

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**COMPORTAMENTO MECÂNICO E RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE JUNTAS
SOLDADAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS LEAN DUPLEX 2101 (S32101): UMA ANÁLISE
COMPARATIVA DOS PROCESSOS GTAW E GTAW DUPLA FUSÃO**

Gustavo Ometto Lambertucci

SÃO CARLOS - SP

2024

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**COMPORTAMENTO MECÂNICO E RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE JUNTAS
SOLDADAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS LEAN DUPLEX 2101 (S32101): UMA ANÁLISE
COMPARATIVA DOS PROCESSOS GTAW E GTAW DUPLA FUSÃO**

Gustavo Ometto Lambertucci

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais
como requisito parcial à obtenção do título de
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere

Coorientador: Prof^a. Dr^a. Danielle Cristina Camilo Magalhães

SÃO CARLOS - SP

2024

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha querida esposa Luísa, que sempre me inspira, ajuda, orienta, incentiva e motiva, ao nosso filho Rafael que está vindo, que já me faz buscar sempre o melhor para nossa família e a meus pais, que sempre ensinaram o valor do trabalho e do estudo.

VITAE DO CANDIDATO

Especialista em Engenharia de Soldagem pela Universidade Estadual de São Paulo –
USP (2013), Engenheiro Mecânico pela Escola de Engenharia de Piracicaba - EEP
(2010)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Gustavo Ometto Lambertucci, realizada em 26/04/2024.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere (UFSCar)

Prof. Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso (UFSCar)

Prof. Dr. Anibal de Andrade Mendes Filho (UFABC)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha esposa Luísa Granato Lambertucci por todo o apoio e incentivo na minha evolução constante nos estudos, no trabalho e na vida.

Agradeço a meus pais por terem me criado com mentalidade de crescimento e por ter me incentivado nos estudos.

Agradeço à empresa NG Metalúrgica pelo fornecimento dos materiais e insumos para a realização deste trabalho.

Agradeço à empresa Feaço pelo fornecimento de alguns insumos e estrutura para a realização deste trabalho.

Agradeço à empresa Qualyservice, ao Jhonny Alencar e ao Leonardo Martins pela proatividade em ajudar com a execução dos ensaios mecânicos.

Agradeço à empresa Ometto Equipamentos pela ajuda com a digitalização dos ensaios radiográficos e pela parceria neste trabalho.

Agradeço ao orientador Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere pela orientação, pronto atendimento para responder minhas dúvidas e por ajudar em todas etapas do desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço à coorientadora Profa. Dra. Danielle Cristina Camilo Magalhães pelo apoio, ajuda nas análises dos resultados comentários e correções neste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Recentemente, os aços inoxidáveis duplex são usados em muitas aplicações envolvendo atmosferas agressivas em combinação com a necessidade de alta resistência mecânica. Esses aços possuem microestrutura com fração volumétrica de ferrita / austenita na razão de 1:1, o que lhes confere boas propriedades mecânicas em comparação com os aços inoxidáveis tradicionais ferríticos ou austeníticos. No entanto, em processos de soldagem, a exposição a altas temperaturas altera o equilíbrio dessas duas fases e paralelamente promove a precipitação de fases deletérias. Neste trabalho, foram utilizados os aços inoxidáveis lean duplex da classe S32101 soldados pelo processo GTAW e GTAW-DF (dupla fusão), utilizando-se o consumível 2209. O material estudado é um representante da categoria “lean duplex”, onde Ni e Mo do aço inoxidável duplex convencional (S32205) são substituídos parcialmente por Mn e N. O objetivo deste trabalho foi avaliar comparativamente o efeito da variação do processo nas propriedades da junta soldada, uma vez que a diferença entre o processo GTAW e o GTAW-DF se dá pelo fato de existir um segundo aporte de calor devido a segunda tocha soldando em sincronia no lado oposto no processo GTAW-DF, podendo aumentar a formação de fases indesejadas. A evolução da microestrutura na zona afetada pelo calor (ZAC) e da solda foi avaliada por microscopia ótica e MEV/EDS e o desempenho mecânico foi avaliado por meio de ensaios de tração, dureza, impacto e dobramento, além de ensaios de corrosão por pites. Com os resultados desse estudo foi possível verificar aumento de austenita e nitretos na ZAC do processo GTAW-DF, sem perdas significativas no ensaio de corrosão e ensaios mecânicos. O GTAW convencional se mostrou menos confiável que o GTAW-DF pois apresentou porosidade no ensaio de radiografia e trincas no ensaio de dobramento. Apesar do maior aporte de calor associado ao processo GTAW-DF, este se mostrou mais confiável e os resultados obtidos foram satisfatórios para soldagem de juntas neste material.

Palavras-chave: Aços inoxidável lean duplex; soldagem GTAW dupla fusão; microestrutura; caracterização mecânica; resistência à corrosão.

ABSTRACT

**MECHANICAL BEHAVIOR AND CORROSION RESISTANCE OF WELDED
JOINTS OF LEAN DUPLEX 2101 (S32101) STAINLESS STEELS: A
COMPARATIVE ANALYSIS OF GTAW AND GTAW DOUBLE FUSION
PROCESSES.**

Recently, duplex stainless steels are used in many applications involving corrosive atmospheres in combination with the need for high mechanical strength. These steels have a microstructure with a volumetric fraction of ferrite / austenite in the ratio of 1:1, which provides good mechanical properties compared to traditional ferritic or austenitic stainless steels. However, in welding processes, exposure to high temperatures alters the balance of these two phases and simultaneously promotes the supply of harmful phases. In this work, lean duplex stainless steels of class S32101 were used welded using the GTAW and GTAW-DF (double fusion) processes. The studied material is a representative of the “lean duplex” category, where Ni and Mo from conventional duplex steel (S32205) are partially replaced by Mn and N. The objective of this work was to evaluate the effect of process variation on the properties of the welded joint since the difference between the GTAW process and the GTAW-DF is due to the fact that there is a second heat input due to the second torch welding synchronously on the opposite side in the GTAW-DF process, which can increase the formation of harmful phases. The evolution of the microstructure in the heat-affected zone (HAZ) and the weld was evaluated by optical microscopy and the mechanical performance was evaluated through tensile, hardness, impact and bending tests, in addition to pitting corrosion tests. With the results of this study, it was possible to verify the increase in austenite and nitrides in the HAZ of the GTAW-DF process, without significant losses in the corrosion test and mechanical tests. Conventional GTAW was shown to be less reliable than GTAW-DF as it showed porosity in the radiography test and cracks in the bending test. Despite the thermal effects of GTAW-DF, it was evaluated more reliably and the effects were compressive for welding joints in this material.

Keywords: Lean duplex stainless steel; dual torch GTAW welding; microstructure; mechanical properties; corrosion resistance.

SUMÁRIO

| | |
|----------------------------------------------------------------|------|
| FOLHA DE APROVAÇÃO | i |
| AGRADECIMENTOS | iii |
| RESUMO | v |
| ABSTRACT | vii |
| SUMÁRIO | ix |
| ÍNDICE DE TABELAS | xi |
| ÍNDICE DE FIGURAS | xiii |
| SÍMBOLOS E ABREVIATURAS | xvii |
| 1 INTRODUÇÃO | 1 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 3 |
| 2.1 Aços inoxidáveis | 3 |
| 2.2 Aços inoxidáveis Duplex | 4 |
| 2.2.1 Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex | 6 |
| 2.2.2 Microestrutura dos AID | 11 |
| 2.2.3 Fases precipitadas nos AID | 16 |
| 2.2.4 Resistência à corrosão | 20 |
| 2.2.5 Corrosão intergranular | 20 |
| 2.2.6 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex | 23 |
| 2.2.7 Soldagem dos aços duplex | 24 |
| 2.3 Processo de soldagem TIG (GTAW) | 26 |
| 2.3.1 Proteção gasosa | 27 |
| 2.3.2 Metal de adição | 27 |
| 2.3.3 Equipamentos | 28 |
| 2.3.4 Processo de soldagem TIG dupla fusão (GTAW-DF) | 28 |
| 2.3.5 Transferência de calor na soldagem | 33 |
| 3 MATERIAIS E MÉTODOS | 39 |
| 3.1 Preparação e soldagem | 39 |
| 3.2 Ensaios Não Destrutivos | 43 |
| 3.2.1 Ensaio Visual | 43 |
| 3.2.2 Ensaio de radiografia | 43 |
| 3.3 Ensaios Mecânicos | 43 |
| 3.3.1 Ensaio de macrografia | 44 |
| 3.3.2 Ensaio de Tração | 44 |
| 3.3.3 Ensaio de Dobramento | 45 |
| 3.3.4 Ensaio de Impacto Charpy | 47 |
| 3.3.5 Ensaio de dureza | 49 |

| | | |
|-------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| 3.3.6 | Ensaio de corrosão por pites | 50 |
| 3.3.7 | Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS) | 52 |
| 3.3.8 | Caracterização microestrutural e quantificação de fases | 52 |
| 4 | RESULTADOS | 55 |
| 5 | DISCUSSÕES | 79 |
| 6 | CONCLUSÕES | 91 |
| 7 | SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS | 93 |
| 8 | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 95 |

ÍNDICE DE TABELAS

| | |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabela 2.1 - Composição química (% em massa) de alguns tipos de aços inoxidáveis. . | 4 |
| Tabela 2.2 – Composição química (% em massa) de algumas classes de aços inoxidáveis duplex. | 5 |
| Tabela 2.3 – Valores comparativos de resistência à corrosão por pites (PRE_N) de alguns aços inoxidáveis. | 23 |
| Tabela 2.4 - Comparação das propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis..... | 24 |
| Tabela 2.5 - Características dos diferentes gases de proteção Ar e He. | 27 |
| Tabela 3.1 - Composição química (% em massa) dos materiais utilizados. | 40 |
| Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem | 59 |
| Tabela 4.2 - Resultados do ensaio de tração do MB (certificado de qualidade) e das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF..... | 67 |
| Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de dobramento das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF..... | 71 |
| Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de Charpy para as diferentes regiões das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF..... | 71 |
| Tabela 4.5 - Resultados do ensaio de corrosão por pites realizados de acordo com a norma ASTM A1084 – 15a. | 73 |
| Tabela 4.6 - Fração de ferrita determinada nas diferentes regiões das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF..... | 78 |
| Tabela 5.1 - Comparação de aporte de calor e temperaturas registradas..... | 79 |
| Tabela 5.2 - Dados de aporte de calor hipoteticamente calculado do segundo arco do GTAW-DF..... | 80 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 2.1 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex. | 5 |
| Figura 2.2 - Gráfico Schaeffler-DeLong - adaptado[12]. | 7 |
| Figura 2.3 - Efeitos dos elementos de ligas na formação de precipitados - adaptado[13]. | 8 |
| Figura 2.4 - Efeito dos elementos de liga curva de polarização - adaptado[13]...... | 9 |
| Figura 2.5 - Microestrutura no metal de base AID (a)[14] e do metal fundido após soldagem (b)[15]...... | 11 |
| Figura 2.6 - Estrutura cristalina cúbica de face centradas[6]. | 12 |
| Figura 2.7 - Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado[6]. | 12 |
| Figura 2.8 - Diagrama Fe-Cr - adaptado[17]. | 13 |
| Figura 2.9 - Diagrama de fases Fe-Ni - adaptado[17]. | 14 |
| Figura 2.10 - Influência do níquel na extensão da fase austenítica no diagrama Fe-Cr - adaptado[18]...... | 14 |
| Figura 2.11 - Diagrama Fe-Cr-Ni resultante da união dos diagramas Fe-Cr e Fe-Ni - adaptado[19]...... | 15 |
| Figura 2.12 - Diagrama Fe-Cr-Ni para AID com indicação das fases deletérias, nitretos e carbonetos - adaptado[19]...... | 16 |
| Figura 2.13 - Formação da fase sigma[24]...... | 18 |
| Figura 2.14 - Fragilização causada pela precipitação de carbonetos de Cr – adaptado [23]...... | 19 |
| Figura 2.15 – Ilustração do mecanismo de corrosão intergranular[27]. | 21 |
| Figura 2.16 - Corrosão sob tensão formada através de um pite[9]. | 22 |
| Figura 2.17 - Exemplo de corrosão por pites após ensaio de corrosão conforme ASTM G48 Método A de uma junta soldada em AILD[29]. | 22 |
| Figura 2.18 - Diagrama esquemático de transformações na ZAC de um aço duplex[31]. | 25 |
| Figura 2.19 – Ilustração esquemática do processo GTAW [34]. | 26 |
| Figura 2.20 - Esquema de equipamentos do processo GTAW [36]. | 28 |
| Figura 2.21 - Esquemático do processo GTAW-DF. | 29 |

