



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE TUCURUÍ  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES EM AÇOS INOXIDÁVEIS  
LEAN DUPLEX SAF 2304 E SUPER DUPLEX SAF 2507 SOLDADOS EM  
DIFERENTES CONDIÇÕES PELO PROCESSO GTAW**

**RAILLAN DE LUCAS ARRUDA DE OLIVEIRA**

**Tucuruí - PA  
2019**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE TUCURUÍ  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES EM AÇOS INOXIDÁVEIS  
LEAN DUPLEX SAF 2304 E SUPER DUPLEX SAF 2507 SOLDADOS EM  
DIFERENTES CONDIÇÕES PELO PROCESSO GTAW**

**RAILLAN DE LUCAS ARRUDA DE OLIVEIRA**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Faculdade de Engenharia Mecânica do Campus de Tucuruí, como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

**Orientador:**

**Prof. Dr. Douglas Neves Garcia**

**Coorientador:**

**Eng. M.Sc. Carlos Henrique Menezes Fontes**

**Tucuruí – PA  
2019**



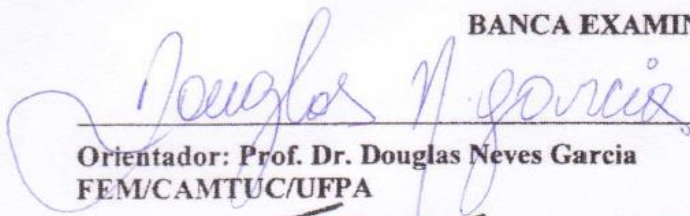
**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE TUCURUÍ  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**


**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES EM AÇOS INOXIDÁVEIS  
LEAN DUPLEX SAF 2304 E SUPER DUPLEX SAF 2507 SOLDADOS EM  
DIFERENTES CONDIÇÕES PELO PROCESSO GTAW**

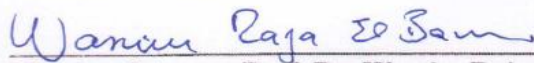
**RAILLAN DE LUCAS ARRUDA DE OLIVEIRA**

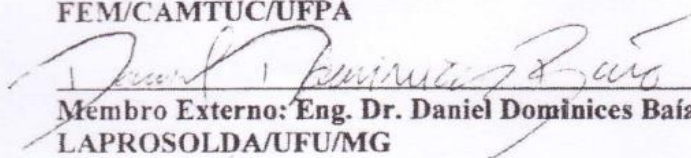
Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à  
Faculdade de Engenharia Mecânica do Campus de  
Tucuruí, como parte dos requisitos para obtenção do  
título de Engenheiro Mecânico

**BANCA EXAMINADORA**

  
Orientador: Prof. Dr. Douglas Neves Garcia  
FEM/CAMTUC/UFPA

  
Coorientador: Eng. M.Sc. Carlos Henrique Menezes Fontes  
Tecmetal Consultoria em Materiais/Rio de Janeiro/RJ

  
Membro Interno: Prof. Dr. Wassim Raja El Banna  
FEM/CAMTUC/UFPA

  
Membro Externo: Eng. Dr. Daniel Dominices Baía Gomes de Souza  
LAPROSOLDA/UFU/MG

Conceito CAC

Tucuruí, 05 de junho de 2019.

*“A Deus, meus familiares e aos meus amigos,  
companheiros de todas os momentos durante essa  
meia década.”*

*“Ao meu orientador e coorientador pela dedicação  
e paciência durante a orientação para elaboração  
deste trabalho”*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, pai de infinita bondade pelas graças concedidas para a realização de mais uma etapa da minha vida, e por ter me dado saúde, força, iluminado meu caminho e me capacitado para superar qualquer dificuldade durante esse período longe da família.

Aos meus familiares, principalmente minha mãe Socorro de Oliveira e meu irmão Rairom de Oliveira, pelo amor, atenção, carinho, companheirismo, educação e pela ajuda financeira durante toda a graduação. Serei para sempre grato por tudo o que fizeram por mim e pela confiança depositada na certeza que conquistarei todos os meus objetivos. Ao meu padrasto Milton Okabe pelo incentivo, confiança e pela companhia assídua para minha mãe durante todo esse tempo da minha ausência. A minha cunhada Adriele da Silva que me apresentou com meus sobrinhos amados, Pietra de Oliveira e Bernardo de Oliveira, que foram mais uma fonte de inspiração para a minha luta. A minha namorada Thamires Mendonça e sua família, por acreditar em mim e estar ao meu lado em todos os momentos, me incentivar, pelo carinho, amor, atenção, apoio e companheirismo durante essa meia década da minha vida.

Ao meu orientador e amigo Prof. Dr. Douglas Neves Garcia pela oportunidade, compreensão, atenção, apoio, ensinamentos e orientação durante toda a graduação. Além disso, agradeço pelos ensinamentos em todas as atividades no Laboratório de Tecnologia de Soldagem de Tucuruí – LTSTUC, orientação na elaboração de artigos publicados e também pelos conselhos profissionais e pessoais.

Ao meu coorientador Eng. M.Sc. Carlos Henrique Meneses Fontes pela paciência, atenção e ensinamentos durante a elaboração deste trabalho, com a fundamental ajuda na parte experimental e análise de dados nas instalações da Tecmetal.

Ao Prof. Dr. Wassim Raja El Banna pela convivência amigável, o qual desempenhou papel importante na minha formação, me instruindo e desempenhando papel fundamental para o meu desenvolvimento profissional e pessoal.

A todos os demais professores e colaboradores da UFPA-Campus Tucuruí, pelo conhecimento transmitido e atenção fornecida.

A todos os funcionários da Tecmetal, especialmente Annelise, Guilherme e meu coorientador Henrique pela oportunidade do estágio profissional, experiências compartilhadas e por todo o auxílio e disponibilidade para a realização deste trabalho.

A companhia Dow Brasil, especialmente a todos os integrantes do setor Engineering Solutions - PA pela oportunidade do estágio superior, experiências compartilhadas e pelo desenvolvimento profissional e pessoal.

Aos meus amigos e colegas de faculdade, que comigo estiveram por todos estes anos de graduação. Em especial ao Francisco Cleuton, Emerson Braga, Maycon Castro e Druscilla Zaghetti.

Aos meus vizinhos de origem que é uma segunda família, em especial Daniel Feitosa e família, Jussara Feitosa, Antonielia Feitosa, Pedro Feitosa e a todos os integrantes do grupo “Eu & Vocês” por acreditarem no meu potencial e por torcerem pelo meu sucesso profissional.

Por fim, a todos os que me ajudaram diretamente ou indiretamente a trilhar essa incrível jornada e para a realização deste trabalho de conclusão de curso.

*“O que é escrito sem esforço em geral é lido sem prazer.”  
(Samuel Johnson)*

*“A tarefa não é tanto ver aquilo que ninguém viu, mas pensar o que ninguém ainda pensou  
sobre aquilo que todo mundo vê.”  
(Arthur Schopenhauer)*

## RESUMO

### ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PITES EM AÇOS INOXIDÁVEIS LEAN DUPLEX SAF 2304 E SUPER DUPLEX SAF 2507 SOLDADOS EM DIFERENTES CONDIÇÕES PELO PROCESSO GTAW

**RESUMO:** Ambientes agressivos como os das indústrias petroquímica, química e papel e celulose, demandam por materiais com elevadas resistências mecânica e à corrosão. Os aços inoxidáveis duplex (AID) têm como principal característica a microestrutura bifásica, constituída por ferrita e austenita com proporções volumétricas similares, combinando alta resistência mecânica da ferrita e alta resistência à corrosão da austenita. Entretanto, na maioria das aplicações industriais dos AID são utilizados processos de soldagem na fabricação ou manutenção, onde o aquecimento localizado pode causar um desbalanceamento de fases afetando a resistência à corrosão do Metal de Solda (MS) e Zona Termicamente Afetada (ZTA). Este trabalho objetiva analisar a resistência à corrosão por pites, de acordo com o método A da norma ASTM G48, dos aços inoxidáveis lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507 soldados em diferentes condições de soldagem pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), considerando a adição de 2,25% de N<sub>2</sub> no gás de proteção argônio, soldagem autógena e com metal de adição com alto teor de níquel e a influência do reaquecimento do primeiro passe, mantendo o aporte térmico constante de 1 kJ/mm. Foi analisado por microscopia ótica as diferentes microestruturas do MS e ZTA. Para todas as condições de soldagem observou-se uma redução da fração volumétrica da austenita no MS e ZTA em relação ao Metal de Base (MB). Com a sobreposição de passes, assim como a adição de nitrogênio no gás de proteção, detectou-se o aumento da fração volumétrica de austenita no MS e na ZTA. O aço inoxidável SAF 2507 soldado com adição de N<sub>2</sub> no gás de proteção argônio e dois passes apresentou maior resistência à corrosão por pites em relação as demais condições de soldagem analisadas, resistindo até a temperatura de 50 ± 2 °C. O aço inoxidável SAF 2304, em todas as condições de soldagem, se limitou a temperatura ambiente de 23 ± 2 °C para o ensaio.

**Palavras-chave:** Aço inoxidável duplex, Corrosão por pite, GTAW, ASTM G48.

## ABSTRACT

### ANALYSIS OF PITTING CORROSION RESISTANCE IN LEAN DUPLEX SAF 2304 AND SUPER DUPLEX SAF 2507 STAINLESS STEELS WELDED IN DIFFERENT CONDITIONS BY GTAW PROCESS

**ABSTRACT:** Aggressive environments such as petrochemical, chemical, and pulp and paper industries, demand for materials with high mechanical and corrosion resistance. The dual-phase microstructure is the main characteristic of duplex stainless steels (DSS), composed of ferrite and austenite with similar volumetric proportions, combining the high mechanical strength of ferrite and the high corrosion resistance of austenite. However, in most industrial applications of DSS welding processes are used in manufacturing or maintenance, where localized heating can cause phase unbalance and affect the corrosion resistance of Weld Metal (WM) and Heat Affected Zone (HAZ). This research aims to analyze the resistance to pitting corrosion, according to method A of ASTM G48, of lean duplex SAF 2304 and super duplex SAF 2507 stainless steels welded under different welding conditions by GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) process, considering the addition of 2.25% of N<sub>2</sub> in the argon shield gas, autogenous welding and with high nickel addition metal and the influence of reheat of the first pass, keeping the heat input constant of 1 kJ/mm. The microstructures of WM and HAZ were analyzed by optical microscopy. For all welding conditions, a reduction of the volumetric fraction of the austenite in the WM and HAZ was observed in relation to the Base Metal (BM). With the overlap of passes, as well as the addition of nitrogen in the shield gas, the volumetric fraction of austenite in the WM and in the HAZ increased. The SAF 2507 stainless steel welded with addition of N<sub>2</sub> in the argon shield gas and two passes presented higher resistance to pitting corrosion when compared to the other welding conditions analyzed, resisting up to 50 ± 2 ° C. The SAF 2304 stainless steel, under all welding conditions, was limited to ambient temperature of 23 ± 2 ° C for the test.

**Keywords:** Duplex Stainless Steels, Pitting Corrosion, GTAW, ASTM G48.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Aplicações industriais de aços inoxidáveis duplex. ....	14
Figura 2. Representação dos pontos coincidentes na fase e no contorno de grão. ....	22
Figura 3. Mecanismo de formação da camada de óxido de cromo. ....	24
Figura 4. Quebra da camada de óxido de cromo e início do pite. ....	25
Figura 5. Representação dos diferentes tipos de pite.....	25
Gráfico 1. Diagrama Corrosão x LE (Limite de Escoamento). ....	27
Figura 6. Ilustração das mudanças microestruturais da junta soldada de um AID.....	30
Figura 7. Mudança da microestrutura com aumento do teor de N. ....	31
Figura 8. Efeito da adição de nitrogênio no resfriamento da liga Fe-Cr-Ni.....	31
Figura 9. Suporte de vidro para o ensaio G48. ....	33
Figura 10. Chapa na condição como recebido.....	34
Figura 11. Máquina GTAW mecanizada.....	35
Figura 12. Cordão de solda sobre chapa.....	38
Figura 13. Corpos de provas a ser ensaiados.....	38
Figura 14. Representação dimensional do CP.....	39
Figura 15. Decapagem dos CP de acordo com a norma ASTM A923.....	40
Figura 16. CP antes e após a decapagem.....	40
Figura 17. Balança de precisão.....	41
Figura 18. Metal de base de SAF 2304 e SAF 2507 posicionado no suporte de vidro. ....	42
Figura 19. Preparação do cloreto férrico. ....	42
Figura 20. Controle de temperatura para as condições de (A) banho maria e (B) temperatura ambiente. ....	43
Figura 21. Amostra submersa na solução de ensaio.....	44
Figura 22. CP na cuba ultrassônica após o ensaio.....	44
Figura 23. Identificação e registro do pite no CP A e CP N.....	45
Figura 24. Macroscopia do pite na região soldada do CP A. ....	46
Figura 25. Macroscopia do pite no CP J.....	46
Figura 26. Representação das regiões capturadas do CP com 2 passes. ....	47
Figura 27. Representação da quantificação de fases na ZTA.....	48
Figura 28. Micrografia do metal de base lean duplex SAF 2304.....	50
Figura 29. Micrografia do metal de base super duplex SAF 2507.....	51
Gráfico 2. Comportamento da fração volumétrica da ferrita e austenita no MS.....	53

Gráfico 3. Comportamento da fração volumétrica da ferrita e austenita na ZTA. ....	53
Figura 30. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP E).....	54
Figura 31. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP E).....	55
Figura 32. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP F)..	55
Figura 33. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP F)..	56
Figura 34. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 1 passe (CP A).....	56
Figura 35. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 1 passe (CP A).....	57
Figura 36. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 2 passes (CP B)..	57
Figura 37. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 2 passes (CP B)..	58
Figura 38. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, metal de adição e 1 passe (CP C)..	58
Figura 39. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 1 passe (CP G).....	59
Figura 40. . Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, metal de adição e 2 passes (CP D).....	59
Figura 41. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 2 passes (CP H)..	59
Figura 42. Aspecto micrográfico do MS de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP I).....	60
Figura 43. Aspecto micrográfico do MS de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 1 passe (CP M)..	61
Figura 44. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP I).....	62
Figura 45. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 1 passe (CP M)..	62

Figura 46. Aspecto micrográfico do MS de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP J).....	62
Figura 47. Aspecto micrográfico do MS de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 2 passes (CP N).. .....	63
Figura 48. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP J).....	63
Figura 49. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 2 passes (CP N).. .....	64
Gráfico 4. Representação gráfica do ensaio de corrosão por pite. ....	66
Figura 50. Aspecto micrográfico do pite na região soldada do CP H. ....	67
Figura 51. Aspecto micrográfico do pite na região soldada do CP M.....	68

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Elementos de liga dos aços inoxidáveis.....	19
Tabela 2. Parâmetros a ser selecionados para obter o número de campos necessários. ....	21
Tabela 3. Multiplicador do intervalo de confiança.....	23
Tabela 4. Composição química do super duplex SAF 2507. ....	34
Tabela 5. Composição química do lean duplex SAF 2304. ....	35
Tabela 6. Condições de soldagem das chapas de lean duplex e super duplex. ....	36
Tabela 7. Parâmetros de soldagem GTAW. ....	37
Tabela 8. Composição química do AWS A 5.9 ER2209L.....	38
Tabela 9. Composição química do metal de base e metal de adição.....	49
Tabela 10. Valor do PREN do metal de base e metal de adição. ....	49
Tabela 11. Fração volumétrica do MB do SAF 2304 e SAF 2507.....	51
Tabela 12. Fração volumétrica do MS e ZTA para os CP analisados. ....	52
Tabela 13. Resultados do ensaio de corrosão por pite de acordo com a norma ASTM G48. ...	65

## LISTA DE SÍMBOLOS

GTAW - Gas Tungsten Arc Welding  
ZTA – Zona Termicamente Afetada  
ZTAS – Zona Termicamente Afetada na Sobreposição  
MS – Metal de Solda  
MSS – Metal de Solda na Sobreposição  
MB – Metal de Base  
AID – Aço Inoxidável Duplex  
AISD – Aço Inoxidável Super Duplex  
AILD – Aço Inoxidável Lean Duplex  
PREN - Pitting Resistance Equivalent Number  
CPT - Critical Pitting Temperature  
CP – Corpo de Prova  
Fe - Ferro  
Cr - Cromo  
C – Carbono  
Cu – Cobre  
Co - Cobalto  
Si - Silício  
Mo - Molibdênio  
Ni - Níquel  
N - Nitrogênio  
Mn - Manganês  
P - Fósforo  
S - Enxofre  
NaOH – Hidróxido de Sódio  
H<sub>2</sub>O – Água  
HNO<sub>3</sub> – Ácido nítrico  
HF – Ácido fluorídrico  
ASTM - American Society for Testing and Materials  
V – Volt  
s – Segundos

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	14
1.1 JUSTIFICATIVA .....	15
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	16
2.1 OBJETIVO GERAL .....	16
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	16
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	17
3.1 AÇO INOXIDÁVEL .....	17
3.1.1 <b>Aço inoxidável duplex</b> .....	17
3.1.1.1 <i>Aço inoxidável lean duplex</i> .....	18
3.1.1.2 <i>Aço inoxidável super duplex</i> .....	18
3.2 APLICAÇÕES INDUSTRIAIS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX .....	19
3.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA .....	19
3.3.1. <b>Relação entre propriedades e microestrutura</b> .....	20
3.4 QUANTIFICAÇÃO DE FASES DE ACORDO COM A ASTM E562-11 .....	20
3.5 RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX .....	23
3.5.1 <b>Resistência à corrosão por pites</b> .....	24
3.6 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW .....	28
3.6.1 <b>Soldagem do aço inoxidável duplex</b> .....	28
3.6.2 <b>Gás de proteção</b> .....	30
3.6.2.1 <i>Efeito do N<sub>2</sub> na resistência à corrosão por pites da solda</i> .....	31
3.7 ENSAIO DE CORROSÃO POR PITES DE ACORDO COM ASTM G48 .....	32
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	34
4.1 ANÁLISE QUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL SAF 2304 E SAF 2507 .....	34
4.2 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX .....	35
4.2.1 <b>Metal de adição</b> .....	37
4.3 USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA .....	38
4.4 ENSAIO DE CORROSÃO POR PITES DE ACORDO COM ASTM G48 .....	39
4.4.1 <b>Preparação superficial dos corpos de prova</b> .....	39
4.4.2 <b>Decapagem do corpo de prova</b> .....	39
4.4.3 <b>Testes preliminares de acordo com ASTM G48</b> .....	41
4.4.4 <b>Procedimento de ensaio método A</b> .....	42
4.4.4 <b>Caracterização pós-ensaio</b> .....	45
4.5 ANÁLISE MACROSCÓPICA .....	45
4.6 ANÁLISE DE MICROSCOPIA ÓTICA .....	47
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	49
5.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE .....	49
5.1.1 <b>Número equivalente de resistência ao pite (PREN)</b> .....	49
5.1.2 <b>Caracterização metalográfica do metal de base</b> .....	50
5.2 QUANTIFICAÇÃO DE FASES .....	51
5.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA REGIÃO SOLDADA .....	54
5.4 TESTE PRELIMINAR ASTM G48 .....	64
5.5 RESULTADOS DO ENSAIO ASTM G-48 .....	65
5.6 ANÁLISE MICROGRÁFICA DO PITE .....	67
<b>6 CONCLUSÕES</b> .....	70
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	71
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	72

## 1 INTRODUÇÃO

Ambientes agressivos presentes em ambientes industriais como o setor petroquímico, químico e papel e celulose, demanda por materiais com boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

Para Serra (2010), as grandes companhias ligadas ao segmento de óleo e gás que operam em ambientes altamente corrosivos utilizam a norma Norsok M-001 como referência na seleção de materiais. Essa norma cita como opções de ligas resistentes à corrosão as de cromo, níquel, titânio e cobalto, os aços inoxidáveis austeníticos e os duplex com 22 e 25% de teor de cromo, caracterizando assim os duplex e super duplex, respectivamente. Além desses tipos de AID, existem no mercado aços inoxidáveis lean duplex que por apresentar menores teores de elementos de ligas como o Ni, torna-se mais viável economicamente.

Para Silveira (2013), em estruturas metálicas soldadas, principalmente em aços inoxidáveis duplex (AID), o estudo da corrosão é um problema que deve ser analisado com todo o cuidado necessário por envolver alto custo de manutenção ou parada de produção, assim como expor a vida de quem está envolvido na atividade ao perigo. Os AID são utilizados na indústria de óleo e gás para a fabricação de tubulações de processo, umbilicais, componentes de árvores-de-natal, trocadores de calor, entre outros, como mostra a Figura 1.

**Figura 1. Aplicações industriais de aços inoxidáveis duplex.**



Fonte: Chaves (2004).

De acordo com Muthupandí *et al* (2005), a principal característica microestrutural dos AID é apresentar duas fases distintas, ferrita e austenita, onde cada fase é significativamente influenciadora na resistência à corrosão por pites. Por esse motivo, é importante manter o balanceamento de fases na microestrutura final do material.

Segundo Silveira (2013), os AID apresentam propriedades intermediárias entre os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, herdando alta resistência mecânica dos aços inoxidáveis ferríticos e alta resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos.

De acordo com Silveira (2013), quando comparado com os aços inoxidáveis austeníticos, os AID apresentam menor soldabilidade, fazendo com que seja indispensável um controle rigoroso da composição química e do ciclo térmico do processo de soldagem, devido à dificuldade de se manter o balanceamento de fases na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e no Metal de Solda (MS).

### 1.1 JUSTIFICATIVA

De acordo com Souza *et al* (2011), em todas as aplicações industriais citadas para os AID são utilizados processos de soldagem na fabricação ou manutenção da estrutura metálica, na qual essa operação deve ser realizada com grandes cuidados para não afetar negativamente as propriedades mecânicas e resistência à corrosão do material.

Para Gunn (2003), durante o processo de soldagem os AID podem fragilizar e perder a resistência à corrosão por pites devido ao aquecimento localizado. Esse efeito acontece pelo fato de a taxa de difusão da ferrita ser muito maior do que da austenita, fazendo com que esse grupo de aços inoxidáveis se solidifique com microestrutura 100% ferrita e a austenita se forma por difusão durante o resfriamento da junta soldada.

De acordo com Gunn (2003), devido a essa particularidade da soldagem dos AID, a indústria investe fortemente na pesquisa de medidas para evitar o desbalanceamento de fases na microestrutura após o processo de soldagem. Algumas das medidas desenvolvidas por pesquisadores é a utilização de metal de adição mais rico em Ni, uso de gás de proteção com adição de nitrogênio e controle do aporte térmico do processo de soldagem.

