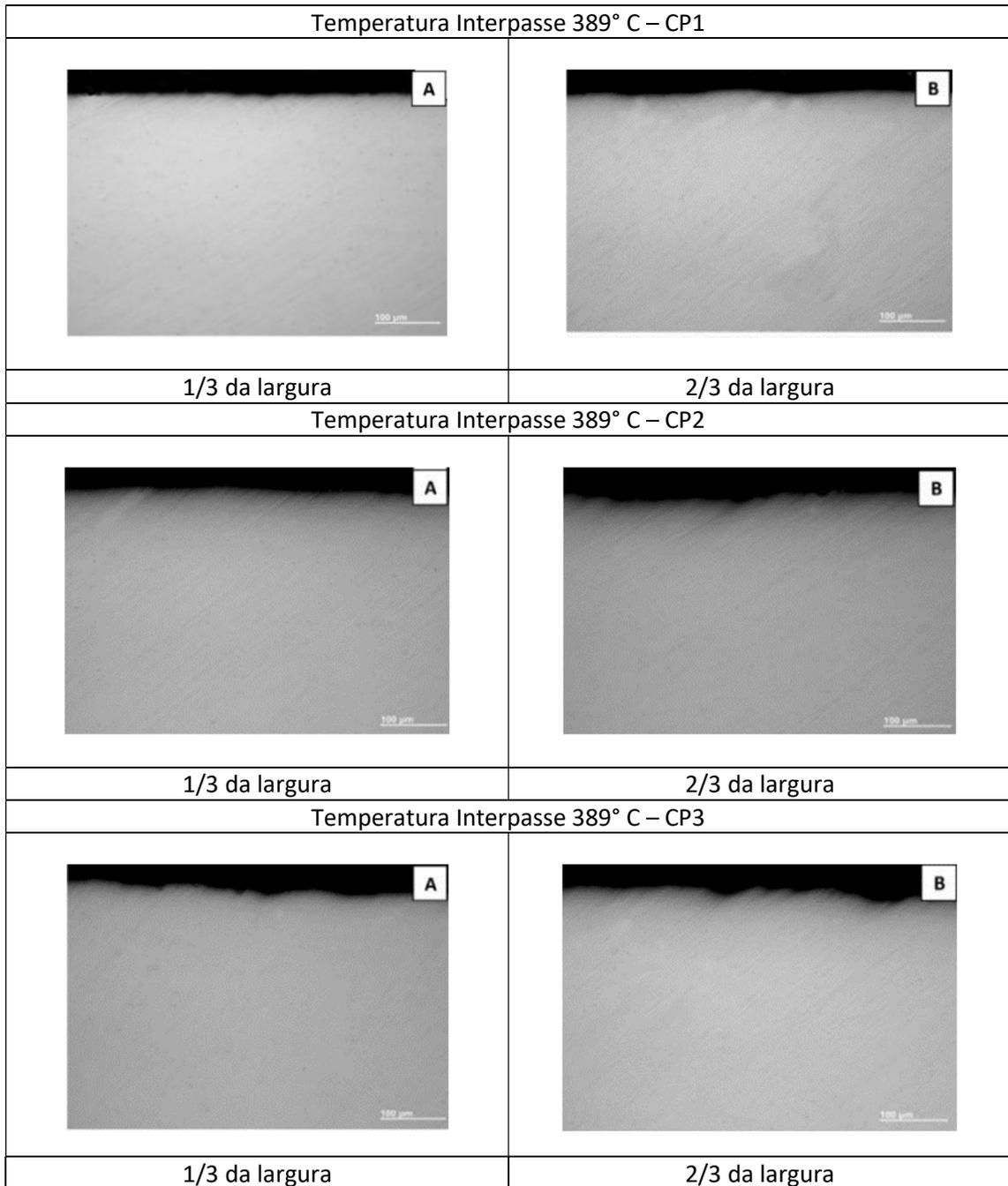


Figura 47: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 438° C após o ensaio de trincamento sob corrosão por sulfetos (SSC) com ampliação de 4x (A) e 10x (B).