| | |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 2.22 - Croqui do processo GTAW em uma junta de 6mm com chanfro em X. ... | 30 |
| Figura 2.23 - Sequência de passes do processo GTAW em uma junta de 6mm com chanfro em X. | 31 |
| Figura 2.24 - Croqui do processo GTAW-DF no momento de ignição do primeiro arco em uma chapa de 6mm de espessura, sem chanfro. | 31 |
| Figura 2.25 – Croqui do processo GTAW-DF no momento de ignição do segundo arco em uma chapa de 6mm de espessura, sem chanfro. | 32 |
| Figura 2.26 - Sequência de passes do processo GTAW-DF em uma junta de 6mm..... | 32 |
| Figura 2.27 - Curvas de temperatura x tempo em diferentes pontos na linha transversal à solda[22]. | 34 |
| Figura 2.28 - Gradiente de temperatura em uma chapa durante a soldagem[39]. | 35 |
| Figura 2.29 - Seção transversal de uma junta soldada e sua repartição térmica[22]. ... | 35 |
| Figura 2.30 - Coordenadas conforme equação de Rosenthal[41]. | 36 |
| Figura 3.1 - Junta de topo chanfro em “V” do CP1A e CP1B. | 39 |
| Figura 3.2 - Croqui da soldagem do passe de raiz do CP1A e CP1B no processo GTAW-DF. | 40 |
| Figura 3.3 - Soldagem do passe de acabamento do CP1A e CP1B no processo GTAW convencional. | 40 |
| Figura 3.4 - Geometria da junta das chapas CP2A e CP2B. | 41 |
| Figura 3.5 - Croqui da soldagem do passe de raiz das chapas CP2A e CP2B com o processo GTAW. | 41 |
| Figura 3.6 - Soldagem de enchimento e acabamento das chapas CP2A e CP2B com o processo GTAW. | 42 |
| Figura 3.7 - Localização dos furos para termopares nas chapas CP1A e CP2A. | 42 |
| Figura 3.8 - Localização dos furos para termopares nas chapas de testes CP1B e CP2B. | 43 |
| Figura 3.9 - Localização de remoção dos corpos de provas para ensaios mecânicos. . | 44 |
| Figura 3.10 - Dimensional dos corpos de provas de tração. | 45 |
| Figura 3.11 - Esquemático do aparato de ensaio de dobramento. | 46 |
| Figura 3.12 - Fotografia do dobramento do corpo de prova deste estudo. | 46 |
| Figura 3.13 - Dimensional do corpo de prova de dobramento. | 47 |

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 3.14 - Esquemático do local de carga do ensaio de dobramento de (a) raiz e (b) face..... | 47 |
| Figura 3.15 - Dimensões do corpo de prova de Charpy..... | 48 |
| Figura 3.16 - Localização dos entalhes dos corpos de provas de Charpy..... | 49 |
| Figura 3.17 - Representação esquemática dos pontos em que foram realizadas as medidas de dureza, distribuídas nas regiões MB (1), ZAC (2) e MS (3). [42]..... | 50 |
| Figura 3.18 - Aparato de posicionamento da amostra no banho para ensaio de corrosão por pites..... | 51 |
| Figura 3.19 - Corpos de provas imersos em solução corrosiva para ensaio de corrosão por pites..... | 52 |
| Figura 4.1 - Imagem retirada do ensaio de MEV do metal de base..... | 55 |
| Figura 4.2 - EDS da microestrutura austenita..... | 56 |
| Figura 4.3 - EDS da microestrutura ferrita..... | 56 |
| Figura 4.4 - Comparativo de oscilação da tocha do GTAW-DF depositando vs caldeando..... | 57 |
| Figura 4.5 - Soldagem da chapa de teste com o processo GTAW Dupla Fusão..... | 58 |
| Figura 4.6 - CP1A – Dados de soldagem de raiz GTAW-DF..... | 60 |
| Figura 4.7 - CP1B - Dados de soldagem de raiz GTAW-DF..... | 61 |
| Figura 4.8 - CP2A - Dados de soldagem de raiz GTAW + purga..... | 62 |
| Figura 4.9 - CP2B - Dados de soldagem de raiz GTAW + purga..... | 63 |
| Figura 4.10 - Digitalização dos filmes de radiografia do processo GTAW-Convencional (a) e (b) e GTAW-DF (c) e (d)..... | 65 |
| Figura 4.11 - Macrografia da junta soldada pelo processo GTAW Convencional..... | 66 |
| Figura 4.12 - Macrografia da junta soldada pelo processo GTAW Dupla Fusão..... | 66 |
| Figura 4.13 - Gráfico tensão de engenharia x deformação de engenharia do processo GTAW-Convencional..... | 67 |
| Figura 4.14 - Gráfico tensão de engenharia x deformação de engenharia do processo GTAW-DF..... | 68 |
| Figura 4.15 - Corpos de prova do processo GTAW convencional após o ensaio de dobramento: (a) Face 1, (b) Face 2, (c) Raiz 1 e (d) Raiz 2..... | 69 |

| | |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 4.16 - Corpos de prova do processo GTAW dupla fusão após o ensaio de dobramento: (a) Face 1, (b) Face 2, (c) Raiz 1 e (d) Raiz 2..... | 70 |
| Figura 4.17 - Resultados do ensaio de dureza Vickers no processo GTAW Convencional. | 72 |
| Figura 4.18 - Resultados do ensaio de dureza Vickers no processo GTAW Dupla Fusão. | 72 |
| Figura 4.19 - Ensaio por MEV após ensaio de corrosão por pites no processo GTAW-Convencional..... | 74 |
| Figura 4.20 - Ensaio por MEV após ensaio de corrosão por pites no processo GTAW-DF. | 75 |
| Figura 4.21 - Microestrutura do MB com diferentes ampliações. | 76 |
| Figura 4.22 - Microestrutura da ZAC GTAW Convencional diferentes ampliações. | 76 |
| Figura 4.23 - Microestrutura do MS GTAW Convencional com diferentes ampliações. | 77 |
| Figura 4.24 - Microestrutura da ZAC GTAW Dupla Fusão com diferentes ampliações. | 77 |
| Figura 4.25 - Microestrutura do MS GTAW Dupla Fusão com diferentes ampliações... .. | 78 |
| Figura 5.1 - Gráfico comparativo de temperatura x tempo dos processos GTAW convencional e GTAW-DF..... | 79 |
| Figura 5.2 - Gráfico comparativo de tensão de engenharia x deformação de engenharia dos dois processos..... | 82 |
| Figura 5.3 - Comparativo da energia absorvida no ensaio de Charpy na ZAC (a) e no MS (b). | 83 |
| Figura 5.4 - Pontos de formação de fase sigma na ZAC do GTAW convencional (a) e GTAW-DF (b). | 84 |
| Figura 5.5 - Gráfico comparativo de fração de ferrita em ambos os processos..... | 86 |
| Figura 5.6 - Diagrama de cálculos termodinâmicos utilizando Thermo-Calc do MB 2101 (a) e do consumível 2209 (b) [45]..... | 87 |
| Figura 5.7 - Resultados do ensaio de dureza combinando ambos os processos. | 88 |

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Al – Alumínio
AID – Aço Inoxidável Duplex
AILD – Aço Inoxidável Lean Duplex
ASME – American Society of Mechanical Engineer
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
B – Boro
Br – Bromo
C – Carbono
Cl - Cloro
Co – Cobalto
Cr – Cromo
Cr_{eq} – Cromo Equivalente
Cu – Cobre
EDS – Espectroscopia por Dispersão de Elétrons
FCAW – Flux Cored Arc Welding
Fe – Ferro
GMAW – Gas Metal Arc Welding
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding
GTAW-DF – Gas Tungsten Arc Welding Double Fusion
H – Hidrogênio
ISO – International Standardization Organization
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
Mg – Magnésio
Mn – Manganês
Mo – Molibdênio
MO – Microscopia Óptica
MS – Metal de Solda
N – Nitrogênio
Ni – Níquel
Ni_{eq} – Níquel Equivalente
O - Oxigênio
P – Fósforo
PAW – Plasma Arc Welding
PREN - Pitting Resistance Equivalent Number
Pt – Platina
Rh - Ródio
S – Enxofre
Si – Silício
SMAW – Shielded metal arc welding
Ti - Titânio
TIG – Tungsten Inert Gas
V - Vanádio

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

α – Ferrita

γ - Austenita

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, o aço inoxidável duplex (AID) é um dos materiais que mais vem sendo procurado para aplicação em projetos construtivos de equipamentos industriais devido às suas características que combinam a alta resistência à corrosão por pites e corrosão sob tensão, com excelentes propriedades mecânicas (limite de resistência, limite de escoamento e tenacidade em baixas temperaturas), coeficiente de expansão térmica 30% menor que os aços inoxidáveis austeníticos, além de alta qualidade de acabamento de superfície. O AID é altamente competitivo quanto ao quesito de custo de aquisição, pois reduz drasticamente o peso dos equipamentos em comparação com os aços inoxidáveis austeníticos [1], [2].

Todas estas características se dão pelo fato de que os AID foram desenvolvidos para que suas microestruturas possuíssem duas fases com frações aproximadamente iguais, sendo essas fases formadas por ferrita (α) e a austenita (γ). Esse balanço de fases se dá pela seleção dos percentuais de elementos de liga, em que os elementos Cr, Mo, Si e Nb são estabilizadores da fase α e os elementos Ni, C, N, Mn e Cu são estabilizadores da fase γ . Para utilizar ainda menos Ni em sua composição química, os aços inoxidáveis lean duplex (AILD) foram criados para substituir uma fração do Ni por adições de Mn e N, uma vez que estes são estabilizadores da austenita, mais abundantes na natureza e economicamente acessíveis [2], [3], [4], [5].

Os AID e AILD também possuem boa soldabilidade e por isso são amplamente utilizados nas indústrias químicas, petroquímicas, offshore, papel, celulose e alimentícia, em tubulações, válvulas, vasos de pressão e trocadores de calor. Devido às altas temperaturas necessárias para ocorrer a fusão dos materiais durante o processo de soldagem, então dependendo dos cuidados tomados durante este processo, alterações microestruturais podem ocorrer tanto do metal de solda (MS), quanto na zona afetada pelo calor (ZAC) destes materiais, afetando tanto a resistência à corrosão como suas propriedades mecânicas nas juntas soldadas.

Um dos processos mais utilizados para soldagem destes materiais é o GTAW (Gas tungsten arc welding), também conhecido como TIG (Tungsten inert gas), o qual possui versatilidade para soldar a maioria das ligas metálicas, permite todas as posições de

soldagem e é a melhor opção para fazer raiz de tubulação e vasos de pressão com qualidade, porém sua produtividade é baixa, por conta da baixa taxa de deposição. Para aumentar a produtividade e diminuir o retrabalho em soldas de raiz em equipamentos que têm acesso para soldagem no lado interno, surgiu a variação do processo denominado nas indústrias de TIG dupla fusão (GTAW-DF). Esta variação do processo consiste em adicionar um segundo soldador manipulando uma tocha TIG autógena (sem adição de consumível) pelo lado interno da junta, compartilhando a mesma poça de fusão. Como este processo ainda foi pouco estudado no meio acadêmico, as indústrias têm receio de aplicar este processo nos AID e AILD por conta da adição da segunda tocha, o que duplicaria o aporte de calor da soldagem e também por esta segunda tocha ser autógena, uma vez que as normas não permitem soldagem autógena nestes materiais devido a perda de elementos de liga durante a soldagem, e que a somatória desses fatores pode afetar a resistência à corrosão e propriedades mecânicas desses materiais.