Segundo Alfonsso (1992), o gás de proteção com Argônio + Nitrogênio durante o processo de soldagem é benéfico para os AID, pois o N<sub>2</sub> por ser um elemento austenitizante aumenta a quantidade de austenita na ZTA e MS, conseqüentemente mantendo a resistência à corrosão por pites da junta soldada.

Fica claro a importância do estudo da resistência à corrosão por pites em chapas de aço inoxidável duplex soldada em diferentes condições pelo processo GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*).

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 OBJETIVO GERAL

Analisar a resistência à corrosão por pites, de acordo com o método A da norma ASTM G48, em chapas de aço inoxidável lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507, soldados em diferentes condições pelo processo GTAW.

### 2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar os aços inoxidáveis lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507 na condição de como recebido, através do cálculo do PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*) e análise microestrutural.
- Analisar por meio de microscopia ótica as diferentes microestruturas da junta soldada, de acordo com o método A da norma ASTM A923, e realizar a quantificação da fração volumétrica de austenita, de acordo com a norma ASTM E562-11.
- Analisar a influência da sobreposição de passes na microestrutura final do Metal de Solda (MS) e da Zona Termicamente Afetada (ZTA).
- Observar a influência da soldagem com metal de adição AWS A 5.9 ER2209L, com alto teor de níquel, na microestrutura resultante do metal de solda.
- Verificar a influência da adição de 2,25% de nitrogênio no gás de proteção argônio, na microestrutura do Metal de Solda (MS) e Zona Termicamente Afetada (ZTA).
- Análise da resistência à corrosão por pites e seu comportamento na microestrutura bifásica do aço inoxidável duplex.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 AÇO INOXIDÁVEL

Segundo Cramer e Covino (2003), “os aços inoxidáveis têm como principal característica, em relação aos aços-carbono, a elevada resistência à corrosão e contêm um teor mínimo de 10,5% de cromo (Cr)”. Esse teor mínimo de Cr é responsável pela formação de uma fina camada passiva de óxido de cromo na superfície do aço inoxidável, com características contínua, estável, auto regenerativa e de forte aderência, na qual essa camada age como uma barreira entre a superfície do material e um ambiente oxidante, dificultando o efeito da corrosão.

Os aços inoxidáveis são classificados basicamente em cinco grupos conforme sua microestrutura, tais como: martensíticos, austeníticos, ferríticos, endurecíveis por precipitação e duplex. Nesse estudo será abordado apenas os aços inoxidáveis duplex (AID), por fazer parte do tema de interesse.

##### 3.1.1 Aço inoxidável duplex

Para Charles e Faria (2000), os aços inoxidáveis duplex foram desenvolvidos para atender os requisitos de projetos em ambientes críticos como indústria química e petroquímica, onde é requerido altas resistências à corrosão por pites e mecânica.

Segundo Leite (2017), os aços inoxidáveis duplex apresentam microestrutura bifásica ferrítica-austenítica com elevada concentração de elementos de liga e baixo teor de carbono em sua composição química, resultando em uma boa combinação de alta resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos com alta resistência mecânica dos aços inoxidáveis ferríticos.

De acordo com Alvarez-Armas (2009), recomenda-se que os AID mantenham uma razão de ferrita/austenita próximo de 1:1 para atingir o melhor desempenho dos AID, mas, variações de 40 a 60% no teor de ferrita ainda apresenta propriedades aceitáveis na indústria. O balanço de fases nos AID é indispensável para o mesmo garantir alta resistência à corrosão por pites, resistência mecânica superior à dos aços inoxidáveis austeníticos e tenacidade superior à dos aços inoxidáveis ferríticos.

Segundo Leite (2017), o balanço de fases é possível pela adição de elementos estabilizadores de cada fase. Como características microestrutural, os AID apresentam uma matriz de ferrita com ilhas de austenita, onde essa microestrutura é obtida pela adição de elementos austenitizantes como Ni e N. Devido ao elevado valor de mercado do Ni, em algumas ligas de AID como é o caso da liga SAF 2304, o mesmo está sendo substituído parcialmente

por N. Além de melhorar a resistência à corrosão por pites, devido ser um elemento austenitizante, o N é um elemento de pequeno raio atômico e ocupa os espaços intersticiais, fazendo com que o AID tenha um aumento da resistência mecânica.

#### 3.1.1.1 Aço inoxidável *lean duplex*

De acordo com Leite (2017), os aços inoxidáveis *lean duplex* (AILD) são aços duplex de baixa liga que devido ao aumento do custo do Ni, foi parcialmente substituído por elementos austenitizantes, como Mn e N e o teor de Mo em sua composição química é reduzido em relação aos aços duplex convencionais.

Segundo Bracarense (2013), “os aços inoxidáveis *Lean duplex* possui boa soldabilidade quando aplicado com consumíveis contendo teores próximos de 23% de peso de cromo, 9% de níquel, 3,2% de molibdênio e 0,16% nitrogênio”. Mas mesmo assim exige grandes cuidados, pois o aporte térmico do processo influencia diretamente na microestrutura do material a temperatura ambiente, definindo as propriedades mecânica e resistência à corrosão por pites do material.

Para Charles e Faria (2006), devido a característica dos aços duplex de baixa liga, a resistência à corrosão dos AILD não é muito elevada e por isso é cada vez mais aplicado em ambientes menos corrosivos, como prateleiras para tubos e rolos de sucção.

De acordo com o estudo desenvolvido por Silveira (2013), apesar de o SAF 2304 obter resistência à corrosão por pites semelhante aos aços inoxidáveis austeníticos 304L/316L, o mesmo apresenta melhor propriedades mecânicas do que os AISI 304L/316L, chegando a ter o limite de escoamento duas vezes maior.

#### 3.1.1.2 Aço inoxidável *super duplex*

Segundo Leite (2017), os aços inoxidáveis *super duplex* (AISD) também apresentam microestrutura bifásica ferrítica-austenítica como os aços duplex, porém, com diferentes teores de liga como 25% de Cr em sua composição química e apresentam uma resistência à corrosão por pites elevada.

De acordo com Souza *et al* (2011), os AISD foram desenvolvidos para aplicações em ambientes altamente corrosivos onde requer uma alta resistência à corrosão por pites como na indústria petroquímica, alimentícia, naval e plataformas offshore, tendo aplicações importantes em várias condições severas como vasos de pressão, trocadores de calor, tubulações, umbilicais

e bombas, componentes esses cujo principal requisito de projeto é a produtividade contínua e o custo não é a maior limitação.

### 3.2 APLICAÇÕES INDUSTRIAIS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Segundo Souza *et al* (2011), com o avanço das atividades de exploração de petróleo em plataformas *offshore*, que possuem ambientes altamente agressivos, aumentaram a solicitação de materiais que apresentam elevadas propriedades mecânicas e alta resistência à corrosão. Os AID são selecionados em projetos de estruturas, que operam nos setores químicos, papel e celulose e principalmente na indústria petroquímica que são os ambientes que contém cloreto, como tubulações de processos, umbilicais, *risers*, componentes de árvores-de-natal, *manifolds*, trocadores de calor, *hard pipes*, torres de dessulfuração, entre outros.

### 3.3 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

De acordo com Sedriks (1996), os elementos de liga são responsáveis por estabilizar as fases austenita e ferrita, e em composições corretas, são responsáveis pelo adequado balanço de fases onde os AID apresentam a melhor combinação de propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão por pites.

Para Padilha e Plaut (2009), os elementos de liga são responsáveis pela maior parte do valor econômico do aço inoxidável fazendo com que a indústria invista em pesquisas para identificar as melhores propriedades em composição química com elementos mais vantajosos economicamente.

Na Tabela 1 está representada os principais elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis.

**Tabela 1. Elementos de liga dos aços inoxidáveis**

<b>Elementos alfa-gênicos (ferritizantes)</b>	<b>Elementos gama-gênicos (austenitizantes)</b>
Cromo	Carbono
Molibdênio	Níquel
Nióbio	Nitrogênio
Silício	Manganês
Tungstênio	Cobre
Vanádio	Cobalto
Alumínio	
Titânio	

Fonte: Padilha e Plaut (2009).

De acordo com Giraldo (2001), os AID contêm um baixo teor de níquel que os torna mais econômico, onde o mercado está com a tendência de utilizar cada vez mais ligas com nitrogênio, que por ser estabilizador da fase austenita e diminuir a participação do cromo na fase ferrita, melhora as propriedades de resistência à corrosão por pites.

### 3.3.1. Relação entre propriedades e microestrutura

Para Silva (2016), por apresentarem microestrutura ferrítica e austenítica, os AID possuem propriedades características das duas fases, como excelente resistência à corrosão, elevada ductilidade, boa soldabilidade, conformabilidade e tenacidade, proveniente dos aços inoxidáveis austeníticos e elevada dureza e boa estampabilidade, proveniente dos aços inoxidáveis ferríticos.

De acordo com o estudo feito por Giraldo (2001), os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica e maior condutividade térmica do que os aços inoxidáveis austeníticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições com temperaturas de aplicação menores do que 300°C, podendo justificar a utilização dos AID em trocadores de calor.

De acordo com ABINOX (2016), os comportamentos mecânico e químico dos AID estão relacionados diretamente com as características individuais de cada fase que compõe sua microestrutura. A ferrita propicia um elevado nível de tensão limite de escoamento e a austenita proporciona um elevado alongamento, ou seja, confere boa ductilidade. Assim sendo, para ter o melhor desempenho das propriedades mecânicas e químicas de cada fase, é importante manter o balanceamento de fases.

### 3.4 QUANTIFICAÇÃO DE FASES DE ACORDO COM A ASTM E562-11

De acordo com a ASTM E562-11, este é um método manual que, através de uma contagem de pontos em uma grade sobreposta em uma fotomicrografia e com tratamentos estatísticos, quantifica a fração volumétrica de uma determinada fase em uma microestrutura composta por mais de uma fase.

A quantificação de fases de acordo com a ASTM E562-11, utiliza a técnica de estereologia quantitativa por microscopia ótica, como descrita a seguir.

Utilizando a Tabela 2, é possível escolher o número de pontos da grade que será utilizada e a acurácia relativa desejada, com isso obtêm-se o número de campos necessário para obter o grau de precisão desejado.

**Tabela 2. Parâmetros a ser selecionados para obter o número de campos necessários**

Quantidade de fração volumétrica (% V <sub>v</sub> )	33% de Acurácia Relativa				20% de Acurácia Relativa				10% de Acurácia Relativa			
	Número de campos n para uma grade de P <sub>T</sub> =				Número de campos n para uma grade de P <sub>T</sub> =				Número de campos n para uma grade de P <sub>T</sub> =			
	16 pontos	25 pontos	49 pontos	100 pontos	16 pontos	25 Pontos	49 Pontos	100 pontos	16 pontos	25 pontos	49 pontos	100 pontos
2	110	75	35	20	310	200	105	50	1250	800	410	200
5	50	30	15	8	125	80	40	20	500	320	165	80
10	25	15	10	4	65	40	20	10	250	160	85	40
20	15	10	5	4	30	20	10	5	125	80	40	20

Fonte: ASTM E562 (2011)

O número de campos necessários também pode ser obtido com a aplicação da Equação

1.

$$n \cong \left( \frac{4}{E^2 \times P_T} \right) \cdot \left( \frac{100 - V_V}{V_V} \right) \quad (1)$$

Onde:

E = 0,01 x %RA;

P<sub>T</sub> = Número de pontos da grade utilizada;

V<sub>v</sub> = Fração volumétrica da fase em %;

Na utilização da Tabela 2 ou da Equação 1, é necessário determinar a acurácia relativa desejada que pode ser obtida com a aplicação da Equação 2, pois é um dos parâmetros que determinará a quantidade de campo necessário.

$$\% RA = \frac{95 \% CI}{P_P} \times 100 \quad (2)$$

Onde:

95% CI = Intervalo de confiança;

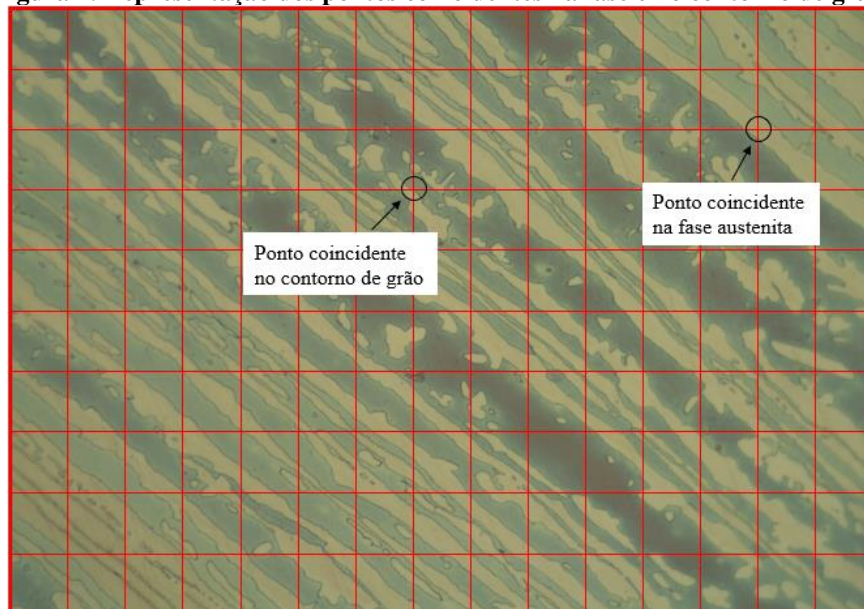
P<sub>P</sub> = Média aritmética;

A média aritmética das frações volumétricas coletadas é o valor de fração volumétrica reportado, que pode ser determinado pela Equação 3.

$$P_{P(i)} = \frac{P_i \times 100}{P_T} \quad (3)$$

Onde  $P_i$  é a contagem do ponto referente a fase que se deseja quantificar a fração volumétrica de um determinado campo (i). A contagem é contabilizado como 1 (um) quando o ponto coincide na fase que se deseja quantificar e 0,5 (meio) quando o ponto está localizado no contorno de grão entre as fases, portanto a contagem total para um determinado campo é a soma de todos os pontos coincidentes coma fase de interesse e metade dos pontos coincidentes com o contorno de grão entre as fases, como se observa na Figura 2.

**Figura 2. Representação dos pontos coincidentes na fase e no contorno de grão.**



Fonte: Autoria própria.

Em todo tratamento estatístico é necessário ter um intervalo de confiança da análise, onde o 95% de intervalo de confiança (95% CI), pode ser determinado pela aplicação da Equação 4.

$$95 \% CI = \frac{t \cdot s}{\sqrt{n}} \quad (4)$$

Onde:

t = multiplicador relacionado ao número de campos analisados, conforme Tabela 3;

s = Desvio padrão;

n = Número de campos analisados.

**Tabela 3. Multiplicador do intervalo de confiança**

N° de campos n	T	N° de campos n	T
5	2,776	19	2,101
6	2,571	20	2,093
7	2,447	21	2,086
8	2,365	22	2,080
9	2,306	23	2,074
10	2,262	24	2,069
11	2,228	25	2,064
12	2,201	26	2,060
13	2,179	27	2,056
14	2,160	28	2,052
15	2,145	29	2,048
16	2,131	30	2,045
17	2,120	40	2,020
18	2,110	60	2,000
		∞	1,960

Fonte: ASTM E562 (2011).

O desvio padrão (s) pode ser calculado pela Equação 5.

$$s = \left[ \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [P_P(i) - P_P]^2 \right]^{1/2} \quad (5)$$

Por fim, a estimativa de fração volumétrica reportada é dada pela Equação 6.

$$V_V = P_P \pm 95 \% CI \quad (6)$$

### 3.5 RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Segundo Solomon e Devine (1982), os AID possuem resistência à corrosão superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos devido aos elementos de ligas na sua composição química e sua microestrutura composta por austenita e ferrita. Para Lima (2006), a concentração de cromo é a principal responsável pela resistência à corrosão dos AID, onde em contato com o ambiente permite que na superfície do material forme uma camada de óxido de cromo, como ilustrado na Figura 3.

**Figura 3. Mecanismo de formação da camada de óxido de cromo.**



Fonte: Morellato (2015).

De acordo com Sedriks (1996), nos AID caso uma das fases esteja em maior fração volumétrica e apresente menor resistência à corrosão, esta definirá a resistência final do material, por isso é muito importante que se conserve o balanceamento de fases para obter o melhor desempenho dos AID. Ainda que a concentração dos elementos de liga seja diferente em cada fase, os aços inoxidáveis duplex possuem um excelente balanceamento de elementos de liga em ambas as fases, resultando em uma excelente resistência à corrosão do material.

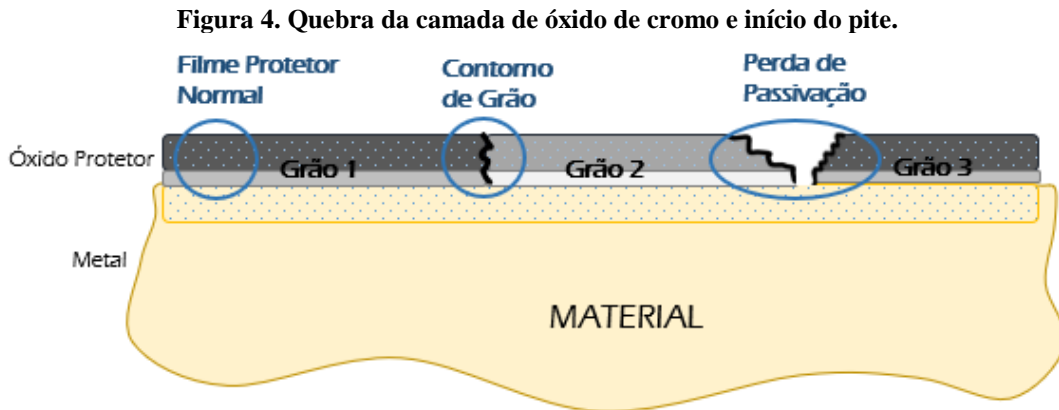
Para Lippold e Kotecki (2005), o aporte térmico do processo de soldagem em algum processo de fabricação ou manutenção pode alterar significativamente a microestrutura da junta soldada e composição química do MS em relação ao Metal de Base (MB). Alterações como excesso de ferrita, surgimento de austenita secundária, redistribuição dos elementos de liga em cada fase, crescimento de grãos, entre outras mudanças que afetam as propriedades do material e reduzem sua resistência à corrosão.

### 3.5.1 Resistência à corrosão por pites

Quando se seleciona um aço inoxidável não se espera que tenha corrosão generalizada como no caso dos aços ao carbono, logo, em geral não se aplica os AID a sobre-espessura de corrosão e, segundo Iacoviello *et al* (2005), mesmo os AID apresentando elevada resistência à corrosão em vários ambientes, quando o mesmo é exposto ao meio com cloretos como o meio marinho na indústria de petróleo e gás, eles podem ser mais suscetíveis à corrosão localizada como pites.

De acordo com Bernhardsson (1991), o que define a resistência à corrosão por pites dos AID é a capacidade que o material tem de se passivar, ou seja, formar a camada de óxido de cromo e impedir que tenha contato entre a superfície do material e o cloreto do ambiente. À corrosão por pites é caracterizada por ataque extremamente localizado e muitas das vezes

imperceptível em inspeções visuais, iniciando-se pela quebra da camada passiva em regiões onde apresentam defeitos como inclusões, discordâncias, contornos de grão ou interfaces, como ilustrado na Figura 4, e tem como elementos de liga responsáveis pela resistência à nucleação de pites o cromo, molibdênio e nitrogênio.

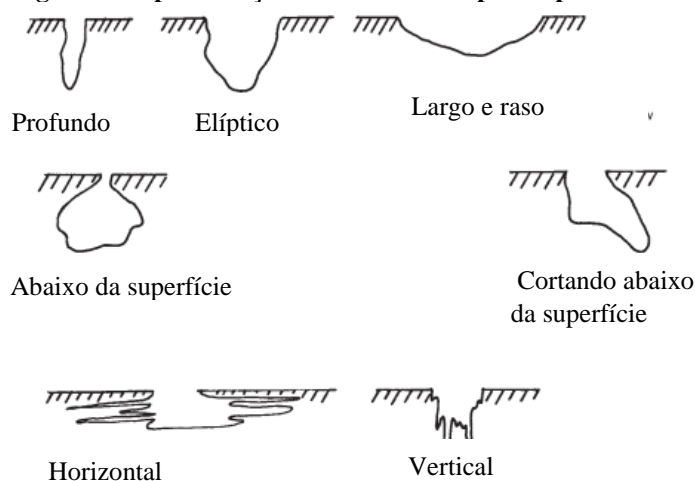


Fonte: Zeemann (2016).

Para Nunes (2009), a corrosão por pites afeta a integridade de uma estrutura e provoca vazamentos em tanques, tubulações, recipientes, entre outros. Esse processo de corrosão é o mais temido industrialmente pelo fato de acontecer em diferentes regiões do material, dificultando o reparo em operação e por não se notar a perda de espessura, mas rapidamente há uma perda de performance de forma imprevisível.

Segundo a ASTM G46-94 (2005), os pites podem ter vários tamanhos e formas, onde uma inspeção visual da superfície do material podem mostrar uma cavidade redonda, alongada ou irregular, mas quase nunca é possível caracterizar de forma precisa a forma e profundidade dos pites por baixo da superfície, como se observa na Figura 5.

**Figura 5. Representação dos diferentes tipos de pite.**



Fonte: Editado da ASTM G46- 94 (2005).

De acordo com Magnabosco (2001), nos AID os pites podem iniciar nas interfaces dos grãos austeníticos e ferríticos, pela presença de sulfeto de manganês na ferrita ou pelos baixos teores de cromo e molibdênio na austenita quando comparado com a ferrita. Se na composição química do AID contém nitrogênio, e pôr o nitrogênio ser um elemento austenitizante, a resistência à formação de pites será maior nessa fase, desde que esteja em solução com a matriz. Porém, se não apresentar teor significativo de nitrogênio na composição química, a ferrita terá maior resistência a nucleação de pites por apresentar altos teores de cromo e molibdênio.