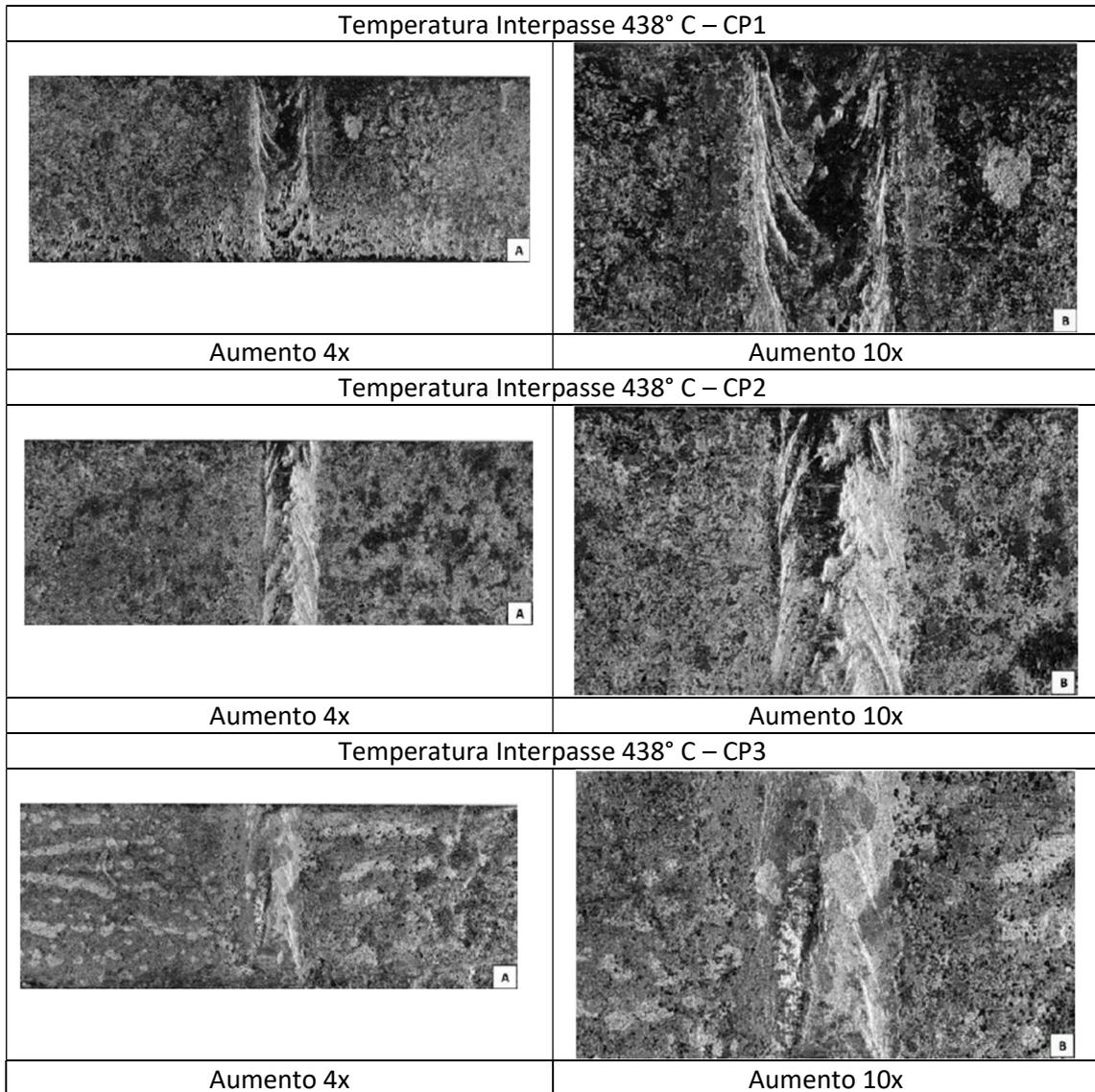
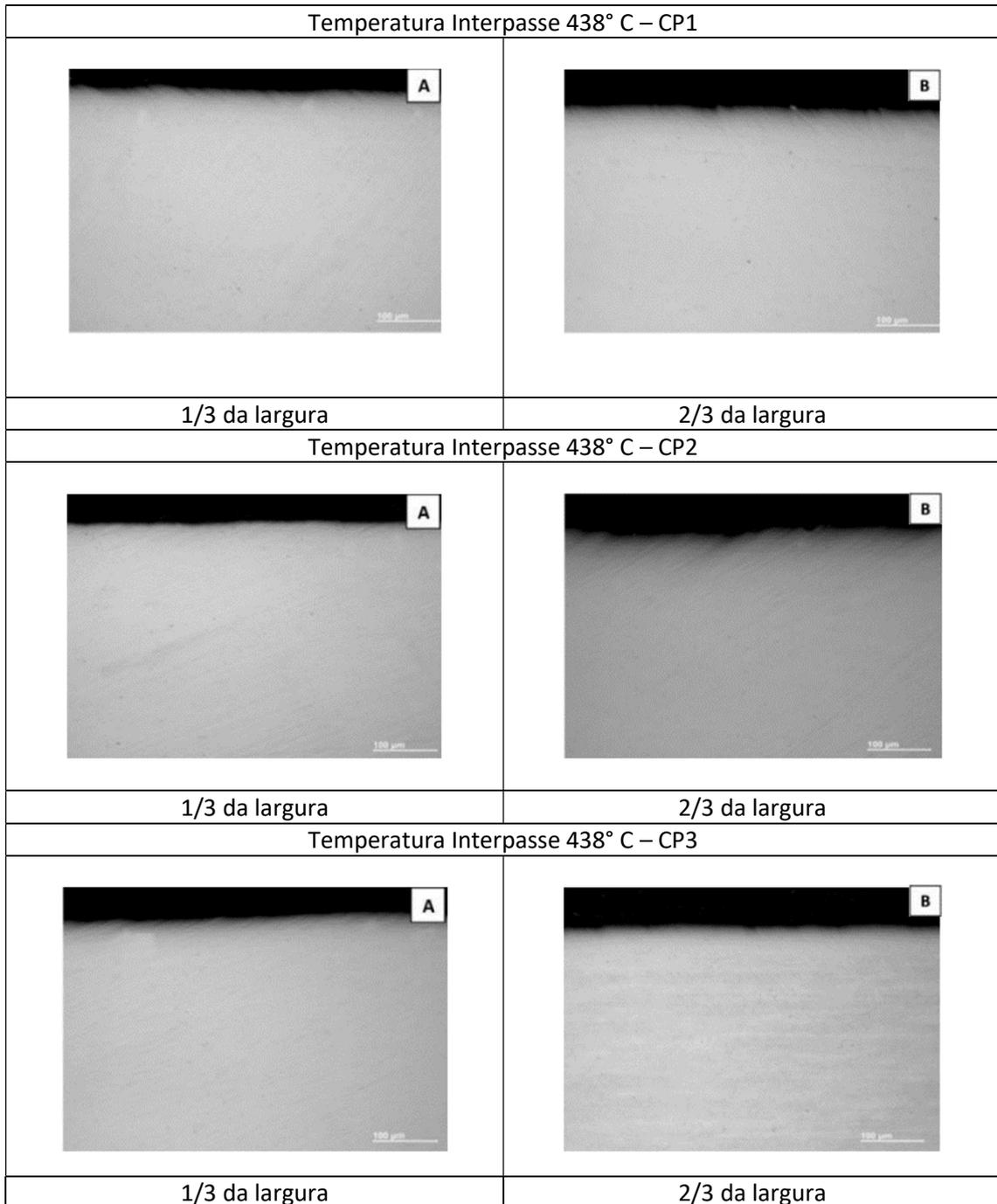