Com base nas considerações feitas acima, esta dissertação de mestrado tem como principal objetivo investigar comparativamente o desempenho do processo de soldagem GTAW Convencional com o processo GTAW Dupla Fusão (GTAW-DF) na junção do aço inoxidável lean duplex LDX 2101, utilizando o consumível 2209. Especificamente, pretende-se:

- i. Medir o aporte de calor e eficiência térmica dos processos GTAW Convencional e GTAW-DF.
- ii. Comparar a soldabilidade e a incidência de porosidade por meio de ensaios não destrutivos e ensaios de dobramento.
- iii. Estudar a correlação entre aporte de calor aplicado à junta soldada e microestrutura resultante, enfatizando o impacto desta nas propriedades mecânicas e resistência à corrosão.
- iv. Verificar a conformidade com os padrões de qualidade das normas técnicas relevantes.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas à base de Fe, com pelo menos 12% de Cr, que possuem como principal propriedade a elevada resistência à corrosão em atmosferas oxidantes, devido à formação de uma película fina de óxido de cromo (Cr_2O_3), que evita o contato direto do substrato metálico com o meio corrosivo e retarda a oxidação do Fe, fenômeno que é extremamente danoso e indesejável para estes materiais. Em geral, estes aços possuem baixo teor de carbono e podem conter elementos como Ni, Mn, Mo, N e outros elementos para melhorar ainda mais a resistência à corrosão [6], [7], [8], [9].

Existem alguns tipos de aços inoxidáveis e estes são classificados de acordo com sua microestrutura, tais quais: austeníticos, martensíticos, ferríticos, endurecíveis por precipitação e duplex.

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais utilizados no mercado atual devido a sua boa soldabilidade e resistência à corrosão e não são magnéticos, diferente dos aços ferríticos, que são magnéticos. Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam baixas quantidades de carbono, pois este elemento é estabilizador da fase austenita, seus elementos predominantes são Cr e Mo e não podem ser endurecíveis por tratamento térmico. Aços inoxidáveis martensíticos em geral precisam de têmpera para alcançar a microestrutura martensítica e são utilizados em aplicações que necessitam de alta resistência mecânica, inclusive em altas temperaturas. Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são aços que são submetidos ao tratamento térmico de envelhecimento e que possuem resistência mecânica elevada. Os aços inoxidáveis duplex são aços que possuem a microestrutura com duas fases austenita + ferrita e possuem alta resistência mecânica combinado com alta resistência à corrosão, com muita aplicação em plantas de óleo e gás, papel e celulose e indústria química em geral.

Na Tabela 2.1, estão listadas as composições químicas de acordo com as normas ASTM A240/240M-17 [10] e ASTM A638/638M-00 [11] das ligas típicas de cada tipo de aço inoxidável.

Tabela 2.1 - Composição química (% em massa) de alguns tipos de aços inoxidáveis.

| Liga | Tipo | C Máx. | Mn Máx. | P Máx. | S Máx. | Si Máx. | Cr | Ni | Mo | N Máx. | Cu Máx. | Outro |
|------|------------------------------------|-------------------|------------|-----------|-----------|------------|-------------------|-------------------|--------------|-------------------|------------|-------------------------------------------------------------------------------|
| 304L | Austenítico | 0,03 | 2,0 | 0,04 5 | 0,03 | 0,75 | 17,5 – 19,5 | 8,0 – 12,0 | - | 0,1 | - | - |
| 410 | Martensítico | 0,08 – 0,15 | 1,0 | 0,04 | 0,03 | 1,0 | 11,5 – 13,5 | 0,75 | - | - | - | - |
| 410S | Ferrítico | 0,08 | 1,0 | 0,04 | 0,03 | 1,0 | 11,5 – 13,5 | 0,6 | - | - | - | - |
| 660 | Endurecível por precipitação | 0,08 | 2,0 | 0,04 | 0,03 | 1,0 | 13,5 – 16,0 | 24,0 – 27,0 | 1,0 - 1,5 | - | - | Al – 0,35 max V – 0,1 – 0,5 B – 0,001- 0,01 Ti – 1,9 – 2,35 |
| 2205 | Duplex | 0,03 | 2,0 | 0,03 | 0,02 | 1,0 | 22,0 – 23,0 | 4,5 - 6,5 | 3,0 - 3,5 | 0,14 – 0,20 | - | - |

Fonte: Adaptado de [10], [11]

2.2 Aços inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex possuem este nome devido à sua microestrutura ser composta por duas fases formadas em proporções iguais de austenita e ferrita, conforme é mostrada na micrografia da Figura 2.1. Os aços duplex possuem em sua composição química pelo menos 19% de Cr e adições de elementos como Ni, Mo, N e Mn [7].

Os aços duplex, devido ao balanceamento destas fases, possuem uma combinação dos benefícios de cada fase, alta resistência mecânica proveniente da fase ferrítica e alta resistência à corrosão proveniente da fase austenítica.

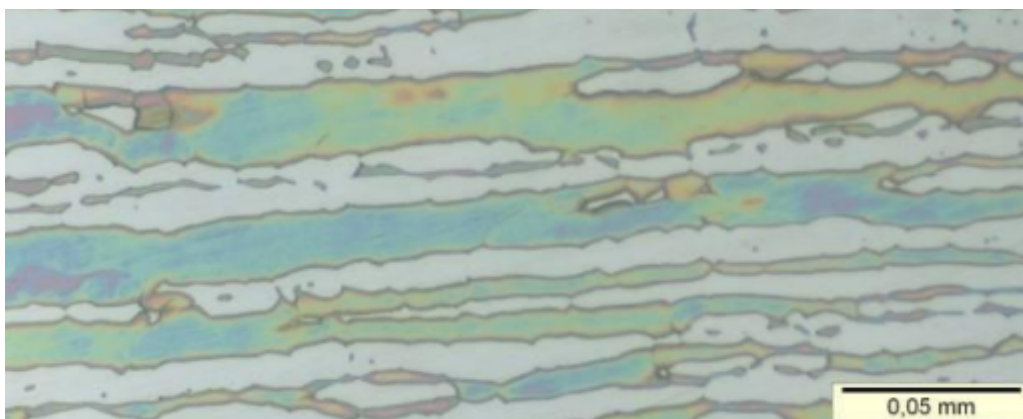


Figura 2.1 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex.

Os aços inoxidáveis duplex também possuem subgrupos de classificação como duplex, lean duplex, super duplex e Hiper duplex. Estes aços inoxidáveis duplex possuem diferenças em suas composições químicas conforme indicado na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Composição química (% em massa) de algumas classes de aços inoxidáveis duplex.

| Liga | Tipo | C Máx. | Mn Máx. | P Máx. | S Máx. | Si Máx. | Cr | Ni | Mo | N Máx. | Cu Máx. | Outro |
|------|-----------------|-----------|--------------|-----------|-----------|------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------------|-----------------|
| 2205 | Duplex | 0,03 | 2,0 | 0,03 | 0,02 | 1,0 | 22,0 - 23,0 | 4,5 - 6,5 | 3,0 - 3,5 | 0,14 - 0,20 | - | - |
| 2101 | Lean duplex | 0,04 | 4,0 - 6,0 | 0,04 | 0,03 | 1,0 | 21,0 - 22,0 | 1,35 - 1,70 | 0,10 - 0,80 | 0,2 - 0,25 | 0,1 - 0,8 | - |
| 2507 | Super duplex | 0,03 | 1,2 | 0,035 | 0,02 | 0,8 | 24,0 - 26,0 | 6,0 - 8,0 | 3,0 - 5,0 | 0,24 - 0,32 | 0,5 | - |
| 2707 | Hiper duplex | 0,03 | 1,5 | 0,035 | 0,01 | 0,5 | 26,0 - 29,0 | 5,5 - 9,5 | 4,0 - 5,0 | 0,3 - 0,5 | 1,0 | Co 0,5 - 2,0 |

Fonte: Adaptado de [10].

Como pode ser visto na Tabela 2.2, os aços lean duplex possuem composição química similar ao aço duplex convencional, porém neste a fase austenítica é estabilizada pela presença maior de Mn ao invés do Ni, fazendo deste um aço mais barato de ser produzido mantendo as características destas ligas.

2.2.1 Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex

Os AID são formados pelas fases ferrita e austenita em proporções nominalmente iguais, que se estabilizam de acordo com a quantidade de elementos de ligas específicos.

Para prever essa proporção de fases, pode ser usado o gráfico de Schaeffler-DeLong, que inicialmente foi desenvolvido para selecionar consumíveis de soldagem prevendo a microestrutura, utilizando as equações de Ni equivalente (Ni_{eq}) (Eq. (1)), uma vez que o Ni é o principal estabilizador da fase austenita e Cr equivalente (Cr_{eq}) (Eq. (2)), uma vez que o Cr é o principal estabilizador da fase ferrita, conforme as equações e plotados na Figura 2.2.

Cromo (Cr): Principal estabilizador da fase ferrita e essencial para a formação da camada passiva de óxido de cromo, melhorando drasticamente a resistência à corrosão por pites e corrosão generalizada. Nos AID o Cr é adicionado em teores de até 29%, pois acima deste percentual ocorre a precipitação de fases intermetálicas, como a fase a sigma e chi (conforme pode ser visto na Figura 2.3), que afetam negativamente as propriedades mecânicas, a conformabilidade, a soldabilidade e o comportamento em altas temperaturas[13].

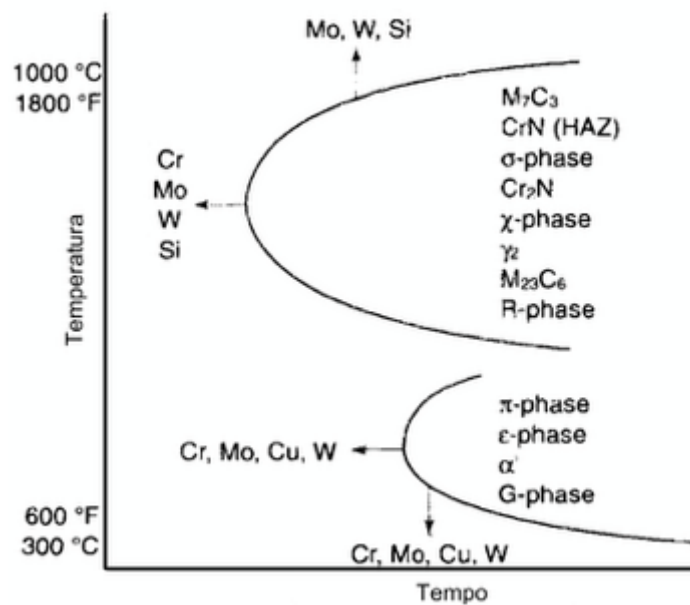


Figura 2.3 - Efeitos dos elementos de ligas na formação de precipitados - adaptado[13].

Molibdênio (Mo): É um dos principais estabilizadores da fase ferrita juntamente com o Cr. Este estende o potencial passivo e reduz a densidade de corrente de corrosão no range ativo conforme pode ser visto na Figura 2.4, com isso ele tem influência benéfica na resistência à corrosão por pites e em frestas, principalmente em soluções com Cl[13].

Nitrogênio (N): Tem múltiplos efeitos no AID, aumentando a resistência à corrosão por pites, desempenhando um papel significativo como agente altamente eficaz na estabilização da fase austenita, que é adicionado aos AID em um percentual entre 0,1% à 0,5% em substituição à pequenas frações de Ni, e aumento da resistência mecânica. O N reduz a formação de fases intermetálicas, tais quais a fase sigma e fase chi, e reduz o risco de formação de nitretos devido ao aumento da fase austenita. O N e o C aumenta a resistência da ferrita e da austenita se dissolvendo nos interstícios em solução sólida, mas como o C aumenta a sensitização, o N é preferido para esta função. Como o N tem alta afinidade com Cr e Mn, em ligas que possuem pouca adição desses elementos, o limite de solubilidade do N é atingido, podendo formar assim porosidade excessiva durante a solidificação do material ou solda[13].

Manganês (Mn): É um elemento estabilizador da austenita, com menos eficiência que o Ni, porém nos AILD o Ni é substituído parcialmente pelo Mn, abaixando assim seu custo de mercado. Adições de Mn são responsáveis por aumentar a resistência mecânica, à abrasão e ao desgaste, sem perder ductibilidade. Devido à sua capacidade de se combinar com o N em solução sólida, o Mn faz com que se possa adicionar mais N no material sem que ocorra porosidade, porém a adição em excesso de Mn (acima de 6%) diminui a temperatura crítica de formação de pites[13].

Cobre (Cu): É um elemento estabilizador da austenita, com menor fator que o Ni, este elemento é adicionado aos AID para melhorar a resistência à corrosão em ambientes não oxidantes, corrosão por frestas e dissolução ativa. Adição acima de 2% deste elemento reduz a ductibilidade em altas temperaturas e pode levar o material ao endurecimento por precipitação[13].