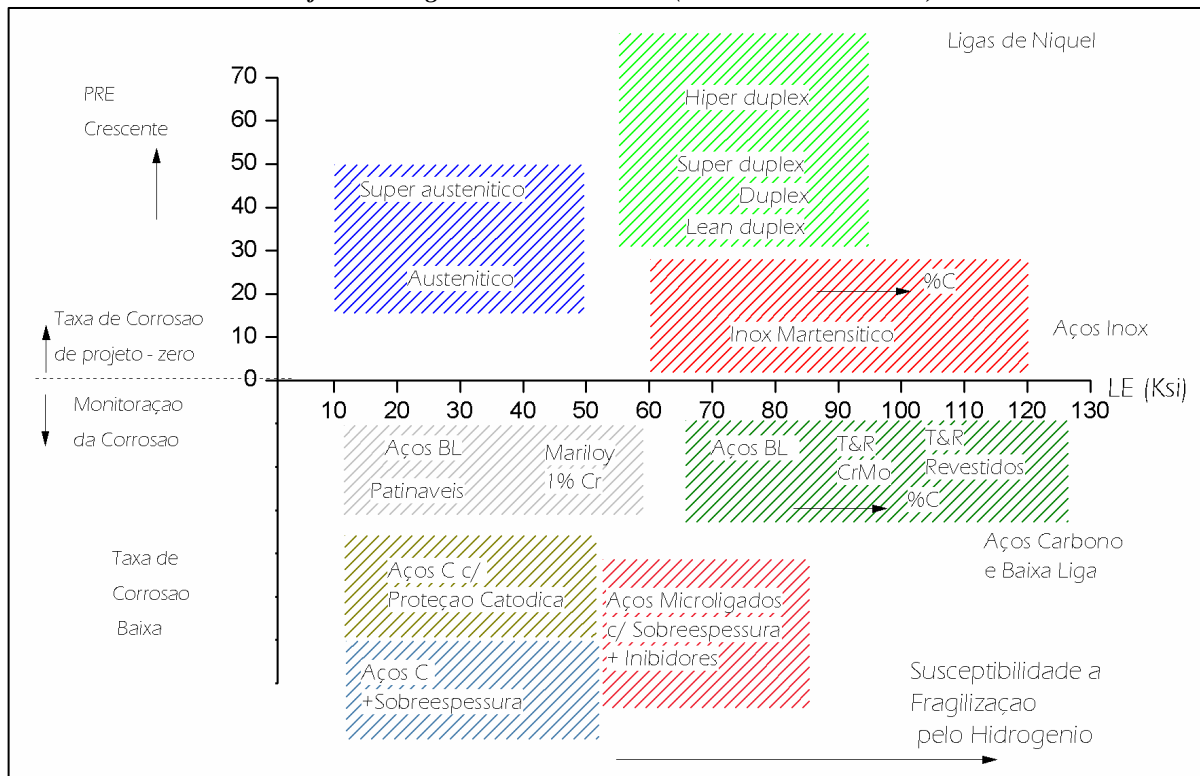
Para Gunn (2003), os aços inoxidáveis são classificados pela resistência à corrosão por pites que é determinado pelo PREN, onde esse fator é uma estimativa para a resistência à corrosão por pites com base na composição química do aço inoxidável, e quanto maior, é a resistência à corrosão por pites de um material. Segundo a NORSOK M-001 (2002), para os AID esse fator pode ser calculado pela Equação 7.

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (7)$$

Segundo Chen *et al* (2012) e Sicupira (2015), o PREN é uma referência importante mas não pode ser usado na seleção do material para um determinado meio corrosivo, pois os elementos de liga não estão distribuídos de forma igual nas duas fases, com isso a resistência a nucleação de pites será diferentes para cada fase. Além disso, esse fator não leva em consideração o pH do meio corrosivo, microestrutura do material, temperatura de trabalho, acabamento superficial e presenças de soldas, fatores que tem grande influência na quebra da camada de óxido de cromo em ambientes salinos e consequentemente afetando a resistência à corrosão por pites.

Para Nilsson (1992), o PREN quantifica a resistência à corrosão por pites dos aços e serve como parâmetro de projeto para a seleção de materiais, sendo de 25 a 35 para os lean duplex e acima de 40 para os super duplex, como se observa no Gráfico 1.

Gráfico 1. Diagrama Corrosão x LE (Limite de Escoamento).



Fonte: Zeemann (2016).

Segundo Gunn (2003), para alguns graus de aços inoxidáveis super duplex com altos teores de Cr, Mo, Ni, N e adição de teores de W em sua composição química, é utilizado outro parâmetro para determinação da resistência à corrosão por pites dos AID, que seria a forma modificada do PREN como se observa na Equação 8. No entanto, para esse estudo foi adotado somente o PREN em virtude do material em análise não apresentar teores significativos de W, que sequer foi identificado na composição química do fabricante.

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad (8)$$

De acordo com Leite (2017), um fator importante a ser considerado para determinar a resistência à corrosão por pites é a temperatura, na qual existe a temperatura mínima para que inicie a nucleação de pites, que é denominada CPT (*Critical Pitting Temperature*) e quanto maior for esse fator, maior é a resistência à corrosão por pites do material.

Segundo Tavares *et al* (2006), a CPT não leva em consideração apenas a composição química, mas também a microestrutura do material, onde um desbalanceamento de fases pode diminuir significativamente a resistência à corrosão por pites dos AID.

Para Leite (2017), um material pode apresentar alto valor de PREN e baixo valor de CPT, considerando que uma das fases esteja com menor teor de elemento de liga e

consequentemente menor resistência à corrosão por pites. Isso é crítico quando se trata de juntas soldadas, onde pela influência do aporte térmico do processo há uma redistribuição de elementos de liga, principalmente na ZTA.

### 3.6 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW

De acordo com Souza *et al* (2011), para a soldagem dos AID é recomendado o uso do processo de soldagem GTAW, devido à necessidade do máximo controle durante a operação, soldas de alta qualidade e excelente acabamento superficial.

De acordo com Bracarense (2000), o processo de soldagem GTAW é um processo que utiliza um arco entre um eletrodo de tungstênio e a peça a ser soldada. O processo de soldagem GTAW pode ser autógeno ou não autógena (com metal de adição), isso depende da composição química do material, das propriedades e microestruturas desejadas e da espessura do material a ser soldado.

Para Bracarense (2000), no processo de soldagem GTAW os tipos mais comuns de gases de proteção são o argônio e o hélio (gases inertes), ou as misturas entre eles, em processos especiais costuma-se utilizar misturas com nitrogênio dependendo das propriedades desejadas para a junta soldada.

#### 3.6.1 Soldagem do aço inoxidável duplex

Segundo Nilsson (1992) e Nunes (2009), em todas as aplicações dos AID são utilizados processos de soldagem na fabricação ou manutenção, que devem ser especificados e realizados cuidadosamente para não afetar negativamente nas propriedades mecânicas e resistência à corrosão por pites, devido a influência do aporte térmico.

De acordo com a ASME IX (2013), o aporte térmico na soldagem a arco elétrico é o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento, sendo calculado pela Equação 9.

$$\text{Energia} = \frac{U \cdot I}{V_S} \quad (9)$$

Onde:

Energia = Aporte térmico (J/mm);

U = Tensão elétrica (V);

I = Corrente elétrica (A);

$V_S$  = Velocidade de Soldagem (mm/s).

De acordo com Gunn (2003), durante o processo de soldagem os AID podem fragilizar e perder a resistência à corrosão devido ao aquecimento localizado e o rápido resfriamento da junta soldada após o processo. Esse efeito está relacionado pelo fato de a taxa de difusão da ferrita ser muito maior do que da austenita, fazendo com que esse grupo de aços inoxidáveis se solidifique com microestrutura exclusivamente ferrítica e a austenita se forma por difusão durante o resfriamento abaixo de 1300 °C.

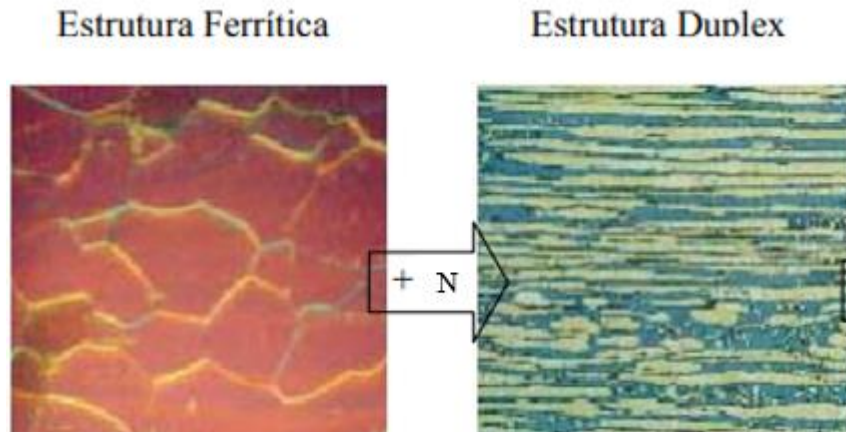
Para Nilsson (1992), se a energia de soldagem for muito baixa e conseqüentemente velocidade de resfriamento muito alta isso implicará em uma microestrutura final com maior proporção de ferrita e se a energia de soldagem for muito alta e conseqüentemente velocidade de resfriamento muito baixa isso implicará em formação de fases secundárias. Segundo Zhang *et al* (2016), essa ferritização excessiva e precipitações de fases secundárias podem afetar prejudicialmente as propriedades mecânicas e resistência à corrosão por pites da junta soldada.

Segundo Pardal *et al* (2008), as medidas para evitar o desbalanceamento de fases são a utilização de metal de adição mais rico em Ni, uso de gás de proteção com adição de 1 a 3% de nitrogênio na soldagem GTAW e controle do aporte térmico. Para se evitar a precipitação de fases secundárias, a principal medida é o controle do aporte térmico, para que não seja excessivamente alto, por isso na soldagem de AILD e AISD é especificada o aporte térmico entre 0,5 - 2,5 kJ/mm e entre 0,5 - 1,5 kJ/mm, respectivamente.

De acordo com Nunes (2009), a composição química do MS é resultado do metal de adição, metal de base e gás de proteção utilizado no processo de soldagem, mas também o ciclo térmico proveniente do processo definirá a microestrutura da junta soldada, como ilustrado na Figura 6.



Figura 7. Mudança da microestrutura com aumento do teor de N.

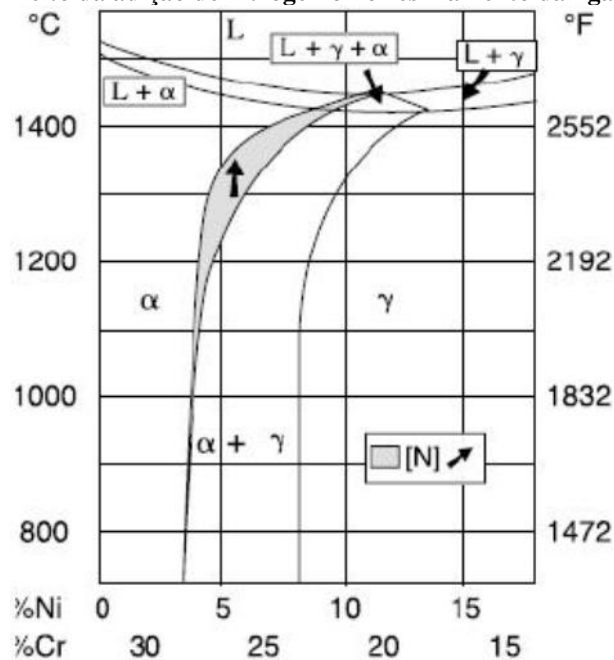


Fonte: Modificado de Imoa (2001).

### 3.6.2.1 Efeito do $N_2$ na resistência à corrosão por pites da solda

Os AID se solidificam com 100% de ferrita e à medida que se resfria há transformação da ferrita em austenita por difusão. Para Alfonsson *et al* (1992), quando adiciona-se na composição química do material elementos austenizantes, como o nitrogênio, há um deslocamento da linha *solvus* fazendo com que ocorra transformação de ferrita para austenita em temperaturas mais elevadas, como se observa na Figura 8, promovendo um balanceamento de fases (ferrita-austenita) mais adequado na microestrutura final e conseqüentemente aumentando a resistência à corrosão por pites do material, esse efeito diminui o problema de ferritização na ZTA.

Figura 8. Efeito da adição de nitrogênio no resfriamento da liga Fe-Cr-Ni.



Fonte: Armas (2008).

Segundo Zhang (2017), a adição de nitrogênio no gás de proteção pode melhorar a resistência à corrosão por pites de juntas soldadas, devido ao aumento do teor de nitrogênio no MS e conservação do teor do mesmo elemento na ZTA, fazendo com que após o processo de soldagem a microestrutura apresente maior fração volumétrica de austenita. Porém, o teor de nitrogênio não pode ser excessivo para evitar o excesso de formação de austenita e formação de nitretos, comprometendo a resistência mecânica e à corrosão do material.

### 3.7 ENSAIO DE CORROSÃO POR PITES DE ACORDO COM ASTM G48

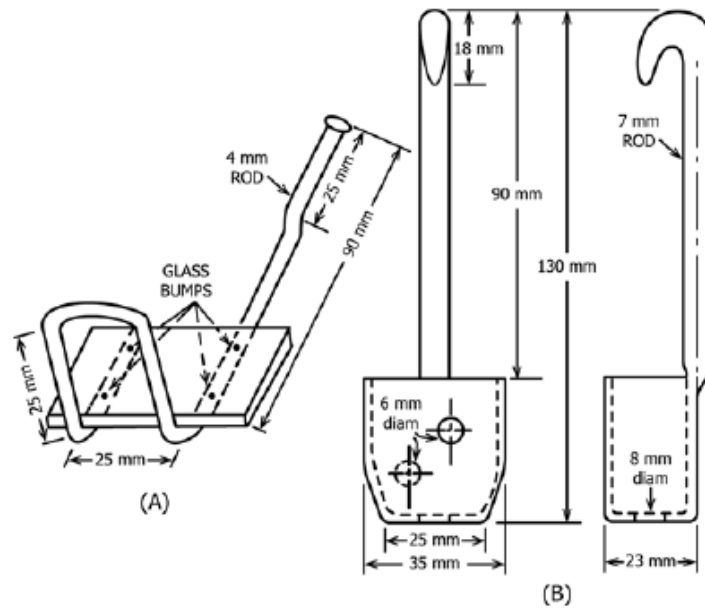
O ensaio de corrosão de acordo com a ASTM G48, método A, avalia a susceptibilidade à corrosão por pites nos aços inoxidáveis em uma solução de cloreto férrico.

Segundo a ASTM G48 (2015), a solução corrosiva para o ensaio deve ser preparada em relação ao volume do corpo de prova, na qual é especificado pelo menos 5 mL/cm<sup>2</sup> de solução o suficiente para cobrir na totalidade o corpo de prova. A solução especificada pela norma é 900 mL de água tipo IV + 100 g de cloreto férrico. Após a preparação da solução de cloreto férrico em um becker, o mesmo deve ser colocado em banho-maria com temperatura constante para que a solução de ensaio atinja o equilíbrio térmico.

As faces do corpo de prova que não tiver cordão de solda deve ser lixado para diminuir a rugosidade da superfície e após isso a amostra passa por um processo de decapagem como especificado pela norma ASTM A923, onde é utilizado uma solução contendo 75% H<sub>2</sub>O + 20% HNO<sub>3</sub> + 5% HF, por 5 minutos a 40 °C. Após a decapagem da amostra, a mesma deve ser lavada, secada e pesada.

O corpo de prova deve ser posicionado em um suporte de vidro apropriado, conforme a Figura 9, e imergido na solução de cloreto férrico, durante 24 horas, e o becker deve ser coberto com vidro de relógio para evitar a evaporação da solução para não alterar a concentração da mesma.

Figura 9. Suporte de vidro para o ensaio G48.



Fonte: ASTM G48 (2015).

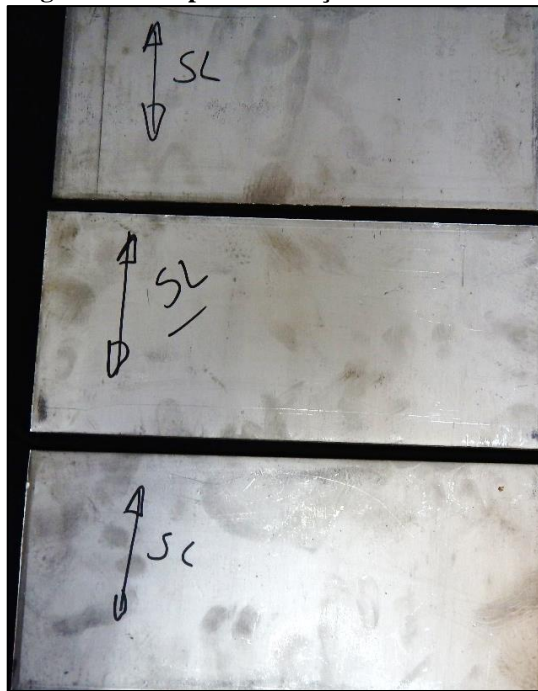
Por fim, a amostra é retirada do becker, lavada em água corrente, imergida em um recipiente com álcool, colocada na cuba ultrassônica para remover por completo os produtos de corrosão e após isso o corpo de prova deve ser secado e pesado para verificar se houve perda de massa.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 ANÁLISE QUÍMICA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SAF 2304 E SAF 2507

A análise química foi realizada em corpos de provas retirados de chapas de lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507 (70 x 30 x 10 mm), na condição de como recebido, como ilustrado na Figura 10.

**Figura 10. Chapa na condição como recebido.**



Fonte: Autoria própria.

O intuito principal da análise química é de obter o percentual de cromo, níquel e ferro para ambos os materiais, como se observa nas Tabelas 4 e 5. Para quantificar a composição química de ambos os materiais foi lixado a úmido a superfície do material com lixa de granulometria 80 *mesh* e realizado o ensaio de análise química por espectroscopia de emissão ótica, de acordo com a norma ASTM A751-11.

**Tabela 4. Composição química do super duplex SAF 2507**

<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX</b>										
C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)	Co (%)	Fe (%)
0,057	0,421	1,06	0,028	0,003	25,03	4,82	4,01	1,3	0,063	63,1

Fonte: Autoria própria.

Tabela 5. Composição química do lean duplex SAF 2304

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX										
C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)	Co (%)	Fe (%)
0,046	0,319	1,25	0,019	0,002	22,48	4,46	0,233	0,443	0,041	70,6

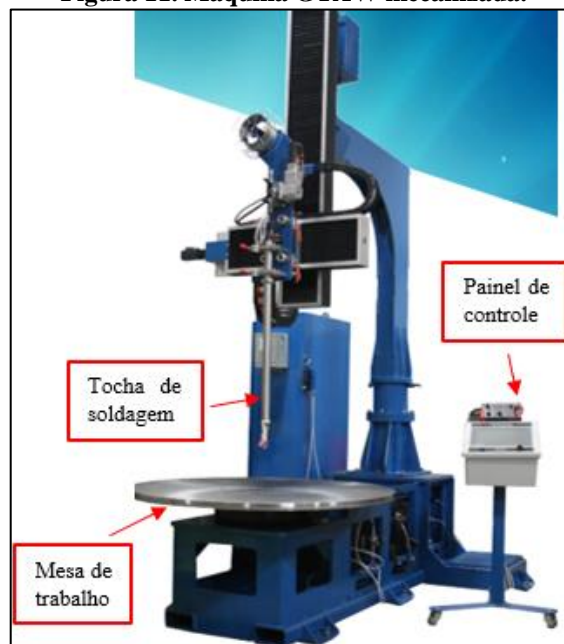
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Para a soldagem com as diferentes condições que serão analisadas, foi utilizado uma máquina GTAW mecanizada do modelo *ARC-05XP Bore Cladding System*, como se observa na Figura 11. Como características estáticas, essa máquina tende a manter durante toda sua operação o comprimento do arco elétrico constante e a tocha de soldagem permanece estacionária enquanto a mesa de trabalho movimenta em rotação, definindo assim a velocidade de soldagem.

A máquina de soldagem GTAW mecanizada ARC-05XP, para dar início a operação libera primeiramente o gás de purga para limpeza e purificação da atmosfera da poça de fusão, seguido da abertura do arco elétrico, da rotação da mesa e alimentação do gás de proteção e metal de adição, quando a soldagem não é autógena.

Figura 11. Máquina GTAW mecanizada.



Fonte: Adaptado de ARC SPECIALTIES (2017).

O processo de soldagem foi realizado em diferentes condições de soldagem com o intuito de avaliar a influência de cada condição na microestrutura final da junta soldada e consequentemente na resistência à corrosão por pites dos SAF 2304 e 2507. Observa-se na Tabela 6 as condições de soldagem empregadas nesse estudo.

**Tabela 6. Condições de soldagem das chapas de lean duplex e super duplex**

<b>CONDIÇÕES DE SOLDAGEM PARA TODOS OS CP</b>					
<b>CP</b>	<b>N° de passes</b>	<b>Proteção gasosa</b>	<b>Material</b>	<b>Metal de adição</b>	
<b>A</b>	1	Argônio	Lean duplex	AWS A 5.9 ER2209L	
<b>B</b>	2				
<b>C</b>	1	Argônio + 2,25% N <sub>2</sub>			
<b>D</b>	2				
<b>E</b>	1	Argônio		Autógena	
<b>F</b>	2				
<b>G</b>	1	Argônio + 2,25% N <sub>2</sub>			
<b>H</b>	2				
<b>I</b>	1	Argônio	Super duplex		
<b>J</b>	2				
<b>M</b>	1				Argônio + 2,25% N <sub>2</sub>
<b>N</b>	2				

Fonte: Autoria própria.

O objetivo do estudo foi avaliar a influência das diferentes condições de soldagem na resistência à corrosão por pites, portanto manteve-se constante os parâmetros elétricos de soldagem, descrito na Tabela 7, para que não houvesse influência significativa do aporte térmico nos diferentes resultados da resistência à corrosão por pites do lean duplex e super duplex.

Tabela 7. Parâmetros de soldagem GTAW

<b>PARÂMETROS DE SOLDAGEM PARA TODOS OS CP</b>					
CP	Tensão U (V)	Corrente I (A)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	$Energia = \frac{U \cdot I}{V_s}$ [ $\frac{kJ}{mm}$ ] *	
<b>A</b>	11,25	211	2,4	0,99	
<b>B</b>	1° passe		10,50	2,4	0,92
	2° passe		10,95	2,3	1,00
<b>C</b>	10,65		2,4	0,94	
<b>D</b>	1° passe		11,30	2,3	1,03
	2° passe		10,75	2,2	1,03
<b>E</b>	10,70		2,4	0,94	
<b>F</b>	1° passe		10,90	2,5	0,92
	2° passe		11,00	2,4	0,97
<b>G</b>	11,55		2,4	1,02	
<b>H</b>	1° passe		10,75	2,4	0,95
	2° passe		10,75	2,3	0,99
<b>I</b>	10,70		2,3	0,98	
<b>J</b>	1° passe		10,70	2,3	0,98
	2° passe		10,90	2,2	1,05
<b>M</b>	10,25		2,2	0,98	
<b>N</b>	1° passe		10,30	2,2	0,99
	2° passe		10,50	2,1	1,05

\* A norma ASME IX não considera a eficiência do processo no cálculo do aporte térmico.

Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.1 Metal de adição

A característica do lean duplex SAF 2304 é o baixo teor de níquel e maior teor de nitrogênio e manganês em sua composição química, tornando-se assim um material relativamente resistente à corrosão e viável economicamente. Por esse motivo para a soldagem dos corpos de provas A, B, C e D foi utilizado metal de adição com alto teor de níquel, para analisar a influência do níquel na resistência à corrosão por pites do lean duplex SAF 2304.