Figura 48: Resultado de 3 amostras para temperatura interpasse de 438° C após o ensaio de trincamento sob corrosão observadas em microscópio óptico com ampliação de 100x em 1/3 (A) e 2/3 (B) da largura do corpo de prova original.



#### 5.4.3. Redução de tempo e custo de soldagem

De acordo com os resultados da soldagem final dos tubos API 5L X70 e X65 revestido por superliga a base de níquel, conclui-se que se pode limitar a máxima temperatura interpasse de 438° C e 370° C, respectivamente. Assim, considerando-se o caso mais conservador (menor aumento da máxima temperatura, ou seja 370° C) a soldagem *offshore* de instalação de dutos e

*risers* submarinos poderia ser realizada continuamente com uma economia estimada de 192 segundos por junta do material API 5L X65 revestido por superliga a base de níquel. Por exemplo, para a instalação de um projeto de duto de 100 km de extensão com tubos de 12 metros, isso significa uma redução de 21% no tempo de soldagem (instalação) e uma economia de cerca de US\$ 28 milhões com barcos lançadores com taxa de aluguel diária de US\$ 500.000,00.

## 6. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram estudadas a influência do aumento da temperatura interpasse de soldagem na microestrutura, resistência mecânica e à corrosão de juntas soldadas de tubos aços API 5L X70 e X65 revestido com superliga a base de níquel.

Com os resultados apresentados, observa-se que para o tubo API 5L X65 revestidos com superliga a base de níquel que a dureza, resistência a tração e corrosão não foram sensivelmente afetadas com o aumento da temperatura interpasse. No entanto, os resultados de energia absorvida do ensaio *charpy* demonstraram uma queda da tenacidade para temperaturas acima de 370° C. Nestes casos verificou-se que o aumento da temperatura fragiliza a ZTA, especialmente nas RGG e RGGRI, devido a formação de uma microestrutura mais grosseira na sua matriz ferrítica e a presença de constituintes M-A de morfologia massivas. Apesar dessa queda de tenacidade devido a fases frágeis formadas em temperaturas interpasse mais elevadas concluiu-se que um aumento até 370° C é viável, e dessa maneira poderia ser aumentada a produtividade da soldagem para a instalação da infraestrutura de dutos submarinos.