Silício (Si): É um forte elemento estabilizador da ferrita. Adições de Si são benéficos para serviço em ácido nítrico e aumenta a temperatura de resistência à corrosão por oxidação, porém aumenta a formação de fase sigma, então seu limite para aços AID é de 1%[13].

Tungstênio (W): Adições de até 2% de W nos aços AID faz com que melhore a resistência à corrosão por pites e por frestas em soluções clorídricas aquecidas. O W reage com o O formando o WO_3 , que funciona também como camada passiva. Acima de 2% em adição de W, pode aumentar a formação de fase sigma e fase chi[13].

Comparados aos tradicionais aços austeníticos, os AID, mesmo tendo atributos favoráveis quanto à resistência mecânica e altíssima resistência à corrosão, ainda têm uso limitado, principalmente por seu alto custo, bem como baixa disponibilidade no mercado nacional.

2.2.2 Microestrutura dos AID

Como foi visto anteriormente, os AID e AILD são caracterizados pelas suas microestruturas serem compostas por ferrita + austenita em balanço nominal de 50%, tendo uma média esperada entre 45% e 60% de austenita nas ligas. Na Figura 2.5 estão apresentadas a microestrutura de um AID laminado (a) e a microestrutura do metal fundido resultante do processo de soldagem de um AID.

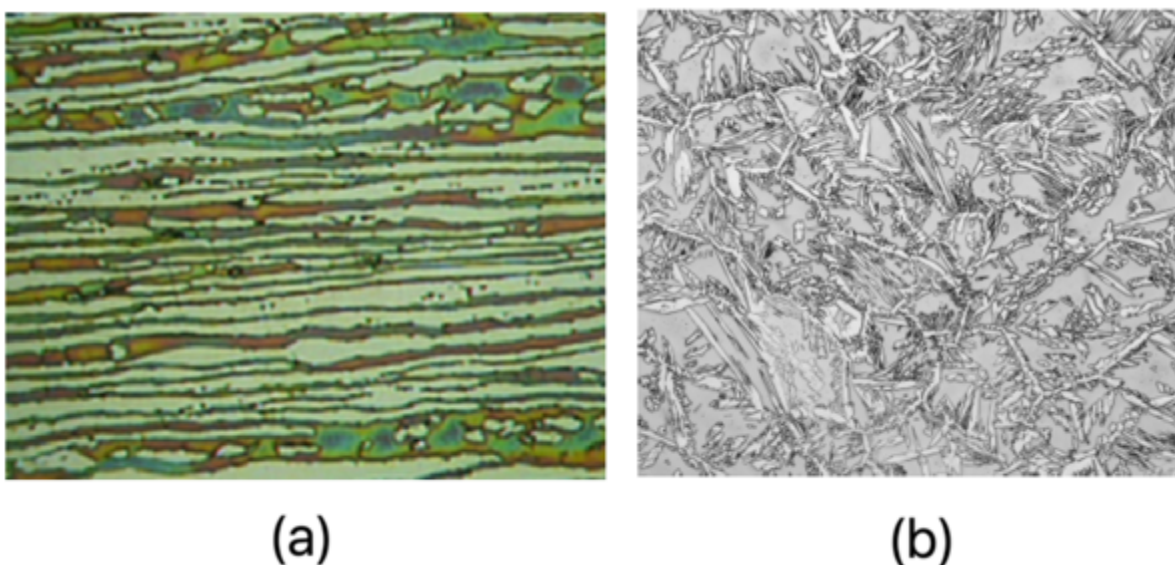


Figura 2.5 - Microestrutura no metal de base AID (a)[14] e do metal fundido após soldagem (b)[15].

A fase austenita possui estrutura cristalina cúbica de face centrada, com átomos localizados em todas as arestas e no centro de toda as faces da célula unitária cúbica, conforme representado esquematicamente na Figura 2.6. Esta fase é estabilizada pelos elementos Ni, Mg e N. Aços com esta fase têm as seguintes propriedades: boa resistência

à corrosão por pites e sob tensão, tem alta tenacidade tanto em temperaturas criogênicas quanto em altas temperaturas, boa soldabilidade e conformabilidade[16].

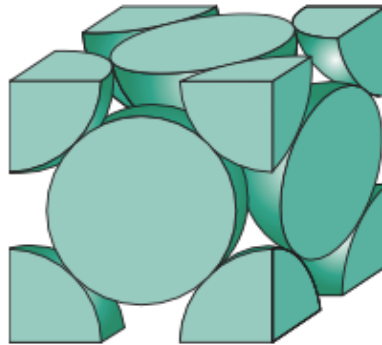


Figura 2.6 - Estrutura cristalina cúbica de face centradas[6].

Já a fase ferrita possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, com átomos localizados em todas as arestas e um átomo inteiro no centro da célula unitária cúbica, conforme pode ser visto na Figura 2.7. Esta fase é estabilizada com adição dos elementos Cr, Mo e Si. Aços com esta fase têm as seguintes propriedades: são ferromagnéticos, possuem boas propriedades mecânica, baixa tenacidade em baixas temperaturas, altas propriedades mecânicas após trabalhos a frio[16], [17].

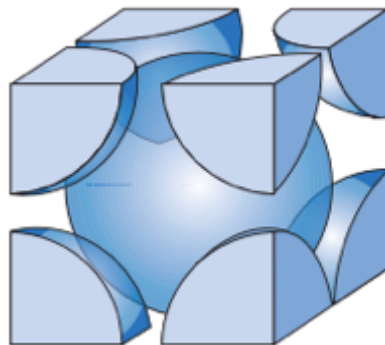


Figura 2.7 - Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado[6].

Então, como os elementos com maiores volumes na composição química dos aços inoxidáveis são os elementos Fe, Cr e Ni, a influência desses elementos na microestrutura podem estão representados pelos diagramas Fe-Cr, Fe-Ni e também fazendo a união desses diagramas, formando um diagrama ternário Fe-Cr-Ni.

No diagrama Fe-Cr, ilustrado na Figura 2.8, pode ser verificado que quanto maior o percentual de Cr, mais estável está a fase ferrita e considerando que um aço passa a ser inoxidável acima de 12% de Cr, este pode ter frações de austenita com ferrita ou acima de 14% somente ferrita, porém se este aço tiver exposição por tempo demasiado em temperaturas entre 400 °C e 600 °C, ocorre a precipitação da fase sigma, que é uma fase frágil e rica em cromo, reduzindo drasticamente a resistência à corrosão e tenacidade do material.

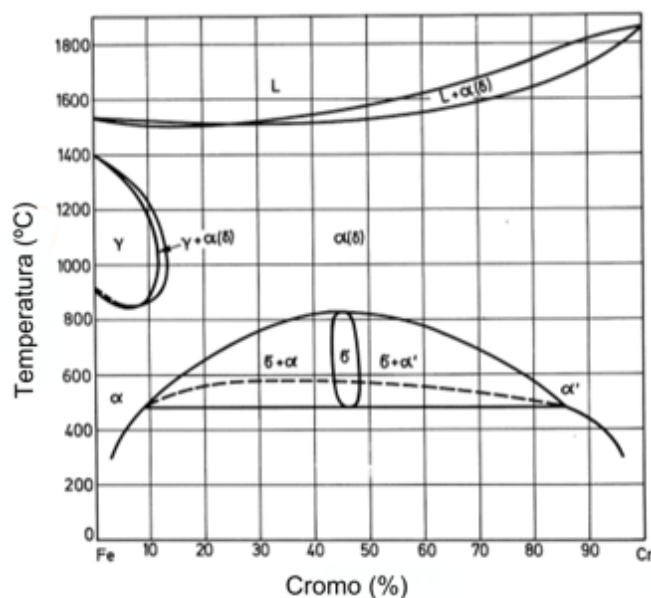


Figura 2.8 - Diagrama Fe-Cr - adaptado[17].

Aços inoxidáveis austeníticos tem percentual de Cr alto e, como evidenciado no diagrama Fe-Cr, acima de 12% deste elemento não se tem mais a fase austenítica, porém é adicionado nesta liga, o elemento Ni, que é um estabilizador desta fase, conforme evidenciado no diagrama Fe-Ni, ilustrado pela Figura 2.9. Este diagrama evidencia que o Fe é um elemento que estabiliza a austenita em altas temperaturas e ferrita em baixas temperaturas, e o Ni estabiliza fase austenita em qualquer temperatura.

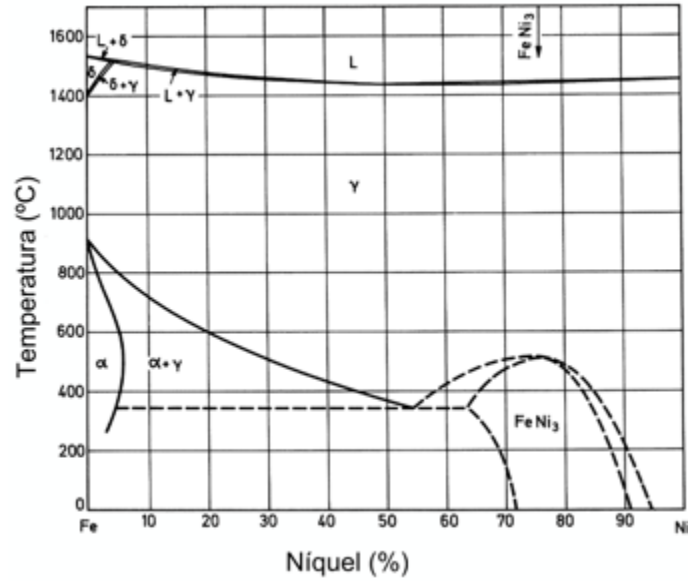


Figura 2.9 - Diagrama de fases Fe-Ni - adaptado[17].

Então, o objetivo da adição de teores de Ni em uma liga com Cr, é de estender a região austenítica do diagrama Fe-Cr, conforme ilustrado na Figura 2.10, e é possível ter fase austenítica com até 26% de Cr e com 10% de Ni com temperaturas entre 800 °C a 1200 °C.

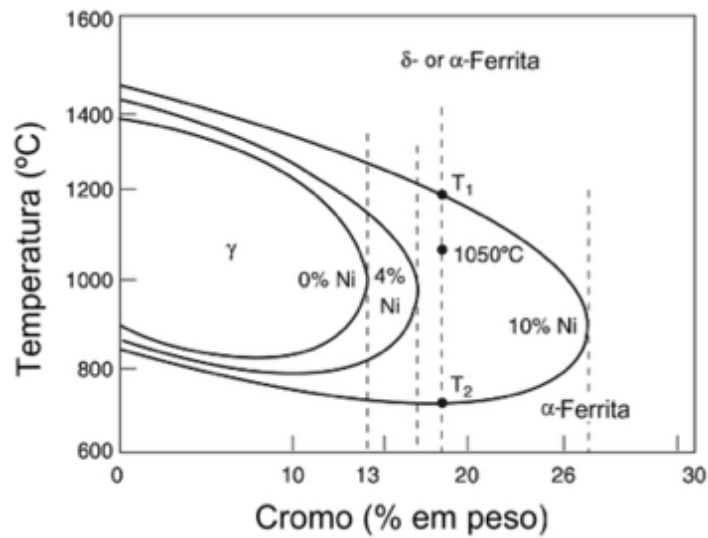


Figura 2.10 - Influência do níquel na extensão da fase austenítica no diagrama Fe-Cr - adaptado[18].

Para os AID e AILD, os níveis de elementos formadores da austenita e elementos formadores da ferrita são ponderados para estabilizar estas duas microestruturas em balanço, que é possível determinar este balanço explorando a região dos gráficos Fe-Cr-Ni, que é resultado da união dos diagramas Fe-Cr e Fe-Ni, como pode ser visto na Figura 2.11.