O metal de adição utilizado foi o arame AWS A 5.9 ER2209L de 1,2 mm de diâmetro e sua composição química de acordo com o fabricante está descrito na Tabela 8.

**Tabela 8. Composição química do AWS A 5.9 ER2209L**

<b>COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE ADIÇÃO</b>								
C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)
≤0,02	0,5	1,6	0,020	≤0,015	23	9	3,2	0,16

Fonte: SANDVIK (2014)

#### 4.3 USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA

Após a realização de todas as soldas nas chapas, foram retirados corpos de prova (40 x 35 x 10 mm) da região central de cada cordão de solda, como representado na Figura 12, para a realização do ensaio de corrosão por pites de acordo com o método A da norma ASTM G48.

**Figura 12. Cordão de solda sobre chapa.**



Fonte: Autoria própria.

Foi utilizado uma serra de fita horizontal para o corte das chapas soldadas e obtenção dos corpos de provas a ser ensaiados, como se observa na Figura 13.

**Figura 13. Corpos de provas a ser ensaiados.**



Fonte: Autoria própria.

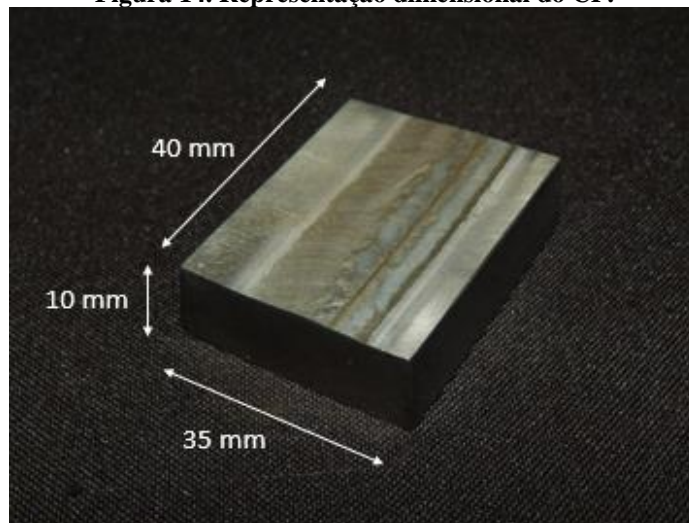
#### 4.4 ENSAIO DE CORROSÃO POR PITES DE ACORDO COM ASTM G48

O ensaio de corrosão de acordo com a ASTM G48, método A, avalia a susceptibilidade à corrosão por pites nos aços inoxidáveis em uma solução de cloreto férrico. Esse ensaio consiste na preparação do corpo de prova, dimensional da amostra a ser ensaiada, preparação da solução de cloreto férrico, decapagem do material, pesagem do corpo de prova antes de ser imergido na solução de ensaio, realização do ensaio de corrosão por pites, pesagem da amostra após o ensaio e caracterização do material que apresentou pite.

##### 4.4.1 Preparação superficial dos corpos de prova

Após o corte das chapas soldadas e retirada dos corpos de prova com dimensões aproximadas de 40 x 35 x 10 mm, como ilustrado na Figura 14, foi lixado a úmido todas as superfícies das amostras com exceção das superfícies soldadas e a superfície oposta visando manter a integridade da mesma, com lixa de granulometria 80 a 320 *mesh*, com intuito de retirar a maior quantidade de impurezas possíveis, proveniente do processo de corte, e diminuição da rugosidade das superfícies para que houvesse menor interferência possível no resultado de resistência à corrosão por pites.

Figura 14. Representação dimensional do CP.



Fonte: Autoria própria.

##### 4.4.2 Decapagem do corpo de prova

Após a preparação das superfícies realizou-se a decapagem do material, de acordo com a norma ASTM A923, que especifica a solução com 75% H<sub>2</sub>O + 20% HNO<sub>3</sub> + 5% HF, com volume o suficiente para imergir as amostras a ser ensaiada por 5 minutos a 40 °C.

Como se observa na Figura 15, foi preparado a solução para a decapagem e colocado o becker sobre uma placa aquecedora para alcançar e manter a temperatura de 40 °C. Para melhor acompanhamento da temperatura de ensaio, utilizou-se um termopar em um becker reserva com apenas água destilada sobre a mesma placa aquecedora.

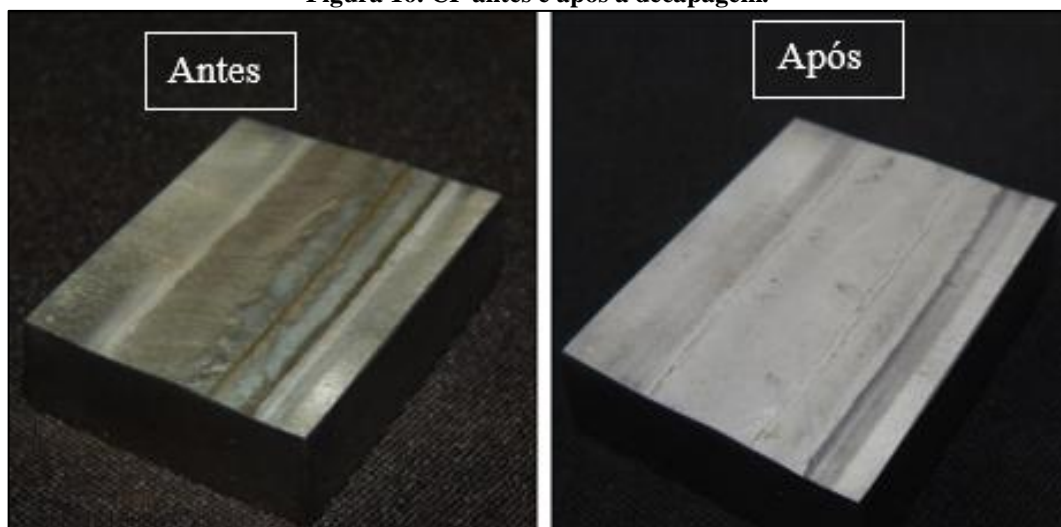
**Figura 15. Decapagem dos CP de acordo com a norma ASTM A923.**



Fonte: Autorial própria.

O objetivo de ter realizado o tratamento de decapagem nas amostras é remover uma fina camada de metal da superfície do material com o intuito de eliminar as impurezas da superfície e principalmente os óxidos formados pela exposição a temperaturas elevadas comumente observado após os processos de soldagem a arco, onde esses óxidos inibem a repassivação e conseqüentemente fazem com que a junta soldada fique mais susceptível a nucleação de pites. Na Figura 16, é possível observar o CP antes e após a decapagem.

**Figura 16. CP antes e após a decapagem.**

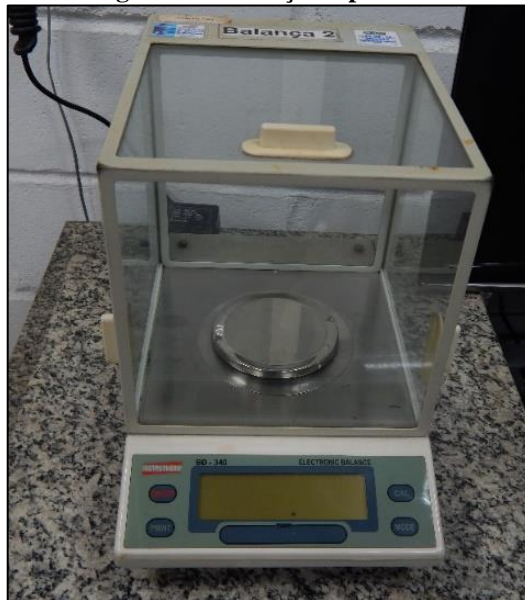


Fonte: Autorial própria.

Dando continuidade à preparação do corpo de prova para a realização do ensaio de corrosão por pites, a amostra foi lavada e colocada em um becker com álcool etílico na cuba ultrassônica modelo Cuba de Ultrassom Cristófoli, por 2 minutos, para retirada de quaisquer partículas dispersas na superfície do material.

Por fim, a amostra foi pesada para comparar seu peso antes e após o ensaio de corrosão e medida para auxiliar na preparação da solução de cloreto férrico, de acordo com a ASTM G48. Para a pesagem do material, utilizou-se uma balança de precisão eletrônica do modelo *INSTRUTHERM BD – 340*, como mostrado na Figura 17, com capacidade de 200 g e precisão de 1 mg.

**Figura 17. Balança de precisão.**



Fonte: Autoria própria.

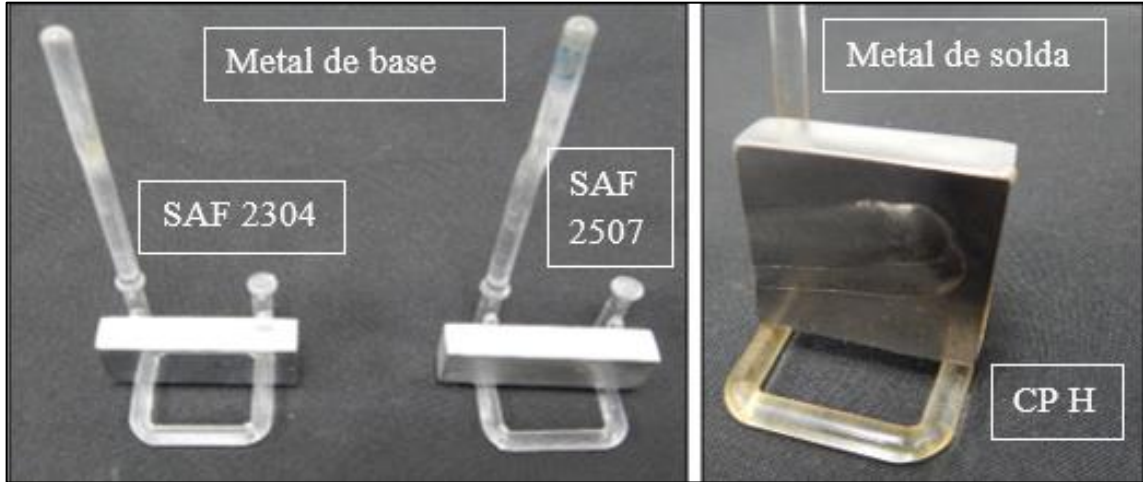
#### **4.4.3 Testes preliminares de acordo com ASTM G48**

Foi realizado testes preliminares de ensaio de corrosão por pites em amostras de lean duplex e super duplex, com o intuito de identificar a temperatura crítica de pite para cada material, fazendo com que os resultados fossem parâmetros para especificar a temperatura inicial do ensaio.

Para o pré-ensaio foram selecionados duas amostras de lean duplex, pois foi o único material soldado com metal de adição, amostras B e H, e uma amostra de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, pois o esperado é que a adição de  $N_2$  aumente a resistência à corrosão por pites do material. Para ambos os materiais foram realizados os ensaios preliminares no metal de base, com o intuito de verificar a temperatura crítica de pite sem a interferência do processo de soldagem. A Figura 18 mostra o metal de base de lean duplex e

super duplex e metal de solda do CP H, posicionado no suporte de vidro especificado pela ASTM G48, antes do teste preliminar.

**Figura 18. Metal de base de SAF 2304 e SAF 2507 e metal de solda posicionado no suporte de vidro.**



Fonte: Autoria própria.

#### 4.4.4 Procedimento de ensaio método A

O dimensional da amostra é importante para a preparação da solução de cloreto férrico, onde de acordo com a norma ASTM G48 é especificado pelo menos 5 mL/cm<sup>2</sup> de solução, o suficiente para cobrir na totalidade o corpo de prova. A solução especificada pela norma é 900 mL de água tipo IV + 100 g de cloreto férrico. A Figura 19 mostra a pesagem do cloreto férrico e a solução preparada para o ensaio.

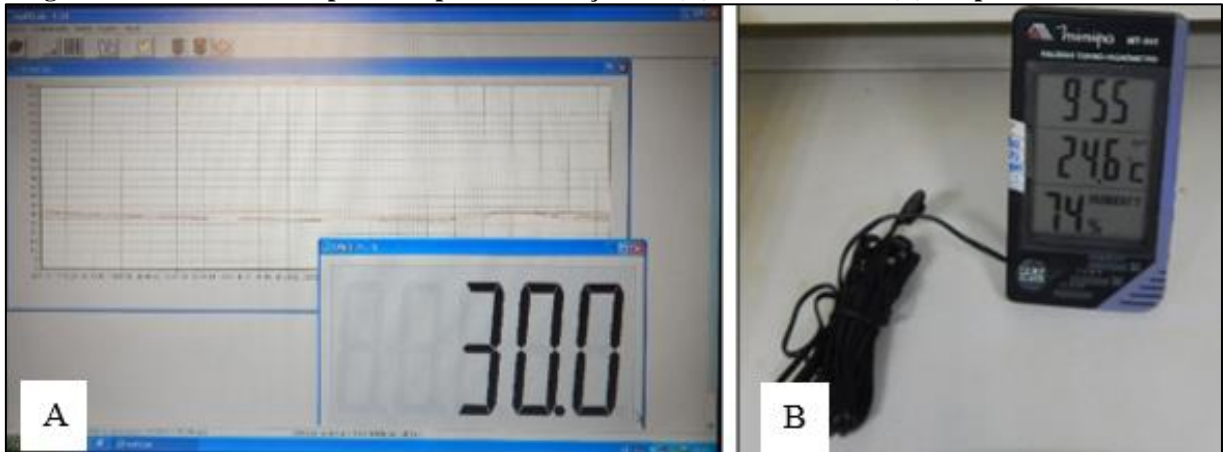
**Figura 19. Preparação do cloreto férrico.**



Fonte: Autoria própria.

Para as amostras de super duplex que foram ensaiadas nas temperaturas de 40, 45, 50 e  $55 \pm 2$  °C, o becker contendo a solução de cloreto férrico e o CP ficou em banho maria com o intuito de manter a temperatura de ensaio constante, e as amostras de lean duplex foram ensaiadas em temperatura ambiente. As duas condições de ensaio foram realizadas em uma capela do modelo CAP 2000 T.0044 e houve um controle rigoroso da temperatura ao longo do tempo de ensaio, onde na condição de banho maria utilizou-se um termopar conectado em um registrador de temperatura que mostra a temperatura instantânea através do *software myPCLab – 1.22* e na condição de ensaio em temperatura ambiente utilizou-se um relógio termohigrômetro do modelo MT-241, como se observa na Figura 20.

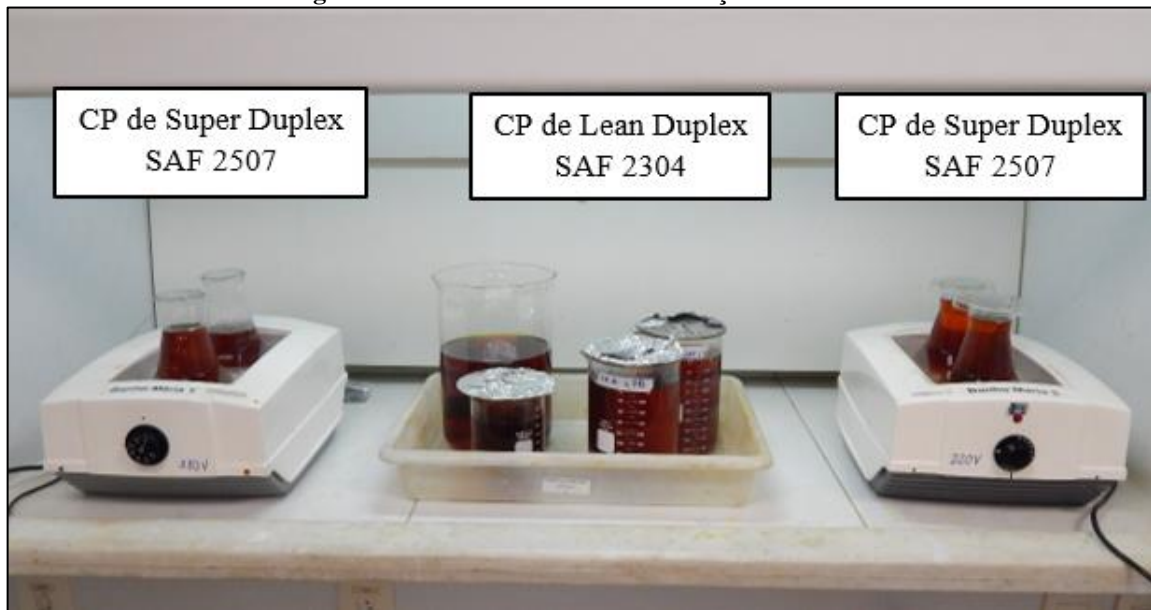
**Figura 20. Controle de temperatura para as condições de (A) banho maria e (B) temperatura ambiente.**



Fonte: Autoria própria.

O ensaio de corrosão foi realizado de acordo com a ASTM G48, método A, e consiste em deixar o CP submerso em uma solução de cloreto férrico diluído em água tipo IV, na temperatura de interesse durante 24 horas, como mostra a Figura 21.

**Figura 21. Amostra submersa na solução de ensaio.**



Fonte: Autoria própria.

Após o tempo de ensaio a amostra é retirada, lavada, colocada na cuba de ultrassom para remover os produtos de corrosão, secada e pesada, verificando assim se houve perda de massa. A Figura 22 mostra os CP na cuba ultrassônica após o ensaio.

**Figura 22. CP na cuba ultrassônica após o ensaio.**



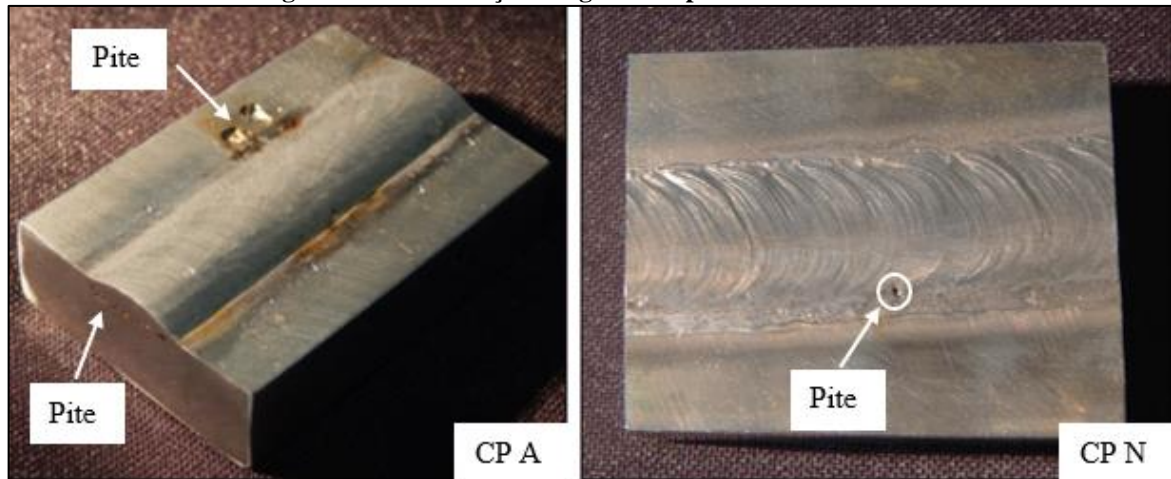
Fonte: Autoria própria.

Depois da pesagem do CP, a mesma é identificada com presença de pites ou não, isso é facilmente identificado pela comparação do peso do material antes e depois do ensaio. Entretanto, por ser um ensaio investigativo, em algumas temperaturas o material não apresenta pites, onde depois da verificação da não presença de pites o material foi submetido novamente ao ensaio para uma temperatura  $\pm 5$  °C maior que a anterior.

#### 4.4.4 Caracterização pós-ensaio

As amostras que apresentaram pites foram caracterizadas macroscopicamente, como se observa na Figura 23, e submetido a análise por microscopia ótica para verificar seu comportamento na microestrutura bifásica do material.

**Figura 23. Identificação e registro do pite no CP A e CP N.**

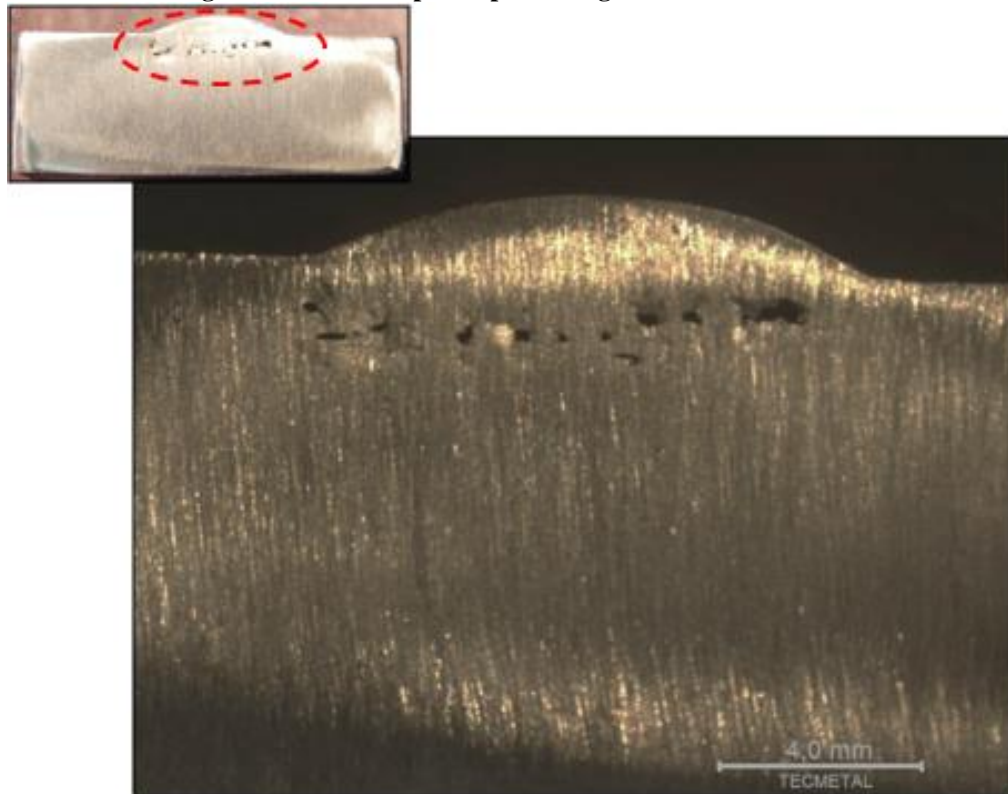


Fonte: Autoria própria.