Já para os tubos de material API 5L X70 notou-se que um aumento da temperatura interpasse até 438° C não afetou de maneira sensível a resistência mecânica (limite de escoamento, resistência e dureza) e a corrosão. Por outro lado, na sua microestrutura verificou-se comportamento similar aos tubos revestidos, ou seja, uma microestrutura mais grosseira e com a presença de M-A massiva. Porém, neste caso a tenacidade (ensaio *charpy*) não foi impactada como anteriormente.

Conforme acima, sugere-se que avaliações adicionais na RGG e RGGRI da ZTA devem ser realizadas para avaliar o efeito na tenacidade da morfologia do constituinte M-A para temperaturas interpasse em soldagem multipasses tão alta quanto 438° C em aços ARBL. No entanto, considera-se conservadoramente a temperatura interpasse de 370° C como segura para a soldagem em campo de instalação de dutos *offshore*. Com esta temperatura interpasse pode-se aumentar a produtividade da soldagem em aproximadamente 192 segundos por junta soldada (considerando-se tubos de 10 polegadas e espessura de 25mm). Isto implicaria em uma redução do tempo de soldagem de cerca de 20%, o que para a instalação de um projeto de duto submarino de 100 km de extensão, utilizando-se tubos de 12 metros, se converteria em uma economia de US\$ 28 milhões com o aluguel de barcos lançadores (taxa de aluguel diária de US\$ 500.000,00).

## 7. REFERÊNCIAS

- [1] P. Zumpano Júnior, G. Zanon, A.G. Garmbis, L.B. Alkimin, M.R. Richter, E.V. Oazen, E. Hippert Júnior, Challenges about testing, welding and NDT of CRA pipelines. ASME 31st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering (OMAE), V. 6, pp. 145-151 (2012), Rio de Janeiro, Brazil, <http://dx.doi.org/10.1115/OMAE2012-83461>.
- [2] C.T.C. Fraga, A.C.C. Pinto, C.C.M. Branco, J.O.S. Pizarro, C.A.S. Paulo, Brazilian Pre-Salt: An impressive journey from plans and challenges to concrete results, Offshore Technology Conference (OTC) (2015), Houston, USA, <https://doi.org/10.4043/25710-MS>.
- [3] EPE. Desafios do Pré-Sal: Documento de apoio ao PNE 2050. Empresa de Pesquisa Energética. Brasília, pp. 1-4 (2018). <https://www.epe.gov.br/pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/Plano-Nacional-de-Energia-2050>.
- [4] S. K. Chakrabarti, Handbook of Offshore Engineering, 1<sup>st</sup> edition, Oxford: Elsevier, v. II (2005).
- [5] E. Jahanshahi, Control solutions for multiphase flow, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, p. 17 (2013), ISBN 978-82-471-4671-2.
- [6] M.J. Kaiser, Offshore pipeline construction cost in the U.S. Gulf of Mexico. Marine policy, V. 82 p. 147-166 (2017). <http://dx.doi.org/10.1016/j.marpol.2017.05.003>.
- [7] P.H.G. Dornelas, J.d. Payão Filho, V.H.P. Moraes e Oliveira, D.O. Moraes, P. Zumpano Júnior, Effect of the interpass temperature on simulated heat-affected zone of gas metal arc welded API 5L X70 pipe joint, International Journal Advanced Manufacturing Technology V. 119, pp.261–274 (2022). <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08261-2>.
- [8] J.C. Soeiro, D.B. Rocha, S.D. Brandi, Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da soldagem dos aços API para Tubulações, Soldagem e Inspeção, São Paulo, v.18, n.02, p.176-195 (2013). <https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000200011>.
- [9] Petrobras, N-133: Soldagem, Revisão N, Petrobras (2017), Rio de Janeiro, Brasil.
- [10] American Petroleum Institute, API 582: Welding guidelines for the chemical, oil and gas industries, 3<sup>rd</sup> edition (2016), Washington, USA.
- [11] S. Kou, Welding Metallurgy, 2<sup>nd</sup> edition, Nova Jersey: John Wiley & Sons, Inc, ISBN 9780471434917 (2003). <https://doi.org/10.1002/0471434027>.
- [12] Y. Bai, Q. Bai, Subsea pipelines and risers, 1<sup>st</sup> edition, Oxford: Elsevier Science, ISBN 978-0-08-044566-3 (2005). <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044566-3.X5000-3>.