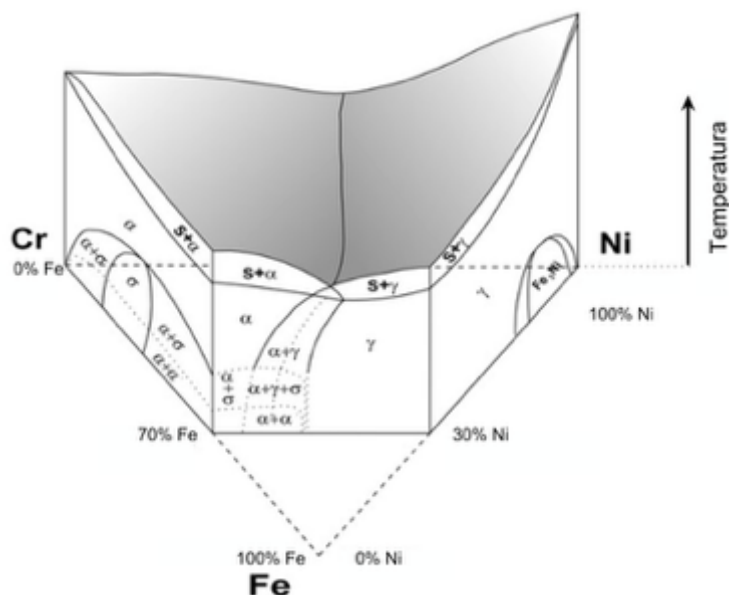


Figura 2.11 - Diagrama Fe-Cr-Ni resultante da união dos diagramas Fe-Cr e Fe-Ni - adaptado[19].

Durante a solidificação, a formação das fases austenita e ferrita nos AID, depende da composição química e podem acontecer de duas formas. Uma é quando tem mais elementos formadores da ferrita e a solidificação se dá pela formação de cristais de ferrita, conforme vai abaixando a temperatura, o aço vai solidificando com formação totalmente ferrítica e depois a fase austenita se forma a partir da ferrita por solução sólida controlada pela difusão, conforme pode ser visto na Figura 2.12. Esta reação pode ocorrer tanto nos contornos de grãos como intragranular e em formato de grãos alongados, uma vez que se formou através da matriz ferrítica. A segunda possibilidade é se a liga tiver mais elementos formadores da austenita e então a solidificação vai ocorrer no ponto eutetóide, onde irão formar cristais de ferrita e cristais de austenita no metal líquido, durante o resfriamento esses cristais crescem de forma homogênea solidificando as duas fases distintas, mas conforme vai resfriando, o grão de ferrita como a se transformar em austenita em solução sólida, formando uma austenita secundária, que é

similar à martensita e abaixo de 1000 °C é formada a austenita terciária resultante do processo de decomposição da ferrita devido à reação eutetóide em solução sólida[19], [20].

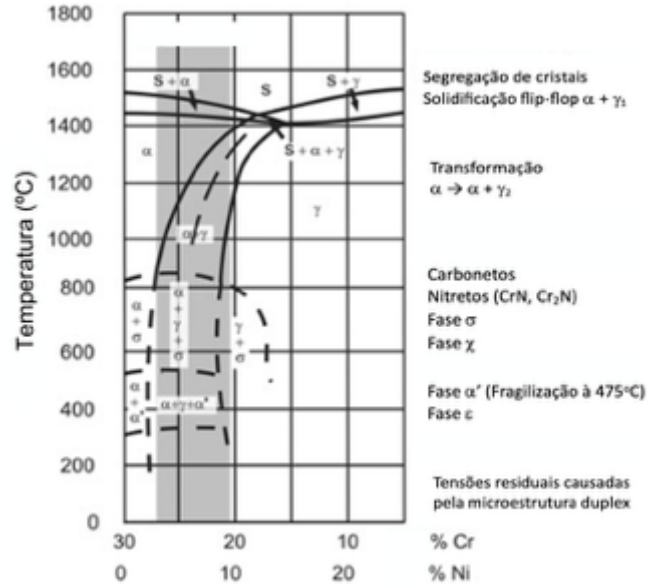


Figura 2.12 - Diagrama Fe-Cr-Ni para AID com indicação das fases deletérias, nitretos e carbonetos - adaptado[19].

Considerando a composição química com balanço adequado entre Cr equivalente e Ni equivalente para a formação das duas fases, uma outra variável importante é a velocidade de resfriamento, uma vez que as duas fases σ estiverem estabelecidas na proporção adequada na temperatura ligeiramente acima de 1000 °C, é necessário fazer o resfriamento rápido, geralmente em água, para evitar formação de precipitados indesejados que se formam entre 475 °C e 1000 °C[17], [18], [20].

2.2.3 Fases precipitadas nos AID

As fases secundárias nos AID podem se formar de forma intergranular ou intragranular. O local de sua origem, direção de crescimento e composição química são fatores que determinam sua atuação no aço. Na Figura 3.5 são ilustrados os locais de precipitação de algumas fases.

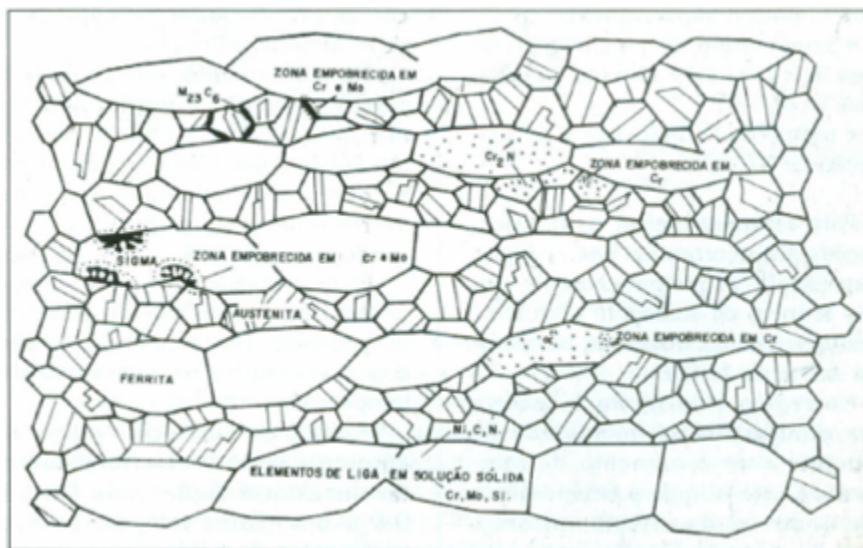


Figura 3.5 – Localização de algumas fases deletérias[21].

As principais fases formadas na precipitação dos AID são: fase sigma (σ), formação de carbonetos (M_7C_6 , $M_{23}C_6$), nitretos (Cr_2N , CrN), fase chi (χ) e fase Laves (R), que são fases causadas por fragilização em alta temperatura, em que o aço fica exposto em temperaturas entre 600 °C a 1000 °C por períodos de tempos suficientes para formar essas fases, podendo ocorrer tanto por ciclos térmicos de soldagem tratamentos térmicos ou solubilização inadequada com taxa de resfriamento baixa[20].

Também podem ocorrer aparecimento de austenita secundária (γ_2) e ferrita alfa linha (α'), que são fases formadas em temperaturas entre 300 °C e 500 °C, conhecidas como “fragilização à 475 °C”.

A fase sigma possui característica dura e frágil, fazendo com que o aço perca tenacidade, resistência ao impacto e resistência à corrosão. Todos esses efeitos deletérios são resultados desta fase ser altamente rica em Cr e Mo, que são bastante instáveis, e se precipita nos AID de maneira intergranular, como ilustrado na Figura 2.13, entre a austenita e a ferrita, em uma faixa de temperatura entre 975 °C e 650 °C[18], [19], [20], [22], [23], [24].

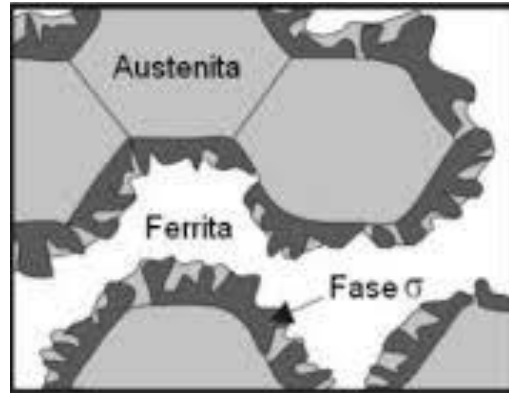


Figura 2.13 - Formação da fase sigma[24].

Os carbonetos de Cr ($M_{23}C_6$ e M_7C_3), são ricos em Cr e durante sua formação, que acontece entre contornos de grãos, empobrecem de Cr a região em contato com ele, fazendo com que essa região perca a capacidade de produzir a camada passiva, reduzindo drasticamente a resistência à corrosão por pites, conforme pode ser visto na Figura 2.14.

Como nos AID possuem em sua composição química quantidades muito pequenas de C, este efeito pode ser desconsiderado na maioria dos casos, exceto quando ocorre contaminação durante algum processo durante a fabricação e processamento, como a soldagem por exemplo[17], [20], [23].

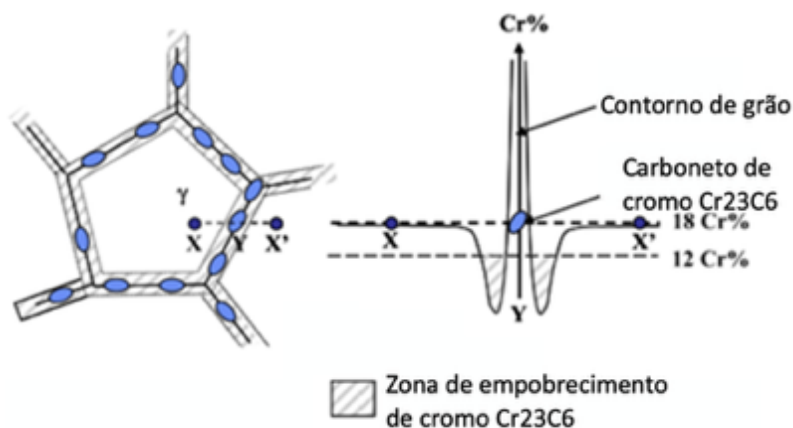


Figura 2.14 - Fragilização causada pela precipitação de carbonetos de Cr – adaptado [23].

Os nitretos de cromo (Cr_2N) podem se formar durante o processo de soldagem nos AID uma vez que estes possuem N em sua composição química e, também, quando tem adição de N no gás de proteção do processo de soldagem. A formação desta fase se dá por altas taxas de resfriamento, pois o N tem alta solubilidade na austenita, e durante a solidificação a fase ferrítica se solidifica primeiro, formando a saturação de pontos com N devido à falta energia para diluir na austenita. Esta precipitação também promove o empobrecimento de Cr nas regiões em contato com essa fase, reduzindo a resistência à corrosão da liga [18], [19], [20], [22], [23].

Outra fase indesejada é a fase austenita secundária (γ_2), que assim como as outras, que se precipita em contornos de grãos, com altos teores de Ni e baixos teores de Cr e Mo, deteriorando a resistência à corrosão do material [18], [19], [20], [22], [23].

Já a fragilização em baixas temperaturas (475 °C), é uma transformação de fase resultante de uma reação espinodal, em que ocorre uma decomposição da ferrita em duas regiões com concentrações de soluto diferentes. Nos AID ocorre uma reação em que a ferrita se decompõe em ferrita (Cr) + ferrita'(Ni), ou seja, regiões ricas em Cr junto com regiões ricas em Ni. Isto prejudica as propriedades mecânicas e resistência à corrosão, devido as fases pobres em Cr. Este processo se dá por períodos de tempos extensos expostos a temperatura de 475 °C, ou resfriamento lento após o material atingir altas temperaturas, vindas de tratamentos térmicos ou soldagem [18], [19], [20], [22], [23].

2.2.4 Resistência à corrosão

O custo direto com corrosão nos Estados Unidos da América em 1998 foi estimado em U\$276 bilhões por ano, sendo que também têm os custos indiretos como perda de produção, despesas gerais como contenção, reparo e taxas, chega ser igual ou maior aos custos diretos. Por isso se dá a importância de desenvolver ligas resistente a corrosão e entender o mecanismo de corrosão para evitar essa perda massiva de capital[25].

A corrosão é um processo espontâneo que age na deterioração de um material, geralmente metálico, por uma ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos. A corrosão para os aços é como se fosse o inverso do processo siderúrgico, cujo objetivo principal é a extração do metal a partir de seus minérios ou compostos, ao passo que a corrosão tende a oxidar o metal, que é o estado semelhante ao que é encontrado na natureza[25], [26].

Os aços inoxidáveis são resistentes à corrosão devido a uma camada superficial de óxido de cromo, chamada de camada passiva. Essa camada, por sua vez, impede que aço estabeleça interações com o oxigênio no ambiente e, portanto, previne que o aço venha a oxidar. No entanto, o rompimento desta camada causa corrosão, a qual pode ocorrer através de reações químicas ou eletroquímicas causadas por diferenças de potencial entre duas partes de uma chamada pilha, constituída por um anodo e um catodo, ou seja, a região passivada da chapa e a não passivada. Em alguns casos, estes ataques atingem certa severidade e causam a degradação física do material, como é o caso de pites ou erosões causadas por corrosões sob tensão[9].