#### 4.5 ANÁLISE MACROSCÓPICA

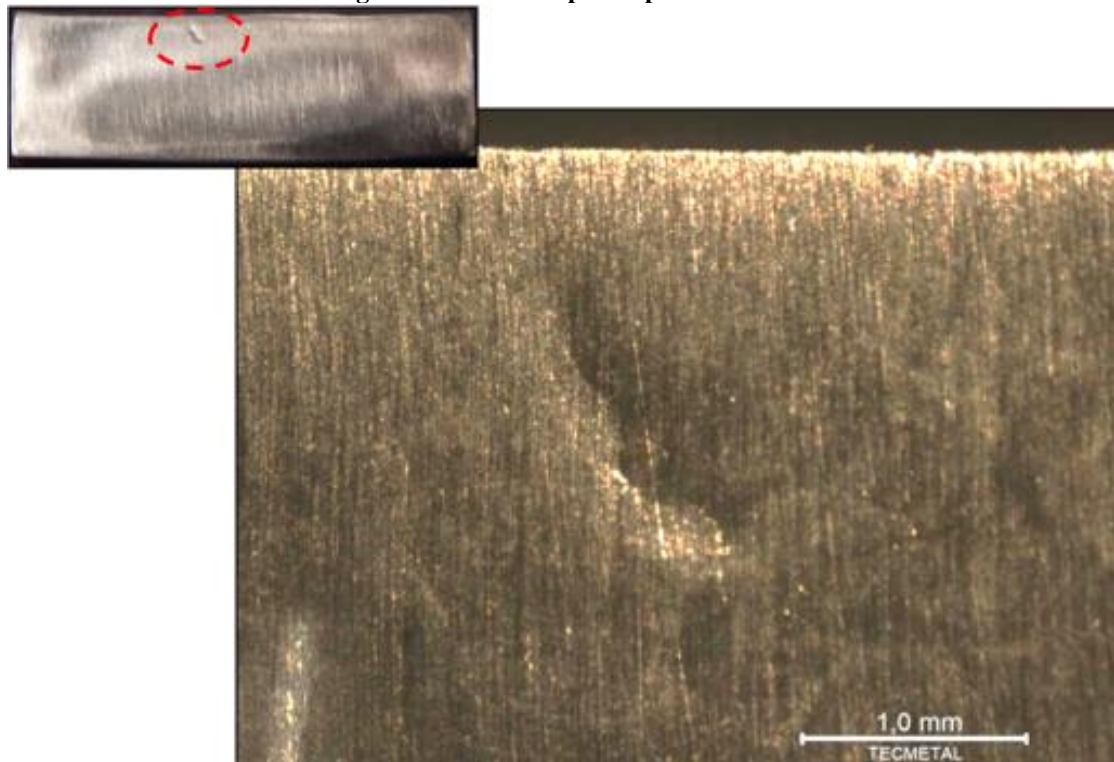
A identificação de pites pode ser realizada macroscopicamente analisando a superfície corroída e a morfologia dos pites, de acordo com a norma ASTM G46. Nesse estudo a análise macroscópica foi realizada com inspeção visual, fotografias e microscópio estéreo, sendo esse último muito útil para analisar o pite tridimensionalmente e verificar a região onde o mesmo nucleou com maior incidência, como se observa na Figura 24 e 25.

**Figura 24. Macroscopia do pite na região soldada do CP A.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 25. Macroscopia do pite no CP J.**



Fonte: Autoria própria.

#### 4.6 ANÁLISE DE MICROSCOPIA ÓTICA

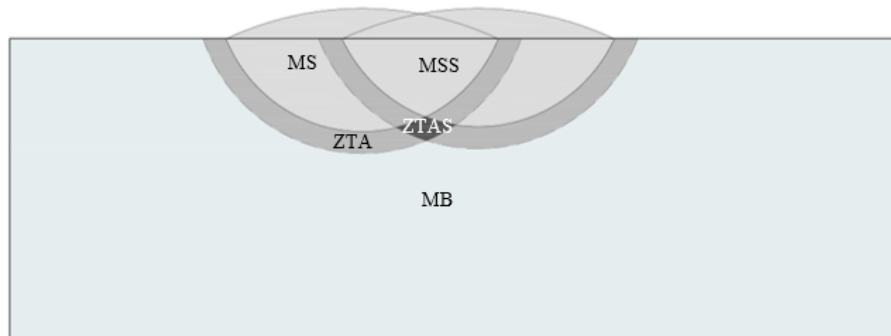
A análise microscópica foi realizada com o intuito de analisar a microestrutura do metal de base e região soldada após o ensaio de corrosão por pite, sendo possível identificar a microestrutura bifásica e a fase que o pite tende a nuclear.

Para a análise da microestrutura do material e do pite, as amostras foram preparadas através de lixamento a úmido com lixas de granulometria 80 a 1200 *mesh*, seguido de polimento em uma politriz metalográfica aplicando pasta de diamante (15, 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ ) e ataque eletrolítico da superfície com NaOH utilizando os parâmetros de 2 V e o tempo de ataque de 15 s, de acordo com o método A da norma ASTM A923.

Por esse estudo analisar condições de soldagem com 1 passe e 2 passes, foram capturadas fotomicrografia para diferentes regiões com o auxílio do microscópio Zeiss Oxioscope. Para a condição de soldagem com 1 passe, foram capturadas fotomicrografia do MB, MS e ZTA.

Para a condição de soldagem com 2 passes, foram capturadas fotomicrografia do MB, MS, MS na sobreposição (MSS), ZTA e ZTA na sobreposição (ZTAS), como mostra a Figura 26.

**Figura 26. Representação das regiões capturadas do CP com 2 passes.**



Fonte: Autoria própria.

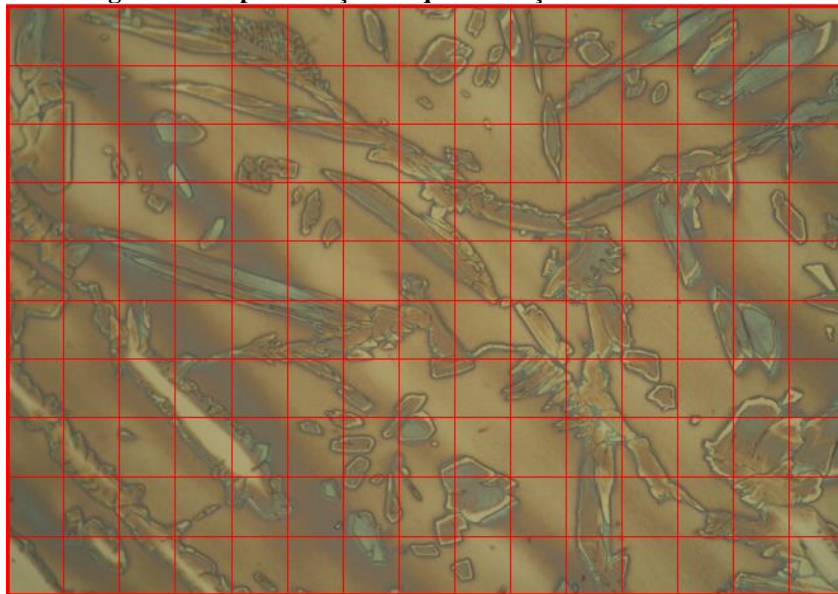
#### 4.7 QUANTIFICAÇÃO DE FASES DE ACORDO COM A ASTM E562-11

A norma ASTM E562-1 relaciona o valor da acurácia relativa, número de campos a serem analisados, número de pontos da grade e o percentual de fração volumétrica de uma determinada fase na microestrutura do material. Sabe-se que a acurácia relativa e o grau de confiança da análise quantitativa é inversamente proporcional, portanto para uma acurácia relativa de 10% seria necessário uma grade de 100 pontos e análise em 20 campos de cada região da junta soldada. No entanto, observa-se que quanto maior o percentual de fração

volumétrica de uma determinada fase, menos campo é necessário para atingir o mesmo grau de precisão. Logo, sabendo que para os AID espera-se 50% de ferrita e 50% de austenita, uma grade com aproximadamente 120 pontos e 10 campos de cada região pode-se obter uma acurácia relativa menor que 10%.

Portanto, para a quantificação de fases de acordo com a norma ASTM E562-11, utilizou-se uma grade quadrada totalizando 126 pontos e 10 campos de cada região analisada da junta soldada sendo as regiões MB, MS, MSS, ZTA e ZTAS, como se observa na Figura 27.

**Figura 27. Representação da quantificação de fases na ZTA.**



Fonte: Autoria própria.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE

Para a caracterização do metal de base na condição como recebido, utilizou-se a composição química do material para quantificar o número equivalente de resistência ao pite (PREN) e análise metalográfica para caracterizar a microestrutura do metal de base.

#### 5.1.1 Número equivalente de resistência ao pite (PREN)

Sabendo que para o cálculo do PREN é necessário saber o teor de nitrogênio, utilizou-se a composição química de acordo com o fabricante Sandvik para os três materiais, como exposto na Tabela 9, pois nesse estudo utilizou-se apenas a análise química por espectroscopia de emissão ótica que não mensura o teor de nitrogênio na composição química do material, para isso seria necessário fazer uma análise química por fusão de gás inerte.

**Tabela 9. Composição química do metal de base e metal de adição**

	<b>C (%)</b>	<b>Si (%)</b>	<b>Mn (%)</b>	<b>P (%)</b>	<b>S (%)</b>	<b>Cr (%)</b>	<b>Ni (%)</b>	<b>Mo (%)</b>	<b>N (%)</b>
<b>SAF 2304</b>	≤0,03	≤1,0	≤2,0	≤0,035	≤0,015	22,5	4,5	0,3	0,1
<b>SAF 2507</b>	≤0,03	≤0,8	≤1,2	≤0,025	≤0,015	25	7	4	0,3
<b>AWS A 5.9 ER2209L</b>	≤0,02	0,5	1,6	≤0,02	≤0,015	23	9	3,2	0,16

Fonte: SANDVIK (2014).

Diante da composição química do metal de base e do metal de adição é possível calcular o PREN, aplicando a Equação 7, para o lean duplex SAF 2304, super duplex SAF 2507 e metal de adição AWS A 5.9 ER2209L, como se observa na Tabela 10.

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (7)$$

**Tabela 10. Valor do PREN do metal de base e metal de adição**

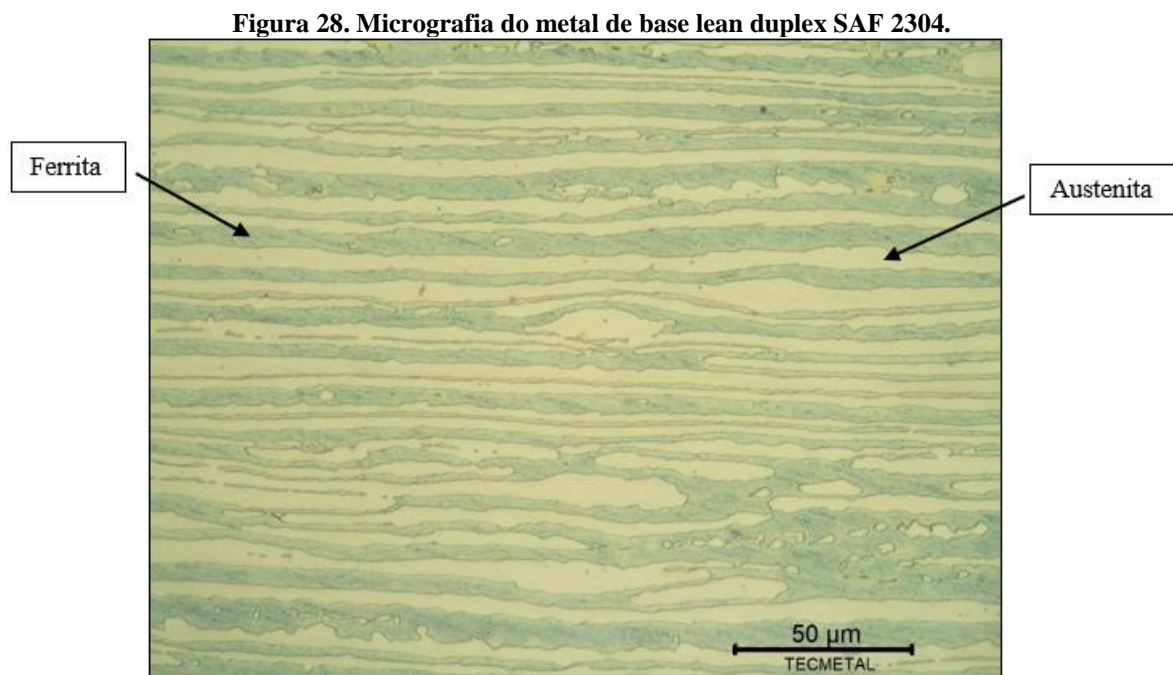
<b>MATERIAL</b>	<b>TIPO</b>	<b>PREN</b>
SAF 2304	Metal de base	25,09
SAF 2507	Metal de base	43,00
AWS A 5.9 ER2209L	Metal de adição	36,12

Fonte: Autoria própria.

Os valores do PREN obtido para cada metal de base e metal de adição utilizado nesse estudo, mostra que o PREN do metal de base SAF 2304 é próximo de 25, valor típico de aço inoxidável lean duplex. Para o metal de adição AWS A 5.9 ER2209L e metal de base SAF 2507, os resultados ficaram entre 35 e 45, valor típico dos aços inoxidáveis duplex e super duplex, respectivamente. Nota-se um valor superior do PREN para SAF 2507 e AWS A 5.9 ER2209L, isso é pelo fato de apresentar um aumento de mais de 3% no teor de molibdênio e 0,2% no teor de nitrogênio, que apesar de ser um aumento não tão significativo no caso do nitrogênio, esse elemento apresenta um peso de 16 no cálculo do PREN. Além disso, observa-se que o teor de Mo do SAF 2304 é na ordem de dez vezes menor em relação ao SAF 2507, e pela equação do PREN esse elemento é o de segunda maior influência na resistência à corrosão por pites dos AID, tendo um peso de 3,3 no cálculo desse parâmetro.

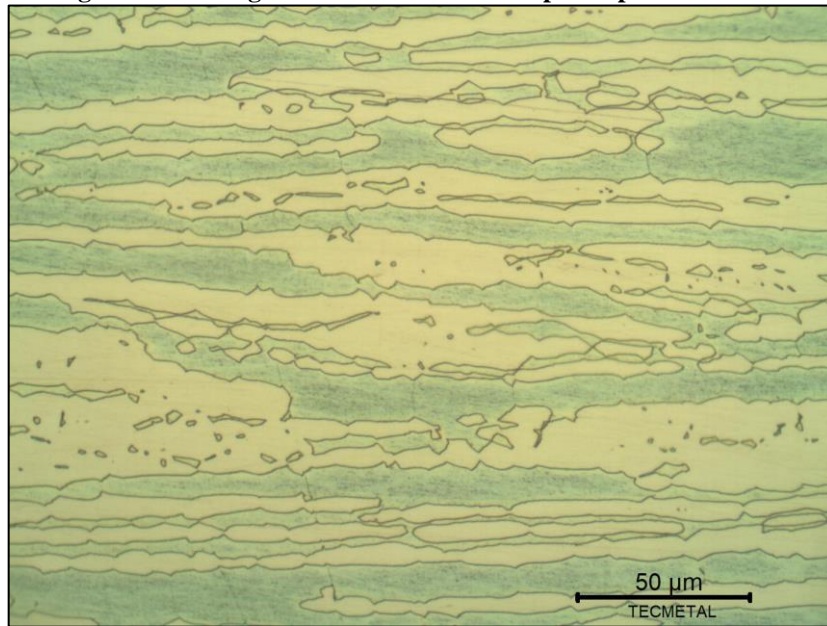
### 5.1.2 Caracterização metalográfica do metal de base

Pela análise metalográfica do metal de base do lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507, é possível observar a morfologia da ferrita (fase azul) e da austenita (fase branca) de grãos alongados, como se observa nas Figuras 28 e 29, na qual essa característica é típica de materiais fabricados por laminação, sendo o principal processo de fabricação de chapas.



Fonte: Autoria própria.

**Figura 29. Micrografia do metal de base super duplex SAF 2507.**



Fonte: Autoria própria.

As Figuras 28 e 29 mostram que a microestrutura do metal de base do SAF 2507 é mais balanceada do que o SAF 2304. A microestrutura final do material define suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão do material, onde no caso dos AID, um melhor balanceamento de fases é desejável para obter a melhor combinação de propriedades mecânica e resistência à corrosão por pites.

## 5.2 QUANTIFICAÇÃO DE FASES

Após a contagem dos pontos em todos os 10 campos de cada região da junta soldada é necessário o tratamento estatístico, como descrito no subtópico 3.4 da revisão bibliográfica, para obter a fração volumétrica da fase quantificada. Com o auxílio do Microsoft Excel, aplicando as Equações 2, 3, 4 e 5, obteve-se o valor reportado que é a média da fração volumétrica  $\pm 95\%$  do intervalo de confiança, conforme demonstra a Equação 6.

Na Tabela 11 está descrito os resultados para a quantificação de fases, na condição de como recebido, dos aços inoxidáveis lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507.

**Tabela 11. Fração volumétrica do MB do SAF 2304 e SAF 2507**

<b>QUANTIFICAÇÃO DE FASES DO MB</b>		
<b>Material</b>	<b>Ferrita (%)</b>	<b>Austenita (%)</b>
SAF 2304	58,93 $\pm$ 0,02	41,07 $\pm$ 0,02
SAF 2507	49,25 $\pm$ 0,02	50,75 $\pm$ 0,02

Fonte: Autoria própria.

A Tabela 12 mostra os resultados obtidos para a quantificação de fases no MS e ZTA para todas as condições analisadas.

**Tabela 12. Fração volumétrica do MS e ZTA para os CP analisados**

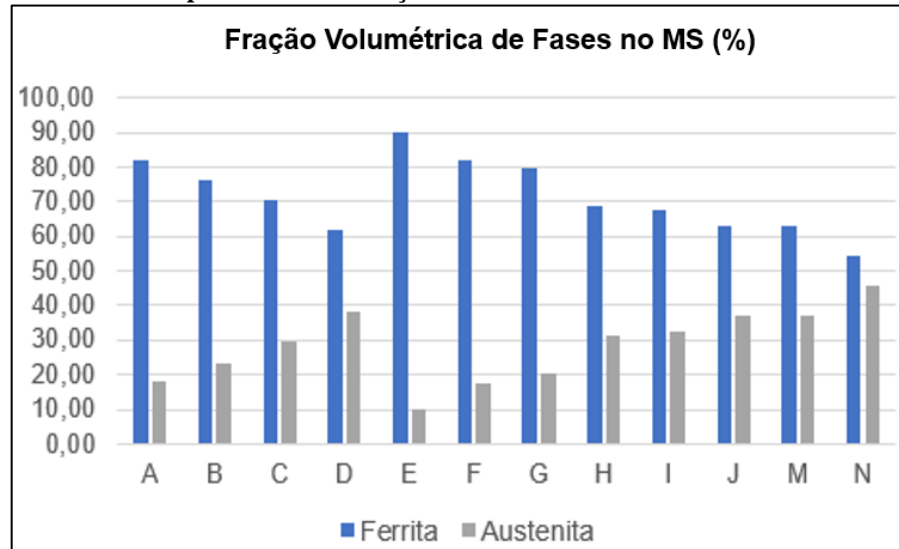
<b>QUANTIFICAÇÃO DE FASES DO MS E ZTA</b>								
CP	Nº de passes	Proteção gasosa	Material	Consumível	Ferrita (%) *		Austenita (%) *	
					MS	ZTA	MS	ZTA
A	1	Argônio	Lean Duplex SAF 2304	AWS A 5.9 ER2209L	81,87	74,33	18,13	25,67
B	2				76,51	65,08	23,49	34,92
C	1	Argônio + N <sub>2</sub>			70,40	62,82	29,60	37,18
D	2				62,01	58,81	37,99	41,19
E	1	Argônio		Autógena	89,95	84,88	10,05	15,12
F	2				82,26	78,94	17,74	21,06
G	1	Argônio + N <sub>2</sub>			79,84	75,99	20,16	24,01
H	2				68,75	56,46	31,25	43,54
I	1	Argônio	Super Duplex SAF 2507		67,38	60,69	32,62	39,31
J	2				63,06	58,83	36,94	41,17
M	1	Argônio + N <sub>2</sub>			62,78	55,52	37,22	44,48
N	2				54,56	51,29	45,44	48,71

\* O valor de 95% CI variou de 0,01 a 0,03.

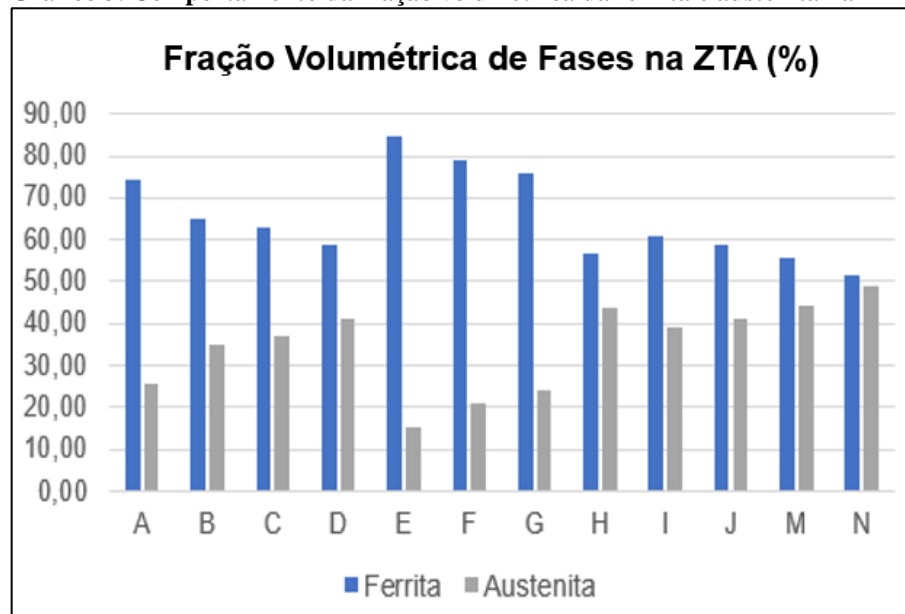
Fonte: Autoria própria.

Para todas as condições analisadas observa-se que a quantidade de austenita reduziu em relação ao metal de base, isso é devido a energia de soldagem aplicada e está associado a altas velocidades de resfriamento devido ao baixo aporte térmico, mesmo utilizando valores dentro do usualmente recomendado para os aços inox duplex e lean duplex, dificultando a transformação da ferrita em austenita durante o resfriamento da junta soldada. A alta fração de ferrita da junta soldada em relação ao metal de base, afeta drasticamente a resistência à corrosão por pites dos AID, onde o balanceamento de fases é desejável.

Esse mesmo resultado pode ser visto graficamente, conforme os Gráficos 2 e 3 para o MS e ZTA, respectivamente.