- [13] A.C. Palmer, Deepwater pipelines: Improving state of the art, Offshore Technology Conference (OTC), OTC-7541-MS (1994), Houston, USA. <https://doi.org/10.4043/7541-MS>.
- [14] G.A. Jensen, Offshore Pipelaying Dynamics, Norwegian University of Science and Technology, Doctoral thesis (2010), Trondheim, Norway.
- [15] B. Guo, D.S. Song, A. Ghalambor, T.R. Lian, Offshore Pipelines - Design, Installation, and Maintenance, Gulf Professional Publishing, Oxford, 2<sup>nd</sup> edition (2014), ISBN: 978-0-12-397949-0.
- [16] Texas Ocean Marine, disponível em: <https://www.tomarine.com/images/Reel-Lay-01.png>, acesso em: 20/05/2020.
- [17] E. Wainer, S. D. Brandi, F. D. Mello, Soldagem Processos e Metalurgia, São Paulo: Edgar Blucher LTDA, ISBN: 978-8-52-120238-7, 2004, <https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000200011>.
- [18] ASM International, ASM Metals Handbook - Welding, Brazing, and Soldering, V. 6, ISBN: 978-0-87170-382-8, 1993.
- [19] K.S. Arora, S.R. Pandu, N. Shajan, P. Pathak, M. Shome, Microstructure and impact toughness of reheated coarse grain heat affected zones of API X65 and API X80 linepipe steels. International Journal Pressure Vessel Pipeline V. 163, pp.36–44 (2018), <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.04.004>.
- [20] X. Luo, X. Chen, T. Wang, S. Pan, Z. Wang, Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel, Materials and Science Engineering: A, V. 710, pp. 192-199 (2017), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.079>
- [21] Z. Zhu, L. Kuzmikova, H. Li, F. Barbaro, Effect of inter-critically reheating temperature on microstructure and properties of simulated inter-critically reheated coarse-grained heat affected zone in X70 steel. Materials Science and Engineering: A, V. 605, pp. 8-13 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.034>.
- [22] L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao, L. Du, Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse-grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel. Materials Science and Engineering: A, V. 529, pp. 192-200, ISSN 0921-5093 (2011), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.017>.

- [23] J. Hu, L. Du, H. Xie, F. Dong, R.D.K. Misra, Effect of weld peak temperature on the microstructure, hardness, and transformation kinetics of simulated heat affected zone of hot rolled ultra-low carbon high strength Ti-Mo ferritic steel, *Materials & Design*, V. 60, pp. 302-309 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.003>.
- [24] K. Sirin, S. Sirin, E. Kaluc, Influence of the interpass temperature on  $t_8/5$  and the mechanical properties of submerged arc welded pipe, *Journal of Materials Processing Technology*, V. 238, pp. 152-129 (2006), <http://dx.doi.org/doi:10.1016/j.jimatprotec.2016.07.008>.
- [25] F. Matsuda, K. Ikeuchi, H. Okada, I. Hrivňák, H. Park, Effect of M-A constituent on fracture behavior of 780 and 980 MPa class HSLA steels subjected to weld HAZ thermal cycles. *Transactions of JWRI*, pp.231-238 (1994), [https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/6590/jwri23\\_02\\_231.pdf](https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/6590/jwri23_02_231.pdf).
- [26] M. Mandal, W. Poole, T. Garcin, M. Militizer, L. Collins, Mechanical behavior of intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone in high strength line pipe steels. In 12th International Pipeline Conference (2018), Calgary, Canada, <http://dx.doi.org/10.1115/IPC2018-78317>.
- [27] C.L. Davis, J.E. King, Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone: part I. Fractographic Evidence, *Metall. Mater. Trans. A*, V. 25A, pp. 563–573, (1994), <https://doi.org/10.1007/BF02651598>.
- [28] P. Mohseni, J. K. Solberg, M. Karlsen, O. M. Akselsen, and E. Østby, Cleavage fracture initiation at M–A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone of an HSLA steel, *Metall. Mater. Trans. A*, V. 45, no. 1, pp. 384–394 (2014), <https://doi.org/10.1007/s11661-013-2110-3>.
- [29] C. Li, Y. Wang, Y. Chen, Influence of peak temperature during in-service welding of API X70 pipeline steels on microstructure and fracture energy of the reheated coarse grain heat-affected zones, *Journal of Materials Science*, p.1-8 (2011), <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5592-7>.
- [30] X. Li, Y. Fan, X. Ma, S.V. Subramanian, C. Shang, Influence of martensite–austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness, *Materials & Design* V. 67, pp. 457-463 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.028>.