Os principais tipos de corrosão aplicados aos AID são: intergranular, sob tensão e por pite.

2.2.5 Corrosão intergranular

A corrosão intergranular ocorre preferencialmente na região dos contornos de grãos, quando o material passa por condições que resultam no fenômeno de sensibilização. A sensibilização é o fenômeno de precipitação de carbonetos de cromo

(Cr_{23}C_6) nos contornos de grãos, quando é aquecido por um período prolongado na faixa de temperatura entre 400 °C e 815 °C. Esta precipitação faz com que o Cr próximo ao contorno de grão difunda para o contorno de grão, causando um empobrecimento de Cr numa zona fina adjacente ao contorno de grão, a qual fica com característica anódica em relação à região catódica (centro do grão), reduzindo assim a camada passiva e provocando efeito galvânico na corrosão, conforme é ilustrado pela Figura 2.15[20], [27].

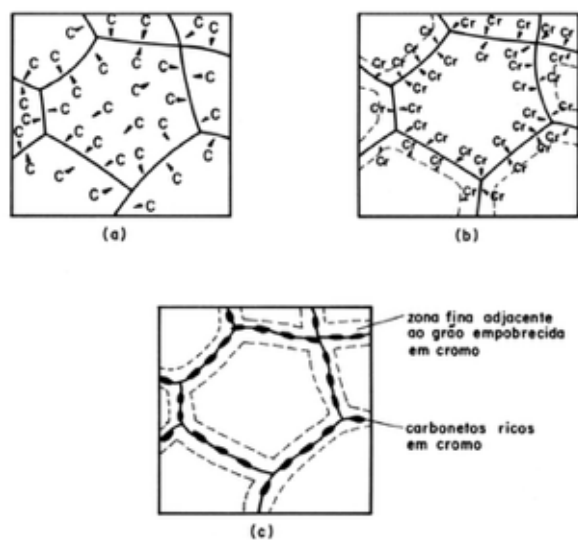


Figura 2.15 – Ilustração do mecanismo de corrosão intergranular[27].

Para evitar este efeito podem ser adicionadas pequenas frações de elementos como o Ti e Nb, os quais o C tem mais afinidade do que o Cr, fazendo com que esses elementos reajam com o C e mantenham o Cr intacto na microestrutura[9].

2.2.5.1 Corrosão sob tensão

A corrosão sob tensão (CST) é o tipo de corrosão que causa micro trincas no material, ocasionando trincas ou fraturas precocemente em operação, e que ocorre quando três variáveis estiverem presentes: o material tem que ser susceptível a este tipo de corrosão, o material tem que estar tensionado ou com tensão residual resultante do processo de fabricação e o material tem que estar exposto a um ambiente propício a CST, que no caso dos AID, ambientes contendo íons Cl^- , OH^- e Br^- [9], [26], [28].

A CST pode originar em uma dobra, risco profundo na superfície, mordeduras em soldas ou em núcleos formados após outros tipos de corrosões, como intergranular ou

por pites, conforme pode ser vista na Figura 2.16. Estas micro trincas podem se propagar até romper a espessura do material, essa propagação pode ocorrer em questão de minutos até anos.

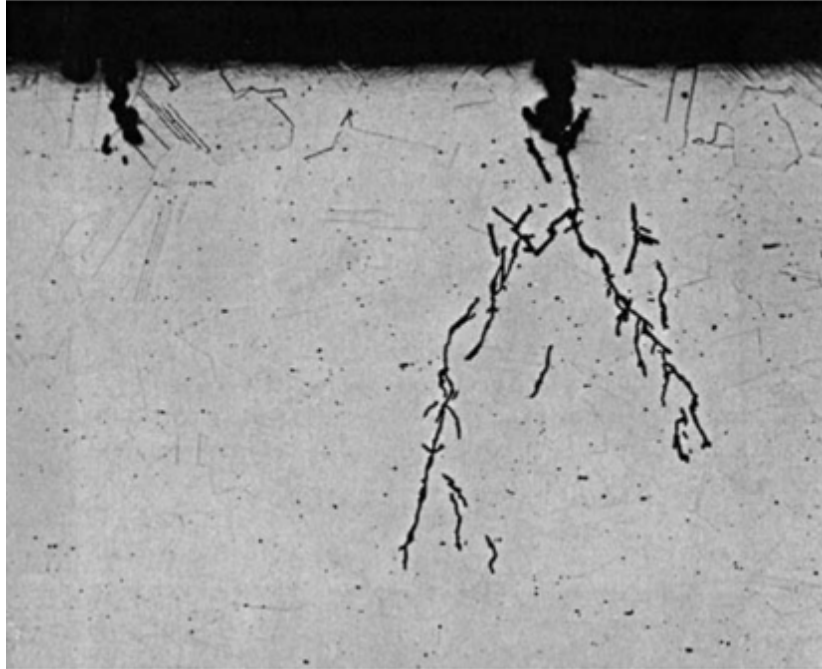


Figura 2.16 - Corrosão sob tensão formada através de um pite[9].

2.2.5.2 Corrosão por pite

Corrosão por pite é um tipo de ataque que ocorre em uma pequena área do material, na qual a camada passiva foi degradada e, então, atacada por íons de cloreto. Essa área começa a agir como um anodo, formando um furo com relativamente grande profundidade, podendo ser observado na Figura 2.17[9], [20].

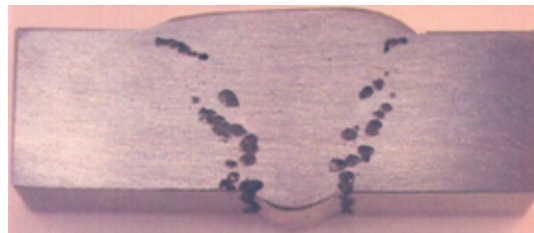


Figura 2.17 - Exemplo de corrosão por pites após ensaio de corrosão conforme ASTM G48 Método A de uma junta soldada em AILD[29].

O ponto mais crítico para formação de pite na soldagem é no passe de raiz, que tem alto nível de diluição do metal de base da solda, fazendo com que a solda perca

elementos de liga, sendo assim, é recomendado sempre utilizar consumíveis com o número de equivalência de corrosão por pites (PRE_N Pitting Resistance Equivalent Number) maior do que o metal de base e evitar soldas autógenas[13].

Para quantificar a resistência à corrosão por pite, que é a principal aplicação dos AID, é utilizada a equação de PRE_N [13], [17]. Esta equação foi desenvolvida relacionando os elementos químicos dos materiais e é definida pela equação (3) e equação (4) quando tem adição de W na liga:

$$PRE_N = (\%Cr) + 3,3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N) \quad (3)$$

$$PRE_W = (\%Cr) + 3,3 \times (\%Mo) + 1,65\% \times W + 16 \times (\%N) \quad (4)$$

Como pode ser visto, os elementos Cr, Mo, W e N são os elementos de ligas predominantemente responsáveis pela resistência à corrosão por pites do material.

Na Tabela 2.3 estão listados alguns aços inoxidáveis comuns no mercado e suas respectivas faixas de PRE_N :

Tabela 2.3 – Valores comparativos de resistência à corrosão por pites (PRE_N) de alguns aços inoxidáveis.

| Liga | Tipo | PRE_N |
|-------------|------------------------------|---------------------------|
| 304L | Austeníticos | 17,5 - 21,1 |
| 410 | Martensítico | 11,5 - 13,5 |
| 410S | Ferrítico | 11,5 - 13,5 |
| 660 | Endurecível por precipitação | 16,8 - 21 |
| 2205 | Duplex | 34,1 - 37,8 |
| 2101 | Lean duplex | 24,5 - 28,6 |
| 2507 | Super duplex | 37,7 - 47,6 |
| 2707 | Hiper duplex | 44 - 53,5 |

Fonte: Adaptado de [10], [11].

2.2.6 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

Os AID e AILD possuem propriedades mecânicas superiores em comparação com os demais aços inoxidáveis, conforme listado na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 - Comparação das propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis.

| Propriedades Mecânicas | Limite de tensão min. | Tensão limite de escoamento min. | Alongamento min. em 50mm | Dureza Brinell max. |
|-------------------------------|------------------------------|-----------------------------------------|---------------------------------|----------------------------|
| Ligas | (MPa) | (MPa) | (%) | (HBW) |
| 304L | 485 | 170 | 40 | 201 |
| 410 | 450 | 205 | 20 | 217 |
| 410S | 415 | 205 | 22 | 183 |
| 660 | 895 | 585 | 15 | 248 - 321 |
| 2205 | 655 | 450 | 25 | 293 |
| 2101 | 650 | 450 | 30 | 290 |
| 2507 | 795 | 550 | 15 | 310 |
| 2707 | 920 | 700 | 25 | 318 |

Fonte: Adaptado de [10], [11].

Além destas propriedades, os AID também têm boa tenacidade, ductilidade e resistência a fadiga[30].

Pela análise geral dos AID, de suas propriedades mecânicas e de suas resistências à corrosão (PRE_N), é entendido que para cada nível de corrosividade do ambiente ou produto, tem um AID que seja mais economicamente viável para a utilização.

2.2.7 Soldagem dos aços duplex

Geralmente os aços inoxidáveis duplex não exigem habilidade diferenciada por parte dos soldadores, sua soldabilidade é semelhante ao dos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser soldado em todos os métodos convencionais de soldagem, por exemplo: GTAW, Arame tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding), Arame sólido (GMAW – Gas Metal Arc Welding), Eletrodo revestido (SMAW – Shielded Metal Arc Welding) e plasma (PAW – Plasma Arc Welding).

Como já foi visto anteriormente, fases indesejadas podem se formar quando os AID ficam expostos por altas temperaturas em períodos de tempos elevados. Na Figura 2.18 está representado o efeito dos diferentes ciclos térmicos ocorridos durante a

soldagem ao longo de uma junta soldada e a comparação de cada região do gráfico Fe-Cr-Ni com 70% de Fe.[31]

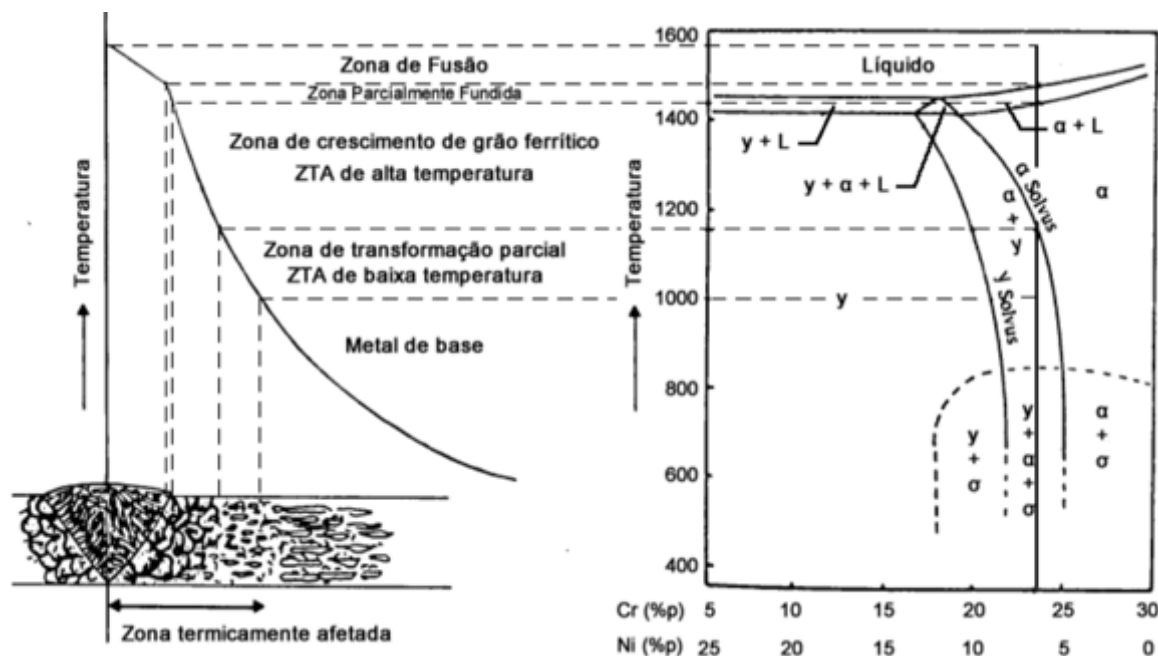


Figura 2.18 - Diagrama esquemático de transformações na ZAC de um aço duplex[31].