**Gráfico 2. Comportamento da fração volumétrica da ferrita e austenita no MS.**

Fonte: Autoria própria.

**Gráfico 3. Comportamento da fração volumétrica da ferrita e austenita na ZTA.**

Fonte: Autoria própria.

Observa-se graficamente que na soldagem de todos os CP de aços inoxidáveis lean duplex SAF 2304 e super duplex SAF 2507, as condições com 2 passes e adição de nitrogênio no gás de proteção argônio causou uma diminuição na fração volumétrica da ferrita e consequentemente aumento da fração volumétrica da austenita, melhorando o balanceamento de fases da microestrutura final. Além disso, a soldagem do SAF 2304 com metal de adição resultou em um melhor balanceamento de fases quando comparado com a soldagem autógena, como se observa nos resultados dos CP A, B, C e D em relação aos CP E, F, G e H. Por fim, é possível observar que o SAF 2507 soldado com 2 passes e adição de nitrogênio no gás de

proteção, amostra N, obteve um melhor balanceamento de fases na microestrutura final, chegando próximo da proporção de 1:1 na ZTA.

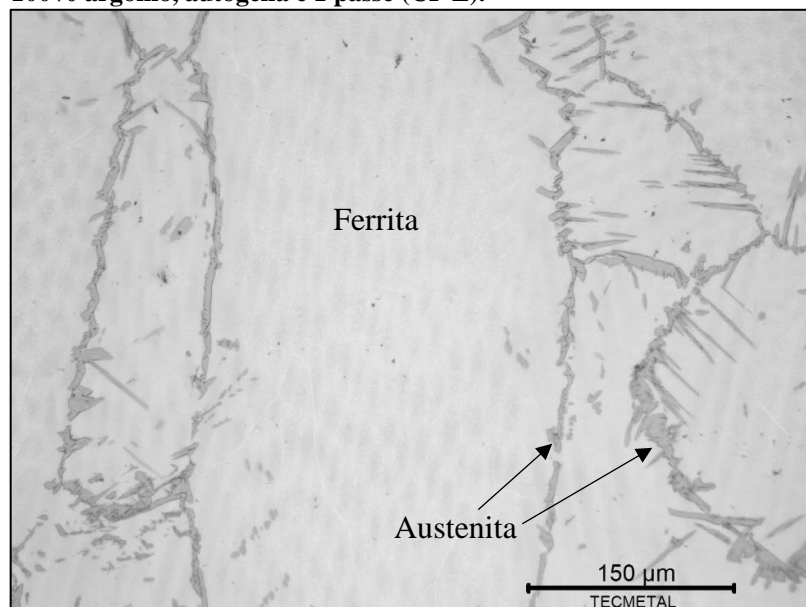
Estes resultados evidenciam que torna-se necessário a tratativa diferenciada dos parâmetros de soldagem, e não somente na escolha do gás de proteção, além de se considerar se o produto soldado for feito com um passe ou multipasse.

### 5.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA REGIÃO SOLDADA

Analisando a microestrutura dos CP, soldados nas diferentes condições, notou-se que em todas as condições houve uma redução da fração volumétrica de austenita em relação a microestrutura inicial, devido a influência do calor do processo de soldagem. Na ZTA e MS o aporte térmico causou um desbalanceamento de fases na microestrutura final, na qual a quantidade de ferrita é bem maior do que a austenita, podendo assim afetar drasticamente a resistência à corrosão por pites do material.

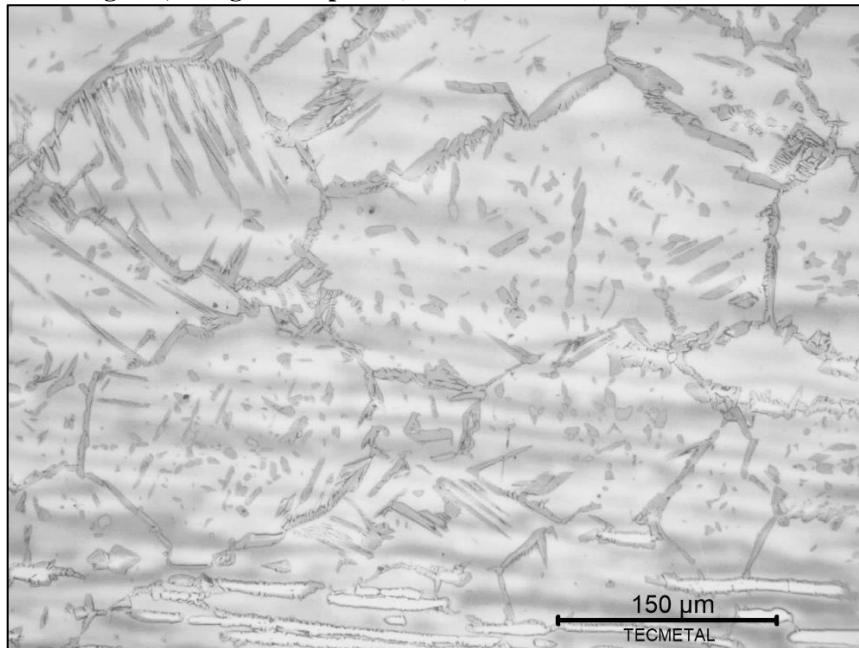
Além disso, observa-se que para os CP soldados com 2 passes a quantidade de austenita na sobreposição do MS e na ZTA reaquecida é maior em relação aos CP com 1 passe, pois a temperatura do passe posterior causa um maior gradiente térmico nessa região, aumentando o tempo de permanência na temperatura de formação da austenita, e parte da ferrita se transforma em austenita por difusão, melhorando o balanceamento de fases e conseqüentemente a resistência à corrosão por pites. Esse comportamento pode ser observado em uma comparação entre os CP E e F e entre os CP A e B, como se observa nas Figuras 30 a 37.

**Figura 30. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP E).**



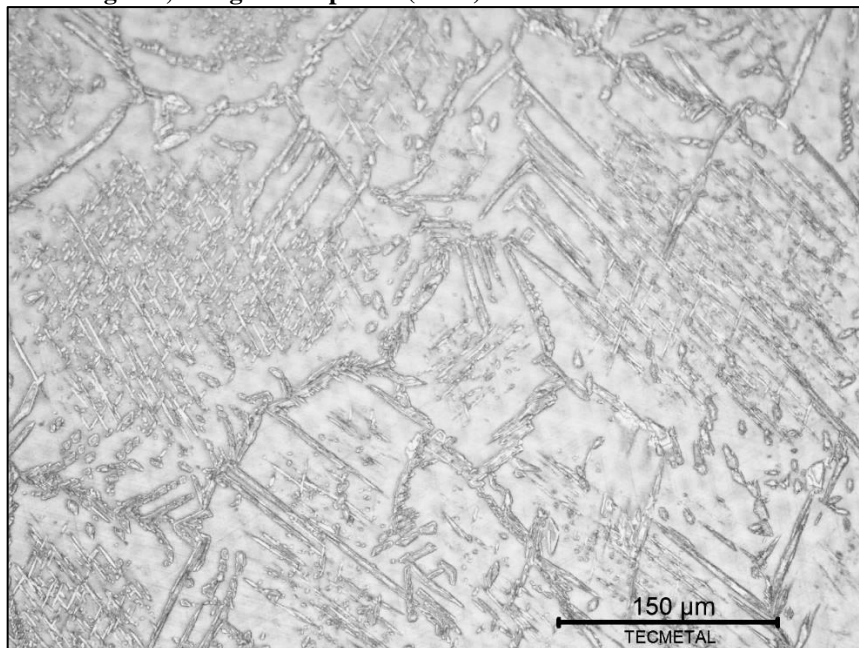
Fonte: Autoria própria.

**Figura 31. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP E).**



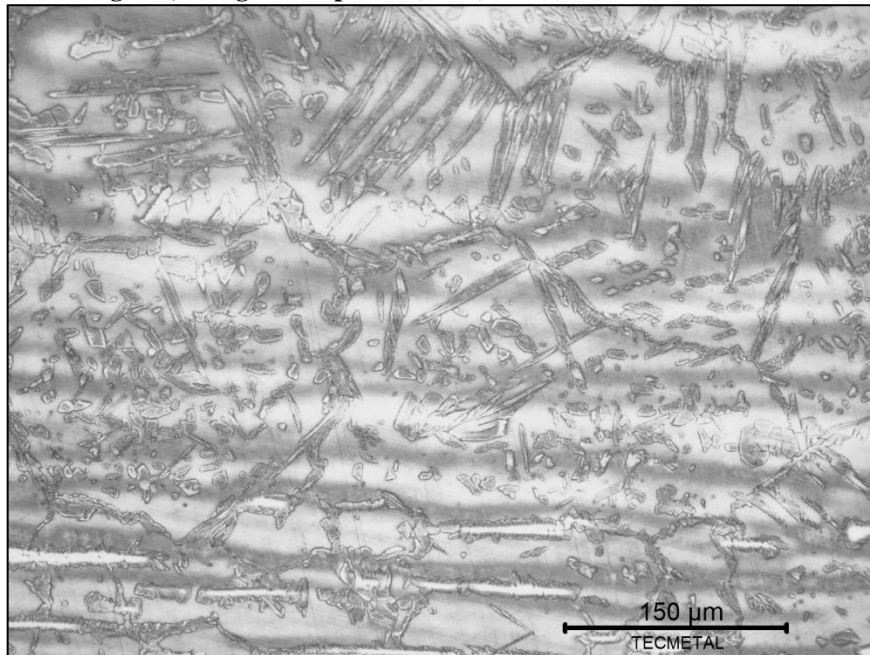
Fonte: Autoria própria.

**Figura 32. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP F).**



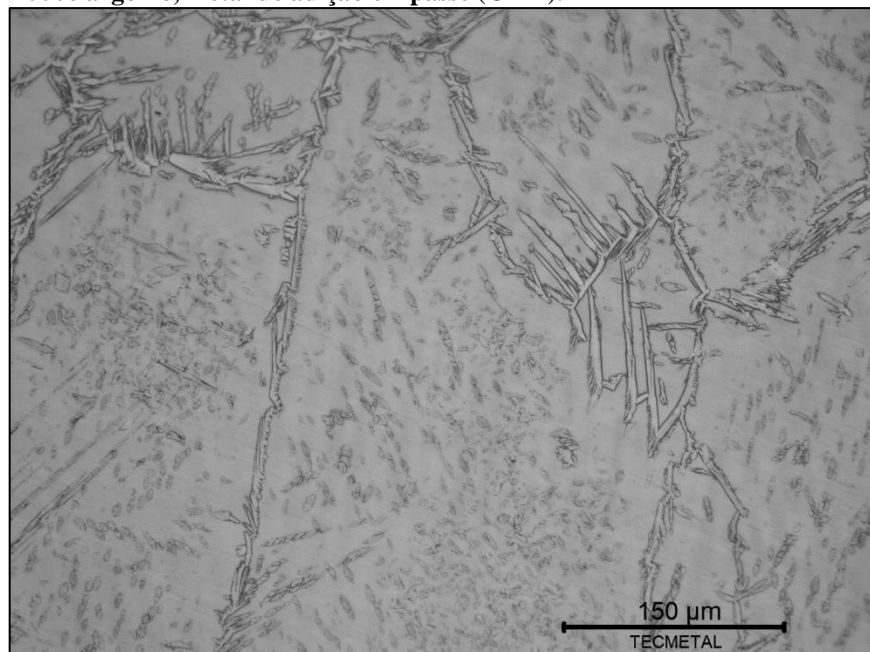
Fonte: Autoria própria.

**Figura 33. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP F).**



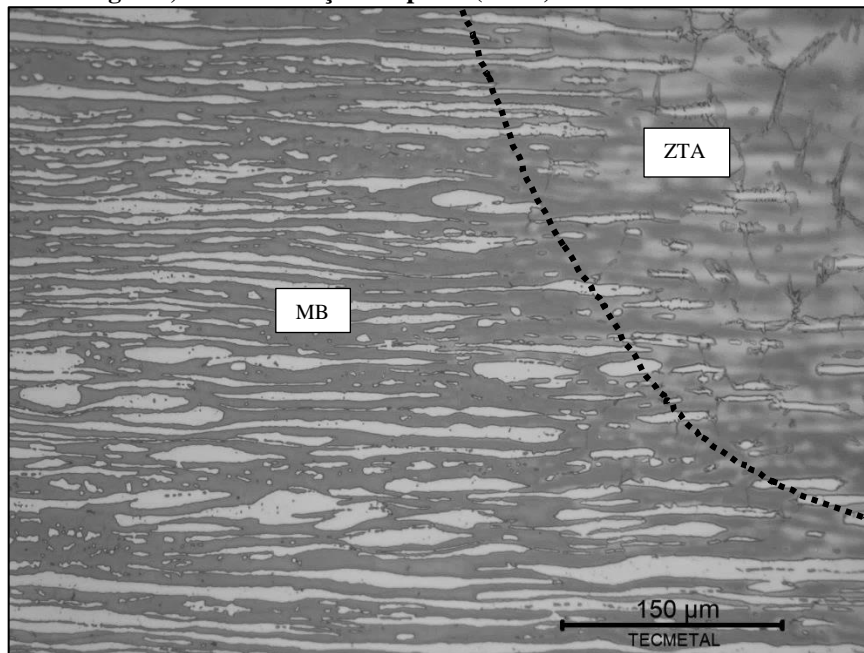
Fonte: Autoria própria.

**Figura 34. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 1 passe (CP A).**



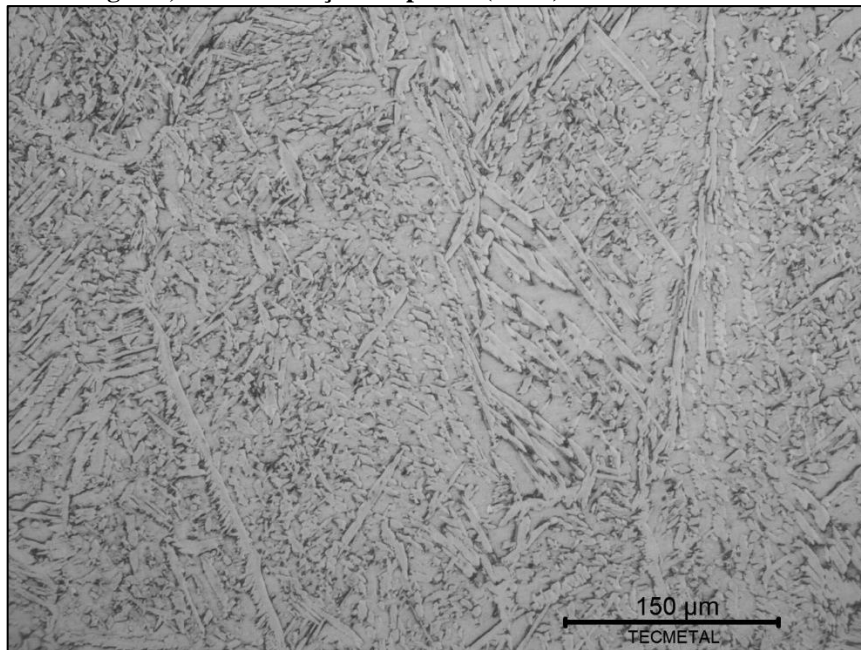
Fonte: Autoria própria.

**Figura 35. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 1 passe (CP A).**



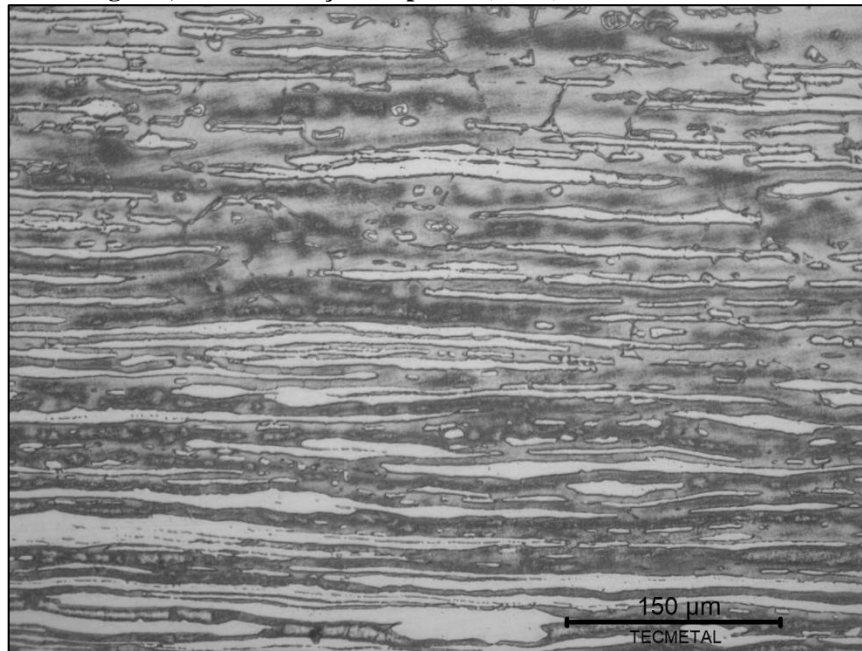
Fonte: Autoria própria.

**Figura 36. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 2 passes (CP B).**



Fonte: Autoria própria.

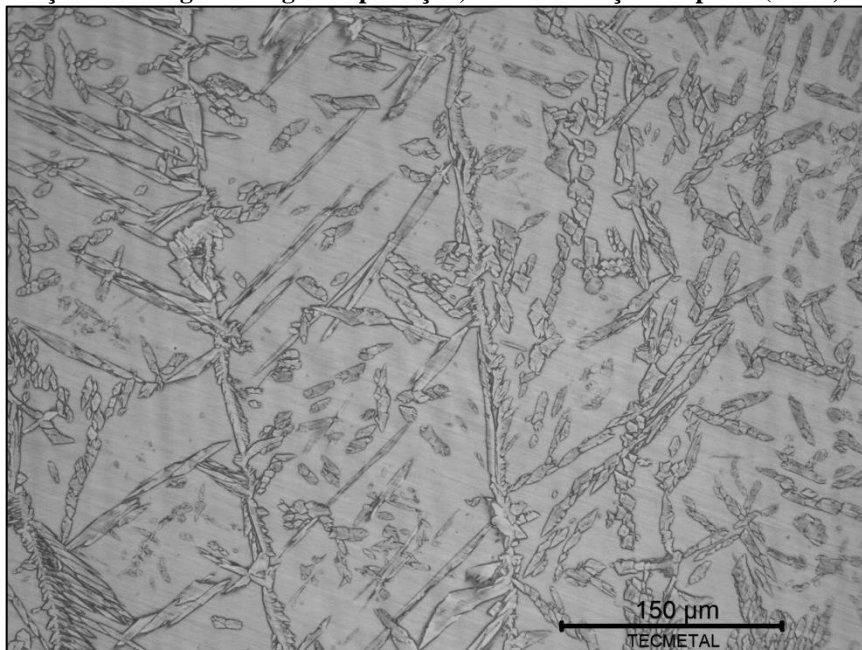
**Figura 37. Aspecto micrográfico da ZTA de lean duplex soldado com 100% argônio, metal de adição e 2 passes (CP B).**



Fonte: Autoria própria.

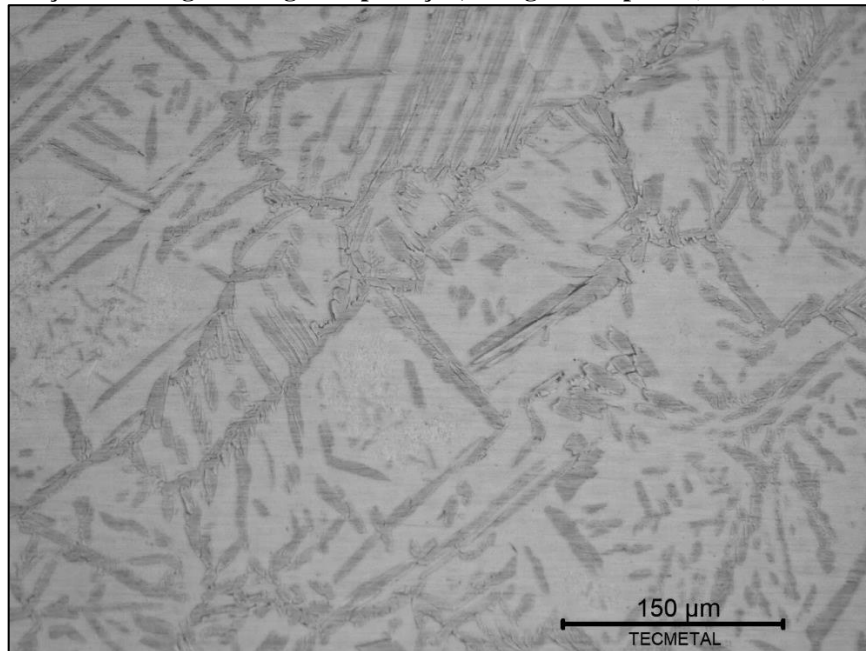
Para os CP de lean duplex soldados com metal de adição, observou-se uma maior fração volumétrica de austenita no MS em relação aos CP soldados autógenos. Esse comportamento pode ser pelo fato de que o metal de adição utilizado apresenta alto teor de níquel em sua composição química, sendo o Ni um elemento austenitizante. Observa-se isso em uma comparação entre os CP C e G e entre os CP D e H, como se observa nas Figuras 38 a 41.

**Figura 38. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, metal de adição e 1 passe (CP C).**



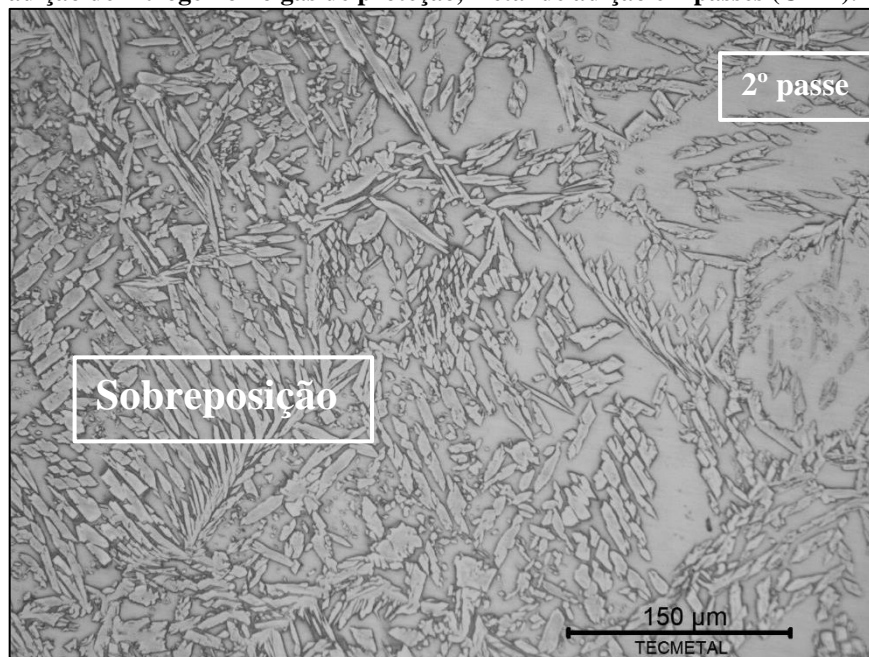
Fonte: Autoria própria.