- [31] X.M.X.L. Wang, X.M.X.L. Wang, C.J. Shang, R.D.K. Misra, Characterization of the multi-pass weld metal and the impact of retained austenite obtained through intercritical heat treatment on low temperature toughness, *Materials Science and Engineering: A*, V. 649, pp. 282–292 (2016), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.030>.
- [32] B.C. Kim, S. Lee, N.J. Kim, and D.Y. Lee, Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds, *Metall. Mater. Trans. A*, V. 22, pp. 139–149 (1991), <https://doi.org/10.1007/BF03350956>.
- [33] C. Qiu, L. Lan, D. Zhao, X. Gao, L. Du, Microstructural evolution and toughness in the HAZ of submerged arc welded low welding crack susceptibility steel. *Acta Metallurgica Sinica* V. 26, pp. 49–55 (2013), <https://doi.org/10.1007/s40195-012-0103-7>.
- [34] X. Luo, X. Chen, T. Wang, S. Pan, Z. Wang, Effect of morphologies of martensite–austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel, *Materials and Science Engineering: A*, V. 710, pp. 192–199 (2017), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.079>.
- [35] Z. Zhu, L. Kuzmikova, H. Li, F. Barbaro, Effect of inter-critically reheating temperature on microstructure and properties of simulated inter-critically reheated coarse-grained heat affected zone in X70 steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 605, pp. 8–13 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.034>.
- [36] L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao, L. Du, Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse-grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, V. 529, pp. 192–200, ISSN 0921-5093 (2011), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.017>.
- [37] J. Hu, L. Du, H. Xie, F. Dong, R.D.K. Misra, Effect of weld peak temperature on the microstructure, hardness, and transformation kinetics of simulated heat affected zone of hot rolled ultra-low carbon high strength Ti-Mo ferritic steel, *Materials & Design*, V. 60, pp. 302–309 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.003>.
- [38] X.L. Wang, Y.T. Tsai, J.R. Yang, Z.Q. Wang, X.C. Li, C.J. Shang, R.D. Misra, Effect of interpass temperature on the microstructure and mechanical properties of multi-pass weld metal in a 550-MPa-grade offshore engineering steel. *Weld World*, V. 61, pp. 1155–1168 (2017), <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0498-x>.

- [39] C. Qiu, L. Lan, D. Zhao, X. Gao, L. Du, Microstructural evolution and toughness in the HAZ of submerged arc welded low welding crack susceptibility steel. *Acta Metallurgical Sinica* V. 26, pp. 49–55 (2013), <https://doi.org/10.1007/s40195-012-0103-7>.
- [40] Y. Li, D.N. Crowther, M.J.W. Green, S.D. Kiser, P.S. Mitchell, T.N. Baker, The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels, *ISIJ International*, V. 41, pp. 46-55 (2001), <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.46>.
- [41] S. Kumar, S.K. Nath, Effect of weld thermal cycles on microstructures and mechanical properties in simulated heat affected zone of a HY 85 steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, V. 70, pp. 239-250 (2017), <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0880-1>.
- [42] P. Wongpanya, T. Boellinghaus, G. Lothongkum, T. Kannengiesser, Effects of Preheating and Interpass Temperature on Stresses in S 1100 QL Multi-Pass Butt-Welds. *Weld World*, V. 52, pp. 79–92 (2008), <https://doi.org/10.1007/BF03266634>.
- [43] W. D. Callister, *Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução*, John Wiley & Sons, 5ed. (2002), ISBN: 852-1-61288-5 2002.
- [44] Z.X. Zhu, M. Marimuthu, L. Kuzmikova, F. Barbaro, L. Zheng, M. Z. Bai, C. Jones, Influence of Ti/N ratio on simulated CGHAZ microstructure and toughness in X70 steels, *Science and Technology of Welding and Joining*, pp.45-51 (2012), <https://doi.org/10.1179/1362171812Y.0000000071>.
- [45] F. Siciliano, D.G. Stalheim, J.M. Gray, *Modern High Strength Steels for Oil and Gas Transmission Pipelines*. 7th International Pipeline Conference (2007), <https://doi.org/10.1115/IPC2008-64292>.
- [46] A.S. Pereira, A.J.A. Buschinelli, C.E. Nino, N.Z. Kejelink, Soldagem em Operação de dutos de alta resistência e baixa espessura com ênfase nas trincas a frio. *Soldagem e Inspeção*, V. 17, n2, pp.88-95 (2012), São Paulo, Brasil, <https://doi.org/10.1590/S0104-92242012000200002>.
- [47] E. Hippert Junior, *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X-70 e aplicação de curvas de resistência J- $\Delta$ a para previsão de colapso em dutos*, Tese de Mestrado (2004), Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil.
- [48] American Petroleum Institute, *API 5L: Specification for Pipeline* (2012), API Publishing Services, Washington, USA.