Para a soldagem dos AID, há a limitação quanto a aplicação de métodos de soldagem autógenos (sem utilização de metal de adição). Os consumíveis devem ser selecionados corretamente conforme a liga que está sendo trabalhada para evitar perda de elementos resistentes à corrosão durante a soldagem. Nos processos que dependem de proteção gasosa (GTAW, GMAW e PAW), o gás de proteção deve ter 2 a 3% de N para ajudar no controle do balanço de fases, promovendo a fase austenita. Além disso, a seleção de parâmetros de soldagem como corrente, tensão e velocidade que resultam no aporte de calor de soldagem deve ser feita corretamente para que não ocorra formação de fases indesejadas e também as temperaturas de preaquecimento e de interpasses não devem exceder 100 °C, para evitar que a ZAC fique muito tempo acima da temperatura de precipitação de fases [32].

2.3 Processo de soldagem TIG (GTAW)

O processo de soldagem TIG (do inglês *Tungsten Inert Gas*), também denominado como GTAW pela AWS (American Welding Society), é um processo muito utilizado para soldagem de raiz e de chapa finas por permitir o controle preciso da energia imposta durante a soldagem.

O processo TIG é o processo de soldagem cuja característica está na utilização de um eletrodo não consumível de tungstênio para estabelecer o arco elétrico, que é protegido por uma atmosfera inerte adicionada pela tocha[33]. O eletrodo pode ser de tungstênio puro ou tungstênio ligado a outros materiais, como Tório (Th), Lantânio (La), Cério (Ce) ou Zircônio (Zr). Neste processo o arco é aberto pelo eletrodo de W, a poça de fusão é protegida através do fluxo de gás inerte e pode ser adicionado um metal de adição (soldagem heterógena) em forma de vareta (soldagem manual) ou em bobinas (soldagem mecanizada / automatizada), ou sem metal de adição (soldagem homogênea). A Figura 2.19 ilustra o esquemático do processo.

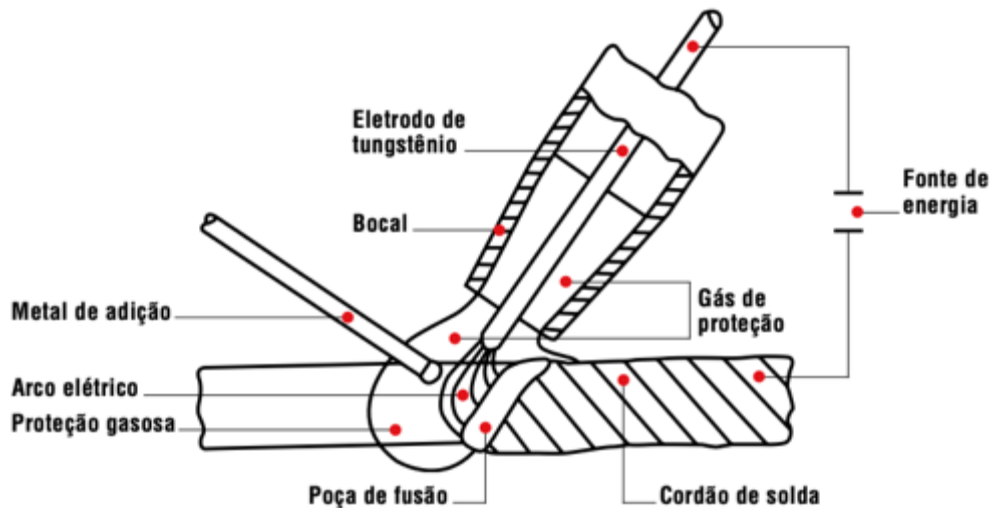


Figura 2.19 – Ilustração esquemática do processo GTAW [34].

2.3.1 Proteção gasosa

Neste processo, a proteção gasosa por gás inerte se faz necessária para proteger a poça de fusão, estabilizar o arco elétrico e evitar a oxidação e contaminação do eletrodo de W. Os gases de proteção utilizados comumente por este processo são: Argônio (Ar), Hélio (He), ou a mistura destes dois gases. As características dos dois gases estão apresentadas na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 - Características dos diferentes gases de proteção Ar e He.

| Argônio | Hélio |
|---------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|
| - Baixa tensão de arco | - Elevada tensão de arco |
| - Menor penetração | - Maior penetração |
| - Adequado à soldagem de chapas finas | - Adequado à soldagem de grandes espessuras |
| - Soldagem manual devido ao pequeno gradiente de tensão | - Soldagem automática |
| - Maior ação de limpeza | - Menor ação de limpeza |
| - Arco mais estável | - Arco menos estável |
| - Fácil abertura do arco | - Dificuldade na abertura do arco |
| - Utilizado em CC e CA | - Custo elevado |
| - Custo reduzido | - Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que argônio |
| - Vazão para proteção pequena | - Menor resistência à corrente de ar lateral |
| - Maior resistência à corrente de ar lateral | |

FONTE: Adaptado de [34], [35].

O Argônio acaba sendo utilizado na maioria das aplicações por ser cerca de cinco à oito vezes mais barato que o hélio e pela melhor soldabilidade. O hélio somente é usado em situações muito especiais.

Também é possível ter a adição de outros gases como o caso da soldagem de AID e AILD, que podem ser feitas adições de 2 a 3% de N₂ na composição química do gás de proteção para auxiliar na soldabilidade destes aços, aumentando a formação de fase γ [2], [32].

2.3.2 Metal de adição

O metal de adição comumente utilizado é o eletrodo nu, em forma de varetas para a aplicação manual ou em forma de arame para a aplicação mecanizada ou automatizada. Normalmente, os metais de adição são similares ao metal de base, exceto pelos elementos adicionados especificamente para garantir a soldabilidade. Há uma variedade muito grande de metais de adição, praticamente para todos os tipos de metais presentes no mercado atual.

2.3.3 Equipamentos

Em aplicações normais, os equipamentos básicos para a soldagem manual pelo processo TIG contêm uma fonte de energia, ignitor de alta frequência, reservatório de gás, tocha refrigerada, sistema de refrigeração de tocha e cabo de aterramento, conforme mostrado na Figura 2.20 [34], [36].

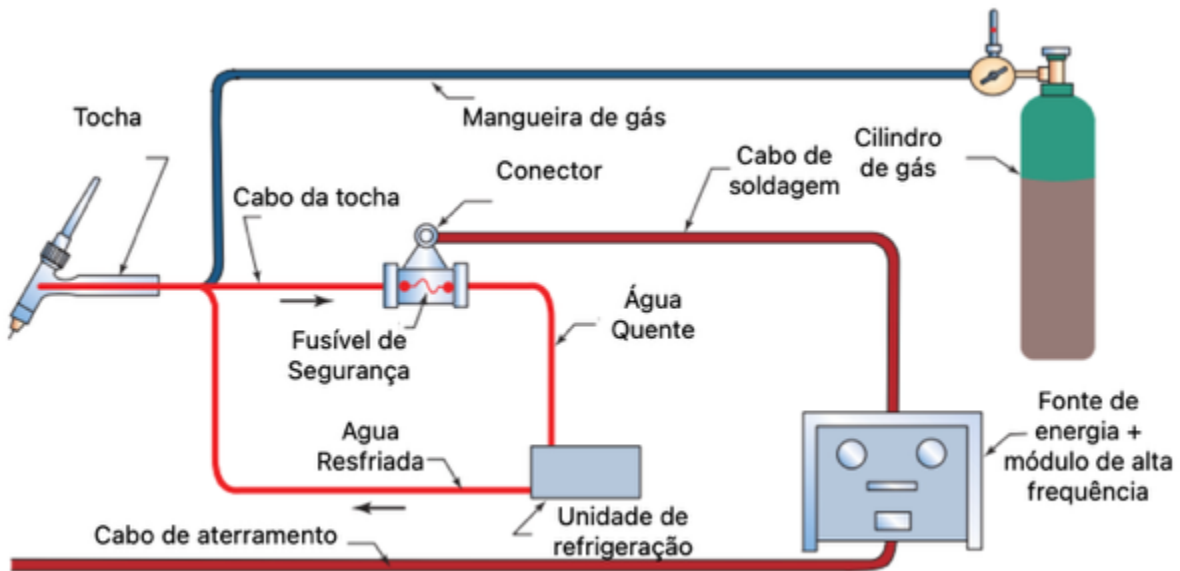


Figura 2.20 - Esquema de equipamentos do processo GTAW [36].

2.3.4 Processo de soldagem TIG dupla fusão (GTAW-DF)

O processo GTAW DF é uma variação do processo GTAW no qual a soldagem é performada com a combinação de dois arcos elétricos em uma mesma poça de fusão, sendo um localizado em um lado da chapa (arco 1) e o segundo arco aberto pelo lado oposto da chapa (arco 2), conforme pode ser observado pela Figura 2.21. Por este motivo, os profissionais da soldagem que iniciaram este processo usaram a terminologia “Dupla fusão” ou em outros países como Synchronized TIG Welding (Soldagem TIG sincronizada)[37], [38].

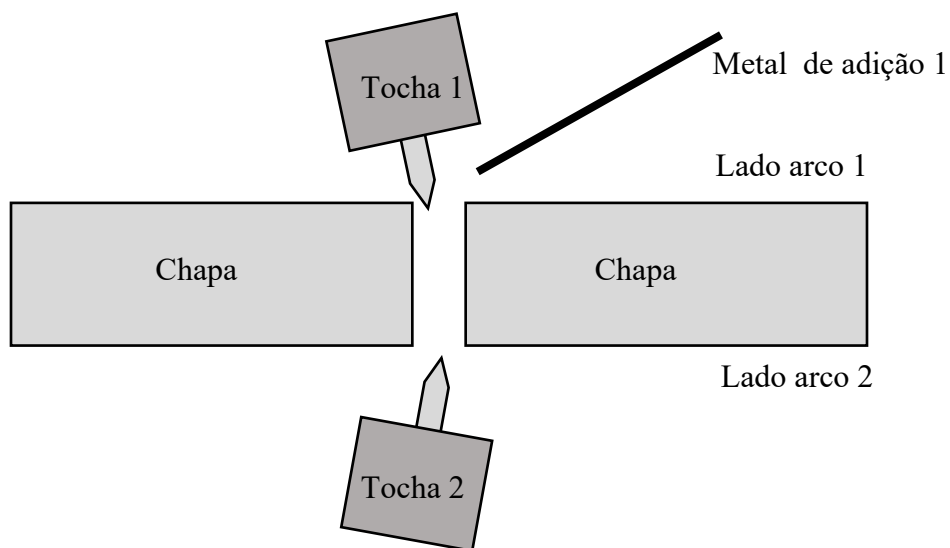


Figura 2.21 - Esquemático do processo GTAW-DF.

As características de cada arco elétrico são:

- Arco 1:
 - Primeiramente, inicia-se a soldagem pela ignição deste arco elétrico de um lado do chanfro;
 - Neste arco, o processo de soldagem é com metal de adição (heterogêneo);
 - O objetivo deste processo é soldar conforme o processo convencional (GTAW), formando a poça de fusão por meio da fusão do metal de base e do metal de adição e fazer o acabamento neste lado da chapa.
- Arco 2:

- Após a ignição do arco 1, este arco é aberto juntamente com a poça de fusão do lado oposto do arco 1;
- Neste arco, o processo de soldagem é sem metal de adição (autógeno), também denominado por “caldeamento”;
- O objetivo deste processo é caldear a poça de fusão pelo lado oposto, o qual tem um efeito de puxar a poça para o sentido da tocha do arco 2, aumentando significativamente a penetração da junta;
- Para soldagem de aços inoxidáveis, este segundo arco também protege a poça de fusão contra oxidação, servindo de purga.

Comparando o processo GTAW convencional com o GTAW-DF na soldagem de uma junta de 6 mm de espessura, o GTAW necessita de chanfro em V, ou em X, com abertura de 3,2 mm para ter acesso do metal de adição, onde serão necessários pelo menos 3 passes para a soldagem completa da junta. O processo GTAW-DF não requer chanfro para esta espessura, necessitando somente de 3,2 mm de abertura de raiz e, então, a junta é soldada com apenas 1 passe, conforme ilustrado da Figura 2.22 à Figura 2.26.