**Figura 39. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 1 passe (CP G).**



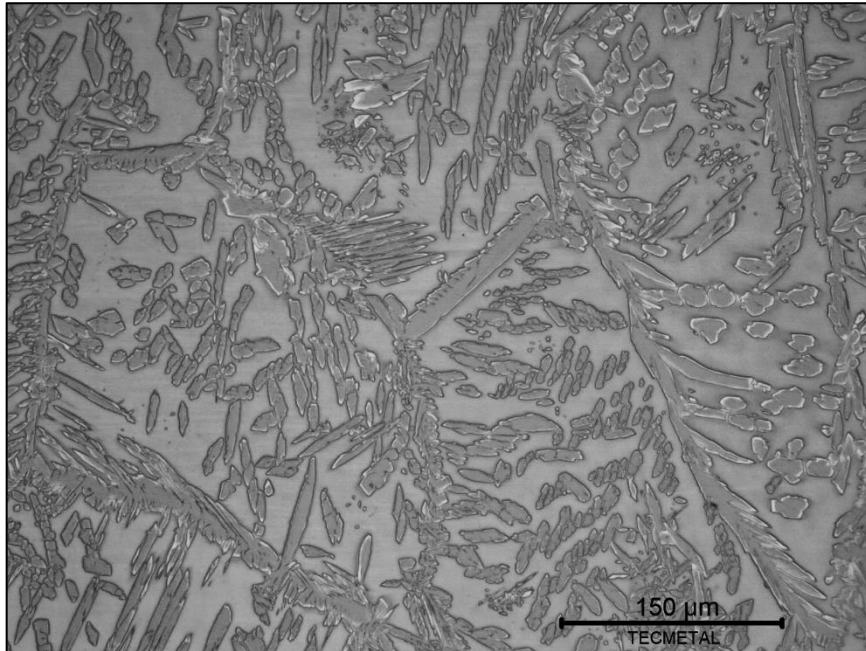
Fonte: Autoria própria.

**Figura 40. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, metal de adição e 2 passes (CP D).**



Fonte: Autoria própria.

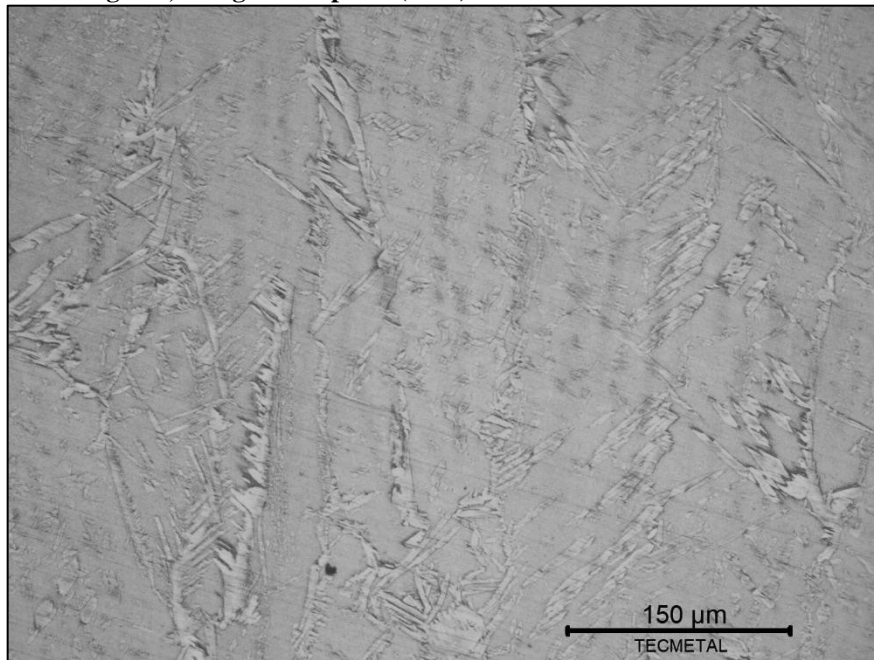
**Figura 41. Aspecto micrográfico do MS de lean duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 2 passes (CP H).**



Fonte: Autoria própria.

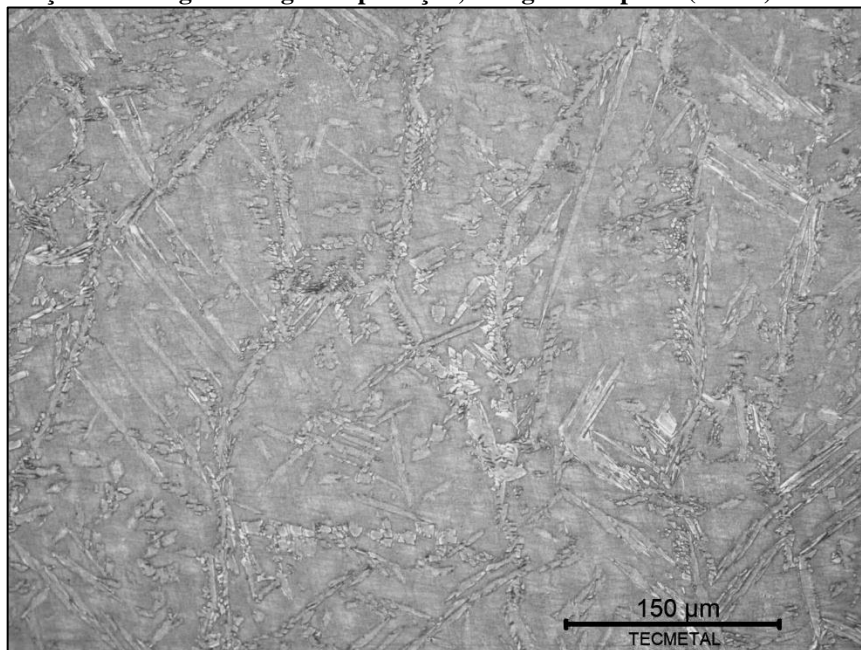
Por fim, para os CP soldados com adição de 2,25% de  $N_2$  no gás de proteção argônio, apresentou maior quantidade de austenita na microestrutura final do MS e ZTA do que os CP soldados com 100% argônio no gás de proteção. Esse comportamento provavelmente acontece devido a adição de nitrogênio no gás de proteção argônio que mantém o teor de nitrogênio na composição química da junta soldada e pôr o nitrogênio ser um elemento austenitizante e deslocar a linha *solvus* do diagrama Fe-Cr-Ni, fazendo com que ocorra transformação de ferrita para austenita em temperaturas mais elevadas. Esse feito pode ser observado em uma comparação entre os CP I e M e entre os CP J e N, como se observa nas Figuras 42 a 49.

**Figura 42. Aspecto micrográfico do MS de *super duplex* soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP I).**



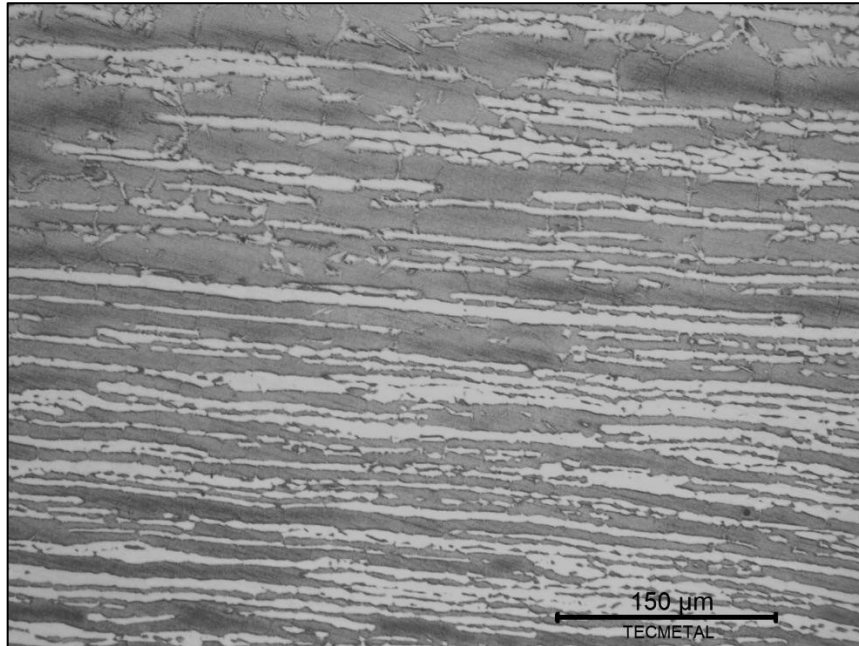
Fonte: Autoria própria.

**Figura 43. Aspecto micrográfico do MS de *super duplex* soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 1 passe (CP M).**



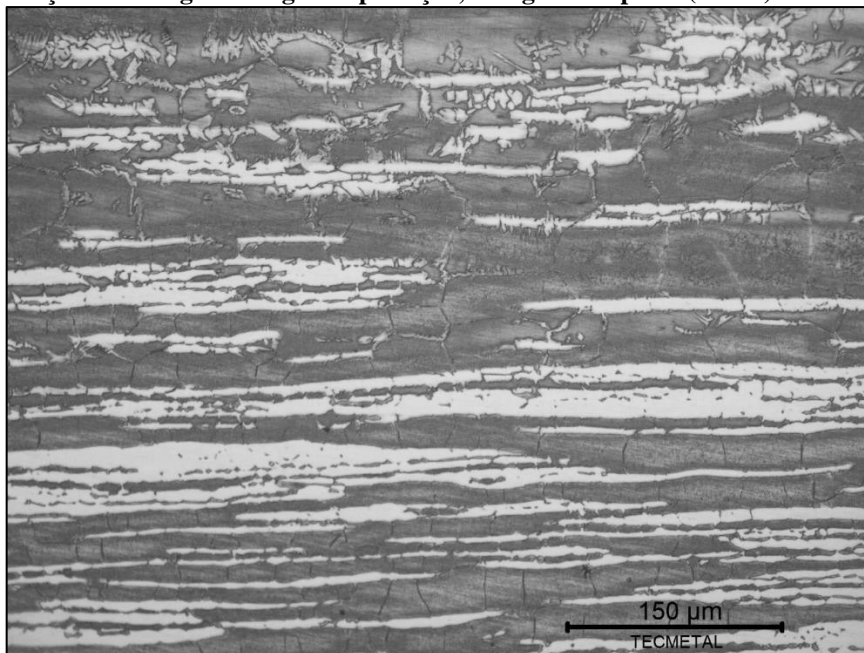
Fonte: Autoria própria.

**Figura 44. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 1 passe (CP I).**



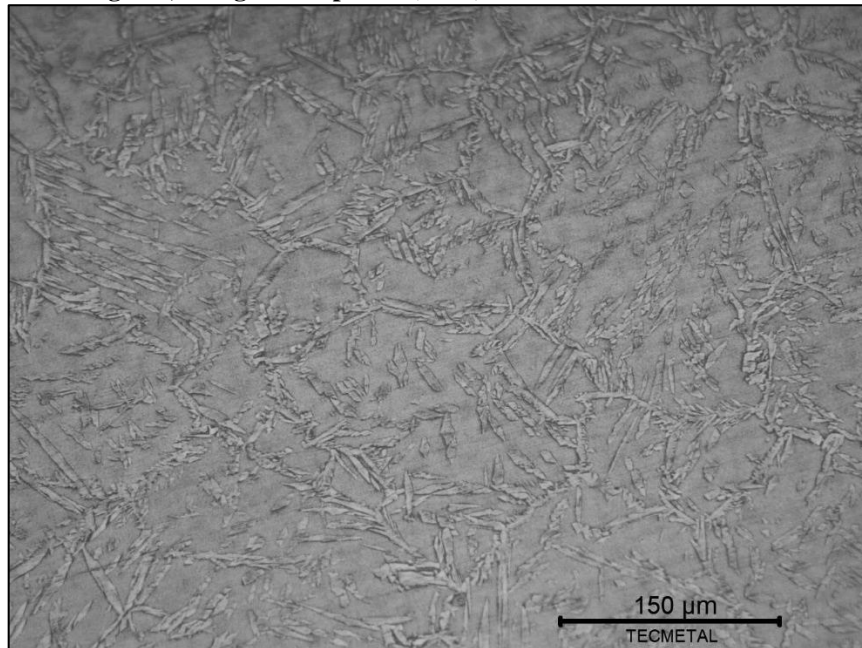
Fonte: Autoria própria.

**Figura 45. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 1 passe (CP M).**



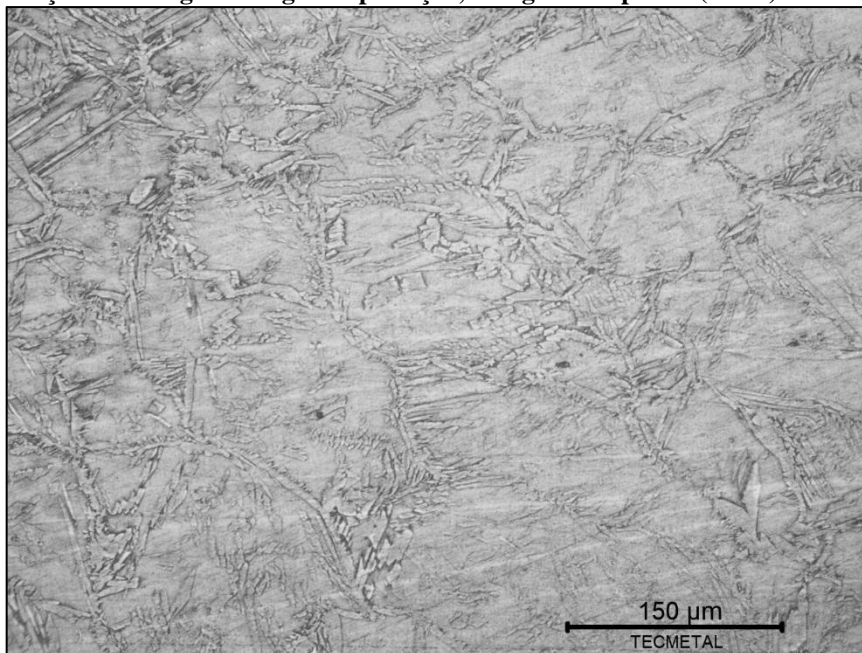
Fonte: Autoria própria.

**Figura 46. Aspecto micrográfico do MS de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP J).**



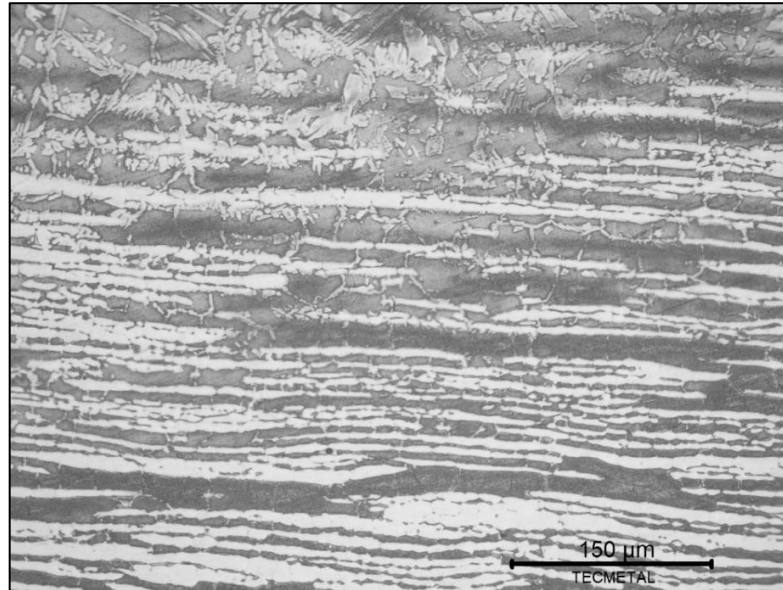
Fonte: Autoria própria.

**Figura 47. Aspecto micrográfico do MS de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 2 passes (CP N).**



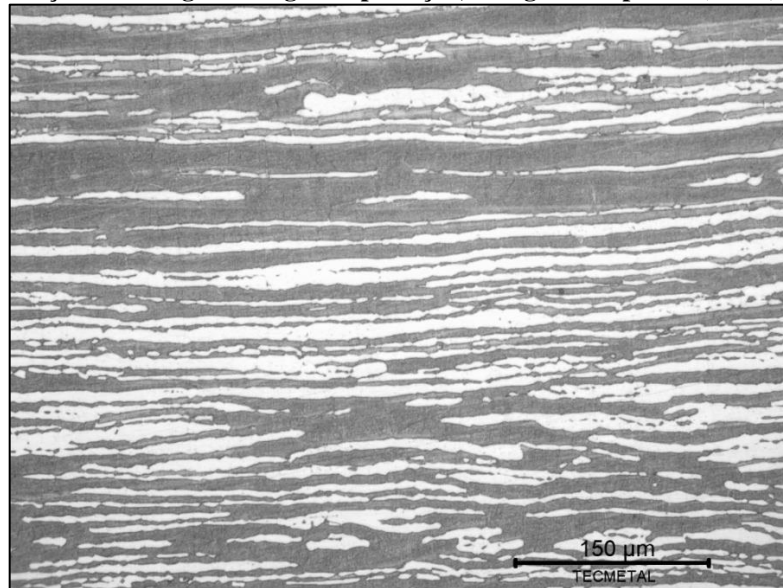
Fonte: Autoria própria.

**Figura 48. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com 100% argônio, autógena e 2 passes (CP J).**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 49. Aspecto micrográfico da ZTA de super duplex soldado com adição de nitrogênio no gás de proteção, autógena e 2 passes (CP N).**



Fonte: Autoria própria.

#### 5.4 TESTE PRELIMINAR ASTM G48

O teste preliminar evidenciou que o material lean duplex SAF 2304 apresentou pites em temperatura ambiente no metal de base e metal de solda, fazendo com que fosse especificado que o ensaio de corrosão no SAF 2304 seria feito na temperatura ambiente ( $23 \pm 2$  °C) apenas para observar as perdas de massa de acordo com as diferentes condições soldadas. Para o material super duplex SAF 2507, o metal de solda não resistiu a temperatura de  $50 \pm 2$  °C e o

metal de base resistiu a temperatura de  $60 \pm 2$  °C, na qual o tempo foi um limitante para a continuação do teste, portanto especificou-se que o ensaio para esse material seria realizado na temperatura inicial de  $40 \pm 2$  °C.

### 5.5 RESULTADOS DO ENSAIO ASTM G-48

Após a verificação da perda de massa nas amostras submetidas ao ensaio de corrosão por pites, é possível avaliar a resistência à corrosão por pites de cada amostra soldada nas diferentes condições. A Tabela 13 apresenta os resultados obtidos para cada CP ensaiado, organizada de forma crescente em relação a temperatura de ensaio.

**Tabela 13. Resultados do ensaio de corrosão por pite de acordo com a norma ASTM G48**

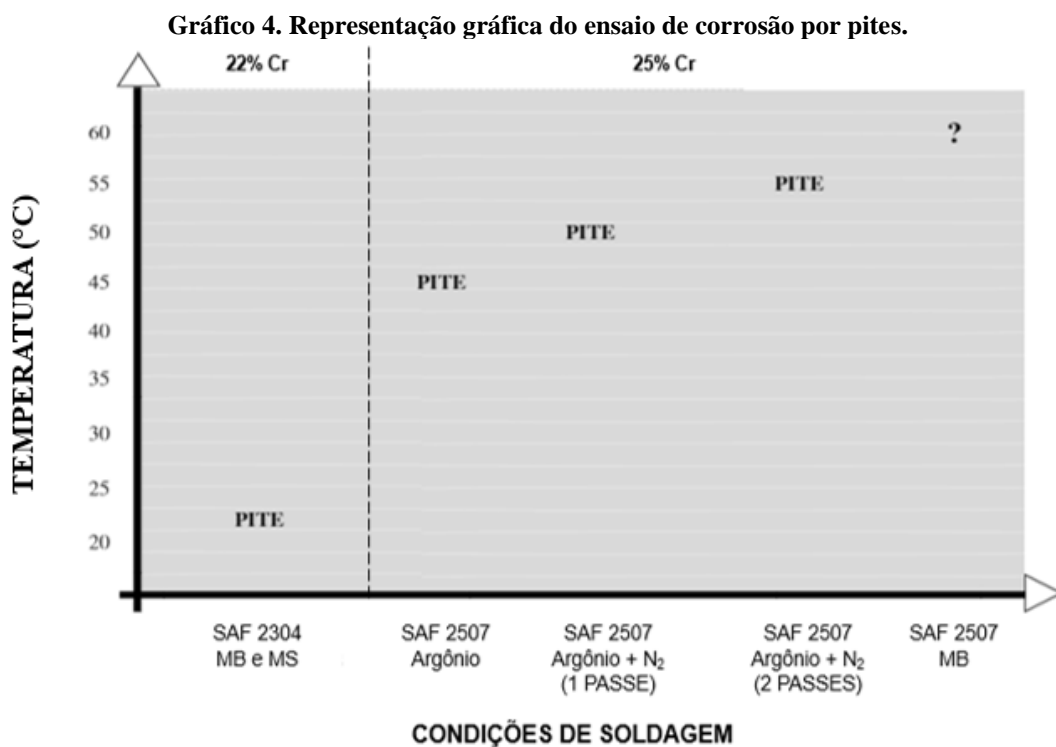
<b>RESULTADO DO ENSAIO DE CORROSÃO POR PITE</b>								
<b>CP</b>	<b>N° de passes</b>	<b>Proteção gasosa</b>	<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Material</b>	<b>Consumível</b>	<b>Perda de massa (g/m<sup>2</sup>)</b>		
H	2	Argônio + N <sub>2</sub>	23	Lean duplex SAF 2304	Autógena	311,17		
E	1	Argônio				281,44		
G	1	Argônio + N <sub>2</sub>				275,00		
F	2	Argônio				176,08		
A	1	Argônio			AWS A 5.9 ER2209L	150,57		
C	1	Argônio + N <sub>2</sub>				140,51		
B	2	Argônio				113,06		
D	2	Argônio + N <sub>2</sub>				98,65		
I	1	Argônio	40	Super duplex SAF 2507	Autógena	0		
J	2							
M	1	Argônio + N <sub>2</sub>					45	160,38
N	2							86,31
I	1	Argônio	50		0			
J	2				18,22			
M	1	Argônio + N <sub>2</sub>	50		0			
N	2				18,22			
M	1		55	0				
N	2			58,20				

Fonte: Autoria própria.