- [49] L.C.S. Araujo, *Influência de Tratamentos Térmicos Pós Soldagem na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de juntas de aço que atende ao grau API 5L X70Q Soldado pelo Processo SMAW*, Tese de Mestrado (2013), Ouro Preto, Brasil.
- [50] J.C. Lippold, *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Based Alloys*, Willey (2004), ISBN: 111-8-23070-1.
- [51] American Welding Society, *Welding Handbook - Welding Process*, 7th edition, [s.n.], v. 2 (1993).
- [52] C.C. Silva, C.R.M., Afonso, A.J. Ramirez, M.F. Motta, H.C. Miranda, J.P. Farias, Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625, *Soldagem & Inspeção*, v. 17, n. 3, pp. 251-263 (2012), <https://doi.org/10.1590/S0104-92242012000300009>.
- [53] R.F. Silva, *Estudo de Liga de Níquel Alternativa na União de Tubos de Aço API 5L X65 Revestidos Internamente com Inconel 625*, Universidade Federal do Ceará, Tese de Mestrado (2018), Fortaleza, Brasil.
- [54] M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig, T. A. Kollie, Melting and solidification study of alloy 625, *Metallurgical Transactions A*, v. 19, n. 9, pp. 2319-2331 (1988), <https://doi.org/10.1007/BF02645056>.
- [55] K. Lu, The future of metals. *Science*, Estados Unidos, V. 328, pp. 319-320 (2010), <https://doi.org/10.1126/science.1185866>.
- [56] B. Pieraggi, B. Macdougall, R.A. Rapp, The role of the metal/oxide interface in the growth of passive films in aqueous environments. *Corrosion Science*, v. 47, pp. 247–256 (2005), <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2004.03.004>.
- [57] Y. Yamamoto, M.P. Brady, Z.P. Lu, P.J. Maziasz, C.T. Liu, B.A. Pint, K.L. More, H.M. Meyer, E.A. Payzant, Creep-resistant, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-forming austenitic stainless steels. *Science*, v.316, pp. 433-436 (2007), <http://dx.doi.org/10.1126/science.1137711>.
- [58] F.G. Hodge, The History of Solid-Solution-Strengthened Ni Alloys for Aqueous Corrosion Service, *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, USA*, v. 58, n. 9, pp. 28-31, 2006, <https://doi.org/10.1007/s11837-006-0078-9>.
- [59] ASTM, *ASTM E415 Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry* (2017), West Conshohocken, PA, USA.
- [60] DNVGL, *DNVGL-ST-F101 Submarine pipeline systems* (2017), Høvik, Norway.

- [61] ASTM, ASTM A370 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products (2019), West Conshohocken, PA, USA.
- [62] ASTM, ASTM E8 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (2019), West Conshohocken, PA, USA.
- [63] ASTM, ASTM E112 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (2013), West Conshohocken, PA, USA.
- [64] ImageJ software, disponível em: <https://imagej.nih.gov/ij/>, acesso em: 23/11/2021.
- [65] ISO 7539-2, Corrosion of metals and alloys — Stress corrosion testing — Part 2: Preparation and use of bent-beam specimens (1995), Geneve, Switzerland.
- [66] NACE, NACE TM0284 Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking (2016), Houston, USA
- [67] ASTM, ASTM G28 - Standard Test Methods for Detecting Susceptibility to Intergranular Corrosion in Wrought, Nickel-Rich, Chromium-Bearing Alloys (2015), West Conshohocken, PA, USA.
- [68] ASTM, ASTM G48 Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution (2015) West Conshohocken, PA, USA.
- [69] Dupont, J. N. Solidification of an alloy 625 weld overlay. *Metalurgical and Materials Transactions A*, v.27A, pp. 3612 – 3620 (1996).
- [70] S.Y. Shin, B. Hwang, S. Lee, N.J. Kim, S.S. Ahn, Correlation of microstructure and *charpy* impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 281–289 (2006).
- [71] B.P. Brandão, Influência do tempo de imersão em solução aquosa contendo H<sub>2</sub>S sobre a tenacidade de tubo API 5L X 65 sour avaliada a partir de ensaio de *charpy*. Universidade de São Paulo. Tese de Mestrado (2015), São Paulo, Brasil.
- [72] J.S. Kim, Y.I.L. Park, H.W. Lee, Effects of Heat Input on the Pitting Resistance of Inconel 625 Welds by Overlay Welding, *Metals and Materials International*, v. 21, pp.350-355 (2015), doi: 10.1007/s12540-015-4245-9.
- [73] P.H.G. Dornelas, J.d. Payão Filho, V.H.P Moraes e Oliveira, D.O. Moraes, P. Zumpano Júnior, Influence of interpass temperature on the simulated HAZ of a clad API 5L X65 pipe joint

welded with a gas metal arc, *Welding in the World*, v. 66, pp.213-226 (2022), <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01244-7>.

[74] Y. Peng, A.H. Wang, H.J. Xiao, Z.L. Thian, Effect of Interpass Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Weld Metal of 690 MPa HSLA Steel, *Materials Science Forum*, v. 706-709, pp.2246-2252 (2012), <https://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.2246>.

[75] H.G. Hillenbrand, M. GRAF, C. KALWA, Development and production of high strength pipeline steels, *International Symposium Niobium* (2001), Orlando, Florida, USA.

[76] M. Ohata, Y. Takashima, F. Minami, Analysis of Statistical Scatter in *Charpy* Impact Toughness, *Materials Science Forum*, V. 783-786, pp.2394-2399 (2014), [dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.2394](https://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.2394).

[77] P.H.G. Dornelas, F.W.C. Farias, V.H.P. Moraes e Oliveira, D.O. Moraes, P. Zumpano Júnior, J.C. Payão Filho, Influence of welding interpass temperature on *Charpy* V-notch impact energy of coarse-grain heat-affected zone of AISI 4130 steel pipe, *International Journal Advanced Manufacturing Technology* V. 108, pp.2197–2211 (2020), <https://doi.org/10.1007/s00170-02005542-0>.

[78] C. Qiu, L. Lan, D. Zhao, X. Gao, L. Du, Microstructural evolution and toughness in the HAZ of submerged arc welded low welding crack susceptibility steel. *Acta Metallurgical Sinica* V. 26, pp. 49–55 (2013), <https://doi.org/10.1007/s40195-012-0103-7>.

[79] B. Holmes, K. Sotoudeh, Applicability of ASTM G28 Testing, *Nace Corrosion Conference Expo* (2018).

[80] ASM International, *Metals Handbook*, Ninth Edition: V. 13 - Corrosion (1987).

[81] G.V.B. Lemos, C.P. Meinhardt, D. Martinazzi, L. Bergmann, L.F. dos Santos, T.R. Strohaecker, Avaliação da resistência à corrosão em juntas soldadas de ligas resistentes a corrosão (CRA) produzidas através da soldagem por fricção e mistura mecânica, *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais* (2016), Natal, Brasil.

[82] Z. Tas, Examination of Mechanical Properties And Weld Zone Of X70 Pipe Steel After Welding, *International Journal of Scientific & Technology Research*, V. 6, issue 7 (2017).

[83] A. Saoudi, M. Fellah, N. Hezil, D. Lerari, F. Khamouli, L. Atoudi, K. Bachari, J. Mozorova, A. Obrosov, M.A. Samad, Prediction of mechanical properties of welded steel X70 pipeline using

neural network modelling, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, V. 186 (2020), <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2020.104153>.

[84] E. Bayraktar, D. Kaplan, Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions, *Journal of Material Process Technology*, V. 154, pp.87–92 (2004), <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.021>.

[85] X.J. Di, X. An, F.J. Cheng, D.P. Wang, X.J. Guo, Z.K. Ue, Effect of martensite–austenite constituent on toughness of simulated inter-critically reheated coarse-grained heat-affected zone in X70 pipeline steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, V. 21, pp.366–373 (2016), <https://doi.org/10.1080/13621718.2015.1118814>.

[86] Z. Zhu, L. Kuzmikova, H. Li, F. Barbaro, Effect of inter-critically reheating temperature on microstructure and properties of simulated inter-critically reheated coarse-grained heat affected zone in X70 steel, *Materials Science and Engineering: A*, V. 605, pp.8-13 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.034>.

[87] L. Li, T. Han, B. Han, Embrittlement of Intercritically Reheated Coarse Grain Heat-Affected Zone of ASTM4130 Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, V. 49, pp.1254–1263 (2018), <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4480-z>.

[88] F. Huang, S. Liu, J. Liu, K.G. Zhang, T.H. Xi, Sulfide stress cracking resistance of the welded WDL690D HSLA steel in H<sub>2</sub>S environment, V. 591, pp.159-166 (2014), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.081>.