Com os resultados do ensaio de corrosão por pites é possível observar que os CP de lean duplex SAF 2304 soldados com metal de adição apresentaram menor perda de massa em relação aos soldados autógenos. Além disso, os soldados com 1 passe e com gás de proteção argônio puro, apresentaram maior perda de massa em relação aos demais, isso se deve ao fato que os soldados com adição de nitrogênio no gás de proteção argônio possivelmente tendeu a perder menor teor de nitrogênio, que é um elemento estabilizador da austenita, da sua composição química durante o processo de soldagem, e o segundo passe aumenta o gradiente térmico na região soldada, aumentando o tempo de formação de austenita no metal de MS e ZTA, aumentando assim a resistência à corrosão por pites.

Em relação aos CP de super duplex SAF 2507, os soldados com gás de proteção argônio puro resistiram a uma temperatura menor e ainda os soldados com dois passes apresentaram menor perda de massa. Por fim, os soldados com adição de 2,25% de N<sub>2</sub> no gás de proteção argônio apresentaram maior resistência à corrosão e o CP N, soldado com 2 passes e adição de N<sub>2</sub> no gás de proteção argônio, foi o que apresentou maior resistência à corrosão por pites das amostras analisadas, resistindo até a temperatura de  $50 \pm 2$  °C.

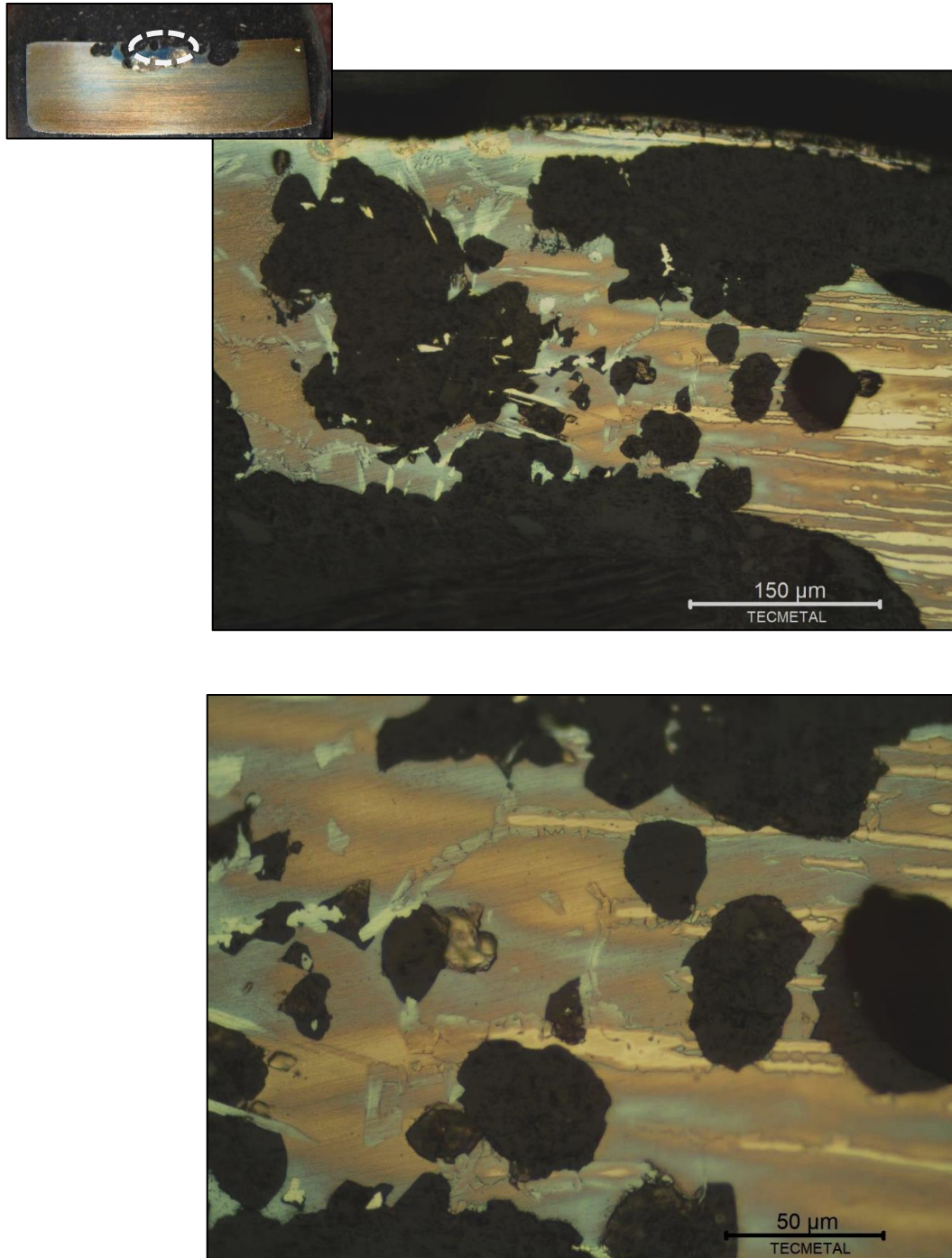
No Gráfico 4 observa-se o comportamento da resistência à corrosão por pites dos materiais analisados em um gráfico Temperatura x Condições de soldagem. O ponto de interrogação no metal de base do super duplex SAF 2507 indica que o material resistiu a uma temperatura de 60 °C, e o ensaio deve ser dado prosseguimento.



## 5.6 ANÁLISE MICROGRÁFICA DO PITE

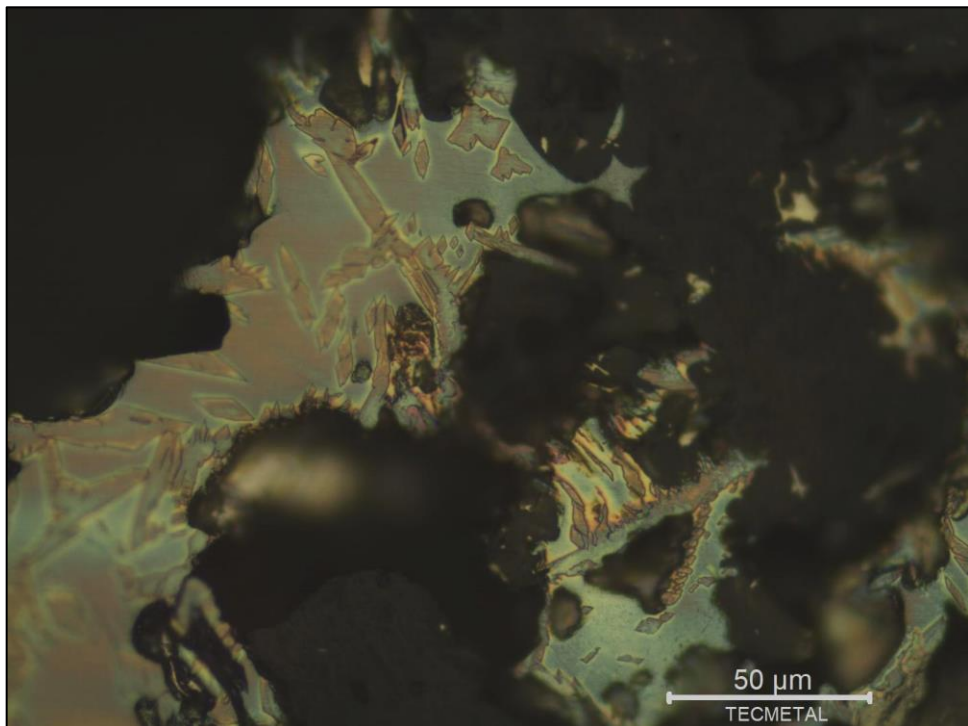
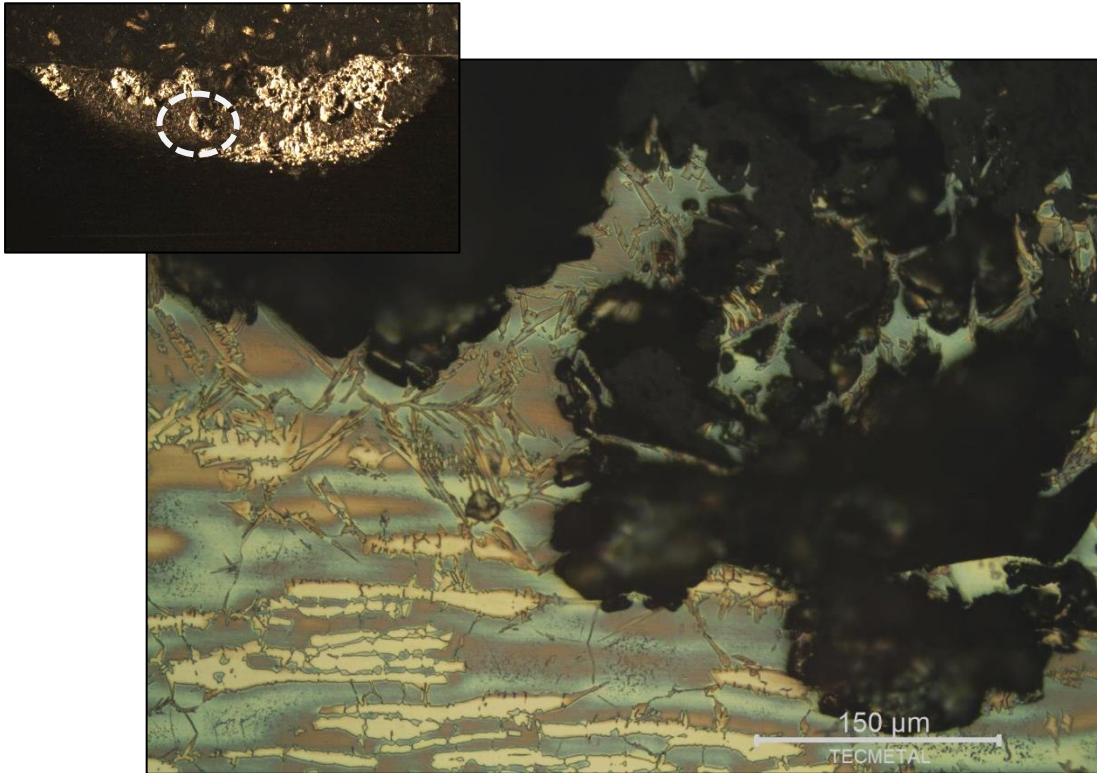
Analisando a microestrutura do pite, após o ensaio de corrosão, foi observado que para todos os CP o pite tende a se iniciar na fase ferrita, na região do MS e ZTA. As Figuras 50 e 51, representa o aspecto micrográfico do pite que nuclearam no CP H e CP M, respectivamente.

**Figura 50. Aspecto micrográfico do pite na região soldada do CP H.**



Fonte: Autoria própria.

Figura 51. Aspecto micrográfico do pite na região soldada do CP M.



Fonte: Autoria própria.

Esse comportamento se deve pelo fato de nas regiões soldadas apresentar um maior desbalanceamento de fases causado pelo calor do processo de soldagem e, como visto na revisão bibliográfica, em um material com microestrutura desbalanceada a resistência à corrosão por pites é definida pela fase de maior predominância, que nesse caso é a ferrita.

De acordo com Magnabosco (2001), se na composição química dos AID contém teor significativo de nitrogênio, e sabendo que o nitrogênio é um elemento austenitizante, a resistência à formação de pites será maior na austenita, portanto a ferrita estará mais susceptível a nucleação de pite. Por esse motivo, que se nota na análise microestrutural da região soldada, a nucleação do pite iniciar na fase ferrita e com maior ataque nessa mesma fase, fazendo com que seja desejável um balanceamento de fases para combinar a alta resistência mecânica da fase ferrita e alta resistência à corrosão por pites da fase austenita.

## 6 CONCLUSÕES

Conforme os resultados obtidos nesse estudo, foi possível chegar as seguintes conclusões:

1. No cálculo do PREN para os materiais SAF 2304 e 2507, observou-se a forte influência do nitrogênio nesse fator que quantifica a resistência à corrosão por pites dos AID. Com a análise microestrutural do metal de base, notou-se grãos de ferrita e austenita alongados, para ambos os materiais analisados. Além disso, observou-se na micrografia de ambos os materiais, que o material SAF 2507 possui microestrutura mais balanceada do que o material SAF 2304.
2. As análises microestruturais e quantificação de fases da junta soldada evidenciou que, no MS e na ZTA, em todas as condições analisadas houve uma redução de fração volumétrica de austenita em relação a microestrutura do metal de base.
3. A condição de sobreposição de passes mostrou que há um aumento na fração volumétrica de austenita no MS e ZTA.
4. Na soldagem do lean duplex com metal de adição, observou-se que o metal de solda apresentou maior fração volumétrica de austenita em relação a soldagem autógena.
5. Com a condição de soldagem utilizando a adição de nitrogênio no gás de proteção argônio, notou-se uma maior fração volumétrica no MS e ZTA.
6. O ensaio de corrosão por pites de acordo com a ASTM G48, método A, mostrou que o aço inoxidável lean duplex SAF 2304 se limitou a temperatura ambiente e houve maior perda de massa com soldagem autógena do que os soldados com metal de adição. Além disso, os soldados com 1 passe e gás de proteção argônio, apresentou maior perda de massa em relação aos soldados com 2 passes e adição de nitrogênio no gás de proteção. O aço inoxidável super duplex SAF 2507 apresentou maior resistência à corrosão por pites, onde a amostra N soldada na condição de soldagem com 2 passes e adição de nitrogênio no gás de proteção argônio obteve maior resistência à corrosão por pites, resistindo até a temperatura de  $50 \pm 2$  °C, superando o que geralmente a indústria utiliza como limite de teste que é 40 °C para juntas soldadas de AID. Por fim, na análise microestrutural do pite, observou-se que o pite tende a iniciar na fase ferrita e na região soldada, como esperado pela literatura.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Variar a adição de diferentes teores de nitrogênio e analisar sua influência na microestrutura final do metal de solda e zona termicamente afetada.
- Variar o aporte térmico do processo de soldagem e verificar a influência na transformação da austenita.
- Realizar a quantificação do teor de nitrogênio no metal de solda para as diferentes condições de soldagem.
- Realizar ensaios mecânicos para verificar as diferentes condições analisadas na resistência mecânica dos AID.
- Avaliar a precipitação de fases secundárias em todas as condições de soldagem.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX. **PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS**. Associação ABINOX. **PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS**. Associação Brasileira de Aço Inoxidável. Disponível em: < <https://www.abinox.org.br/site/biblioteca-tecnica.php?cat=artigos-tecnicos>>. Acessado em 25 de fevereiro de 2019.

ALFONSSON, E.; QVARTFORT, R. **Duplex Stainless Steels of Yesterday and of Today – a Pitting Corrosion Investigation**. Avesta Corrosion Management, No. 3, p. 1-6, 1992.

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex stainless steels**. London: ISTE Ltda, 2009.

ASME IX. **Welding, Brazing, and Fusing Qualifications**. The American Society of Mechanical Engineers: New York, NY, 2013.

ASTM G46 – 94. **Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion**. ASTM International. United States, 2005.

ASTM G48 – 11. **Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution**. ASTM International. United States, 2015.

ASTM A923 – 14. **Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels**. ASTM International. United States, 2014.

ASTM A751 – 11. **Standard Test Methods, Practices, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products**. ASTM International. United States, 2011.

ASTM E562 – 07. **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. ASTM International. United States, 2011.

BERNHARDSSON, S. **The corrosion resistance of duplex stainless steels**. Conference Duplex Stainless Steels'91, Proceedings. Beaune Bourcogne, France, 1991.

BRACARENSE, A. Q. **Processo de Soldagem TIG – GTAW**. Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Belo Horizonte, MG, 2000.

BRACARENSE, A. **Avaliação da Soldagem Multipasse de Chapas Espessas de Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 Soldadas pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW**. Parte II: Resistência à Corrosão. Soldag. insp. Vol. 18, No. 3, p.257-267, São Paulo, 2013.

CHARLES, J.; FARIA, R. A. **AÇOS INOXIDÁVEIS E APLICAÇÕES EM ÓLEO E GÁS: UMA REVISÃO INLUINDO A NOVA OFERTA DA ARCELORMITTAL**. ARCELORMITTAL, 2006.

CHAVES, P. N. **INFLUÊNCIA DO NITROGÊNIO E DO HIDROGÊNIO NO GÁS DE PROTEÇÃO ARGÔNIO NA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA DE AÇO INOXIDÁVEL**

**DUPLEX.** Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2004.

CHEN, L.; TAN, H.; WANG, Z.; LI, J.; JIANG, Y. **Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels.** Corrosion Science. Vol. 58. P. 168-174, 2012.

CRAMER, S. D.; COVINO, B. S. **ASM Handbook Volume 13A: Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection.** Materials Park: ASM International, 2003.

DU TOIT, M. **The Behaviour of Nitrogen During the Autogenous Arc Welding of Stainless Steel.** Philosophiae Doctor in the Faculty of Engineering, the Built Environment and Information Technology. University of Pretória, 2001.

ECKSTEIN, C. B. **Aços Inoxidáveis.** Apostila do CENPES/EB/EEQ. Rio de Janeiro: PETROBRAS, 2005.

GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia Metalúrgica, USP. São Paulo, 2001.

GRONG, O. **Metallurgical Modelling of Welding: Properties of Weldments.** Stainless Steel Weldments, 1994.

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels: Microstructure, properties and applications.** Cambridge, England: Abington Publishing, 2003.

IMOA. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels.** International Molybdenum Association. London, UK, 2001.

IACOVIELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. **Effect of “475 °C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance.** Corrosion Science, Vol. 47, No. 4, p. 9009-922, 2005.

LEITE, A. M. S. **Investigação da resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex tipo 2404 (UNS S82441) submetido à soldagem por atrito com pino não-consumível (FSW).** INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES. Dissertação de Mestrado. São Paulo, 2017.

LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da USP. São Paulo, 1997.

LOPEZ, N.; CID, M.; PUIGGALI, M. **Influence of  $\sigma$ -phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels.** Corrosion Science, Vol. 41, No. 8, p.1615-1631,1999.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** John Wiley & Sons, Inc, 2005.

- MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. Tese de Doutorado – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UPS. São Paulo, 2001.
- MODENESI, P. J.; SILVA, A. V. **Uma Avaliação de misturas de Proteção contendo H<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> para a Soldagem GMAW de Aços Inoxidáveis Austeníticos**. XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Caxias do Sul, 1995.
- MORELLATO, F. **A INFLUÊNCIA DA PASSIVAÇÃO NO DESEMPENHO DE COMPONENTES E EQUIPAMENTOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS UTILIZADOS NA INDÚSTRIA DE PROCESSO DE ALTA PUREZA**. Grupo Humma. São Paulo, 2015.
- MUTHUPANDI, V.; BALA SRINIVASAN, P.; SHANKAR, V. **Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals**. Materials Letters, Vol. 59, No. 18, p. 2305-2309, 2005.
- NILSSON, J. O. **Overview Super duplex stainless steels**. Materials Science and Technology, Vol. 8., p. 685-700, 1992.
- NORSOK. **Materials selection**. NORSOK STANDARD, M-001, Rev. 3. Norwegian Technology Centre, 2002.
- NUNES, E. B. **Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205)**. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2009.
- PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L. **Phase transformation and microstructure**. London: ISTE Ltd and Jhon Wiley & Sons, 2009.
- PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; FARIA, R. A. **Aços inoxidáveis Duplex (austeno-ferríticos) microestrutura e propriedades**. Metalurgia & Materiais, 2008.
- PARK, Young-Hwan; LEE, Zin-Hyoung. **The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure and tensile properties of 25Cr–7Ni–1.5Mo–3W–xN duplex stainless steel castings**. Materials Science and Engineering: A, Vol. 297, No. 1-2, p. 78-84, 2001.
- REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F. **O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex**. Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Belo Horizonte: ABM, 1992. Vol 48, N°409.
- SATO, F. L. **Uso de ensaios de microesclerometria instrumentada no estudo das propriedades da austenita expandida**. Dissertação de Mestrado, USP. São Paulo, 2015.
- SANDVIK. **MATERIAL DATASHEETS**. Sandviken, Sweden. Disponível em: <<https://www.materials.sandvik/en/materials-center/material-datasheets/>>. Acesso em 19/03/2019.

SEDRICKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996.

SERRA, F. A. S. **Uso do aço inoxidável na área offshore**. IV FEINOX – Feira de Tecnologia de Transformação do Aço Inoxidável. São Paulo, 2010.

SILVA, M. A.; BATISTA, B. A.; BATISTA, L. A. **CARACTERIZAÇÃO DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX EM COMPARAÇÃO A AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS EM RELAÇÃO À MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS EM TRAÇÃO**. 16° ENEMET – Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgicas, de Materiais e de Minas. ABM Week, Rio de Janeiro, 2016.

SILVEIRA, D. M. **AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS S32304 USANDO A ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA**. Tese de Doutorado – Universidade Federal de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química. Belo Horizonte, MG, 2013.

SICUPIRA, D. C. **Evaluation of corrosion resistance of thick UNS S32304 lean duplex stainless steel plates welded by SMAW, GMAW and FCAW in corrosive environment of biodiesel industry**. Tese de Doutorado – Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, MG, 2015.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. **Duplex stainless steel: a tale of two phases**. 1<sup>a</sup> ed., Ohio, American Society for Metals, 1982.

SOUZA, J. P. B.; ARIAS, A. G.; PARDAL, J. M.; MAINIER, F. B.; FERREIRA, M. L. R.; TAVARES, S. S. M. **Análise da Resistência à Corrosão por Pite em Soldas de Reparo pelo Processo TIG em Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750**. Soldag. insp. Vol. 16, No. 2, p.104-113, São Paulo, 2011.

TAVARES, S. S. M.; CASTRO, J. L. G.; CÔRTE, R. R. A.; SOUZA, V. M.; PARDAL, J. M. **Deteção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S318003**. Engevista, Vol. 8, No. 2, p. 77-82, 2006.

ZEEMANN, G. E. **Mecanismo de Corrosão**. Tecmetal Soluções Tecnológicas em Materias. Rio de Janeiro, 2016.

ZHANG, Z.; ZHANG, H.; ZHAO, H.; LI, J. **Effect of prolonged thermal cycles on the pitting corrosion resistance of a newly developed LDX 2404 lean duplex stainless steel**. Corrosion Science, Vol. 103, p. 189-195, 2016.

ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L. **Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints**. Applied Surface Science, Vol. 394, p. 297–314, 2017.

WERE, C.; LEROY, D.; *et al.* **Was Prepared Under the Direction of the ASM Handbook**. Welding Brazing and Soldering. Volume Handbook, Vol. 6, p.2873, 1993.