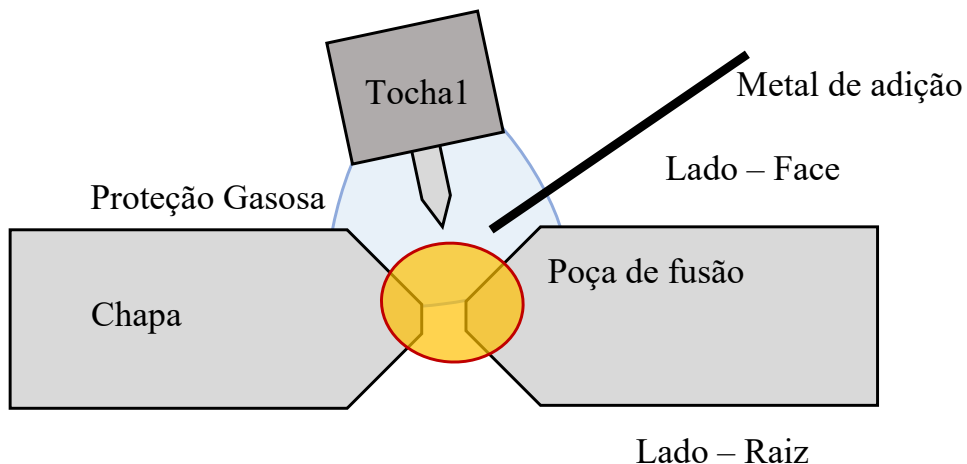


Figura 2.22 - Croqui do processo GTAW em uma junta de 6mm com chanfro em X.

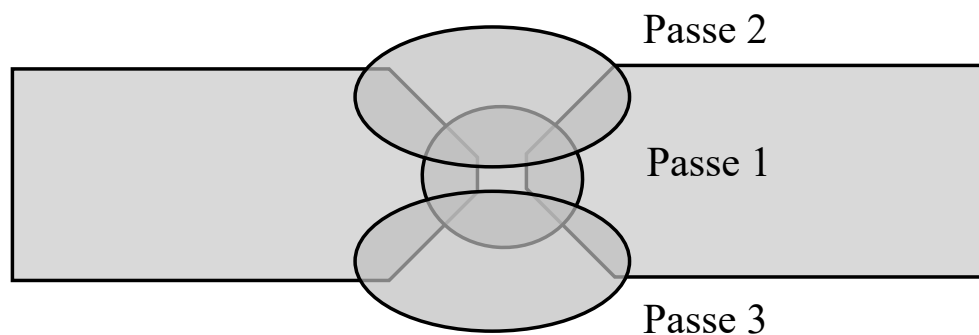


Figura 2.23 - Sequência de passes do processo GTAW em uma junta de 6mm com chanfro em X.

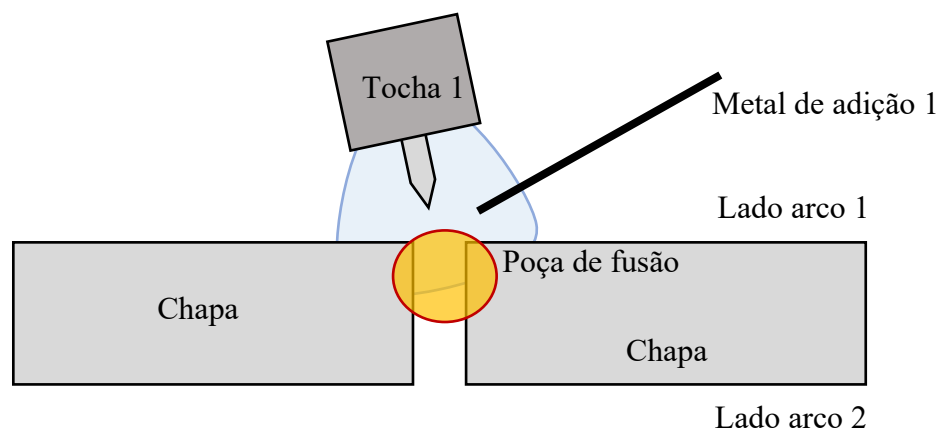


Figura 2.24 - Croqui do processo GTAW-DF no momento de ignição do primeiro arco em uma chapa de 6mm de espessura, sem chanfro.

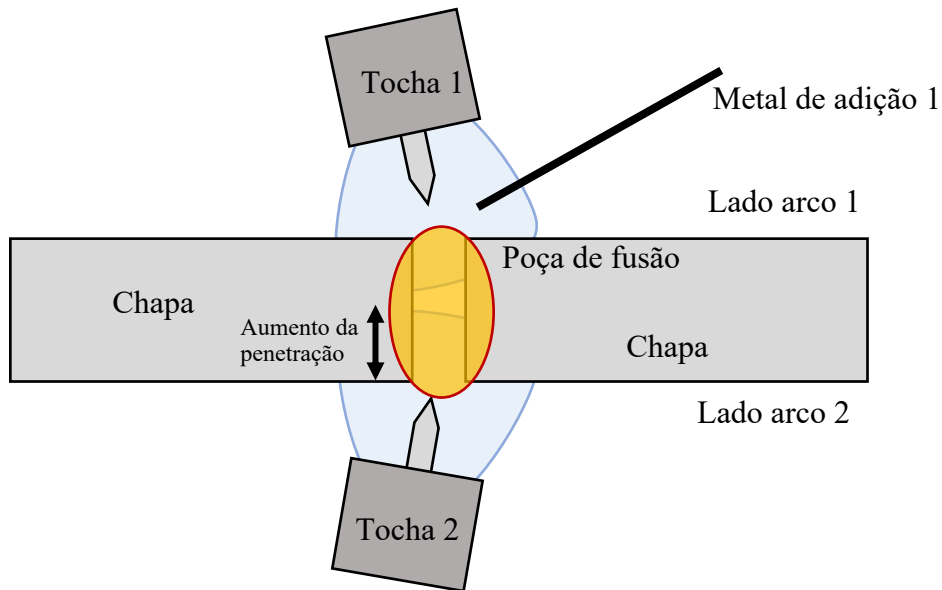


Figura 2.25 – Croqui do processo GTAW-DF no momento de ignição do segundo arco em uma chapa de 6mm de espessura, sem chanfro.

Na Figura 2.25, é possível observar o efeito da abertura do segundo arco, puxando a poça de fusão para a direção da tocha 2 e aumentando significativamente a penetração do processo.

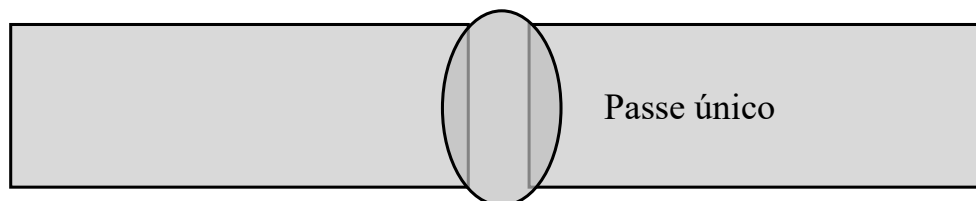


Figura 2.26 - Sequência de passes do processo GTAW-DF em uma junta de 6mm.

2.3.4.1 Aplicações

Esta variação do processo é somente aplicável para passes de raiz e com acesso por ambos os lados. A grande vantagem em relação ao processo convencional, é que com o GTAW-DF é possível alcançar maiores velocidades de soldagem para os passes de raiz, aumentando a produtividade, removendo necessidade de goivagem e purga, e menor índice de retrabalho em soldas que requerem ensaios volumétricos.

Algumas outras características deste processo estão listadas a seguir:

- Somente acessível em juntas com acesso pelos dois lados, ou seja, em chapas retas ou seções circulares com diâmetro maior de 500 mm;
- Necessita de 2 soldadores simultâneos;
- Velocidade de soldagem 2 vezes maior que o GTAW convencional;
- Não necessita de muita limpeza no chanfro;
- Não necessita remover pontos de solda do chanfro, pois estes são fundidos novamente por completo;
- Chapas até 6 mm necessitam somente de um passe para completar a junta;
- Elimina necessidade de goivagem ou limpeza pelo lado da raiz;
- Baixíssima incidência de defeitos de soldagem.

2.3.5 Transferência de calor na soldagem

Os processos de soldagem convencionais à arco elétrico utilizam o calor como principal fonte de energia para que possa ocorrer a fusão do metal de base e a poça de fusão. Este calor gerado pela soldagem tem que ser em quantidade adequada para que ocorra a fusão e que a taxa de resfriamento seja adequada para o material que está sendo soldado, pois durante a solidificação e resfriamento dos materiais podem ocorrer transformações de fases indesejadas durante e após o processo de soldagem[22], [34].

A quantidade de calor gerado pelo processo de soldagem, é chamado de aporte de calor, que é definida pela equação (5):

$$E = \frac{60 \times A \times V}{S} \quad (5)$$

Onde E é o aporte de calor ($J\ cm^{-1}$), A é a intensidade de corrente (A), V é a tensão (V) e S é a velocidade ($cm\ min^{-1}$)[14], [22], [34], [39]

Quando é iniciada a soldagem em uma junta, o arco elétrico transfere calor para a superfície do material, aquecendo a região em contato com o calor do arco elétrico, que é uma área bem pequena. Com isso, o fenômeno de condução de calor começa distribuir

este calor a partir do ponto aquecido até as extremidades do material, de forma que a temperatura fique homogênea ao longo do tempo. Esse fluxo de calor forma um gradiente de temperatura ao longo da distância a partir da poça de fusão, conforme pode ser visto na Figura 2.27 e Figura 2.28. Cada passe de soldagem dado em uma peça forma um ciclo térmico baseado nas condições térmicas iniciais e parâmetros de soldagem.

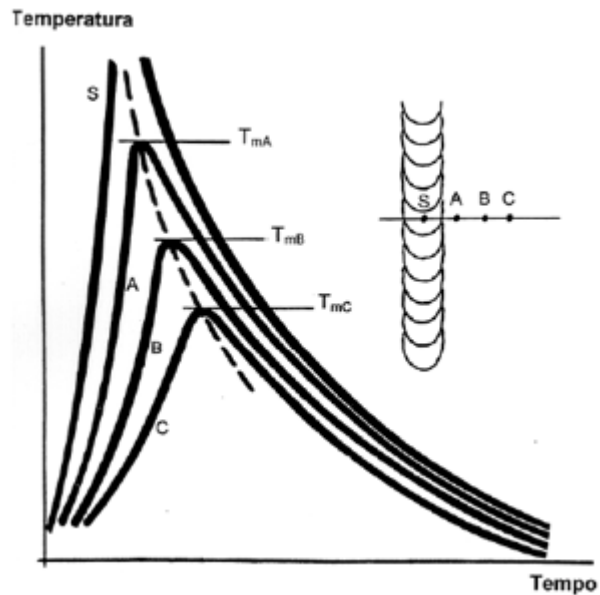


Figura 2.27 - Curvas de temperatura x tempo em diferentes pontos na linha transversal à solda[22].

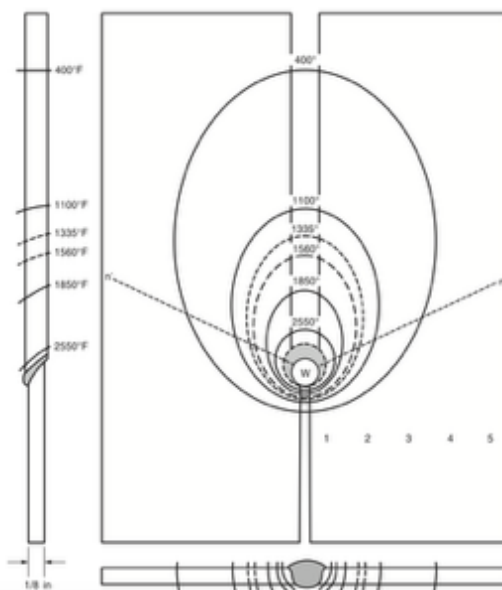


Figura 2.28 - Gradiente de temperatura em uma chapa durante a soldagem[39].

Com a análise dos ciclos térmicos, do diagrama de fases do material e dos coeficientes térmicos do material, é possível prever a dimensão da ZAC, como ilustrado na Figura 2.29.

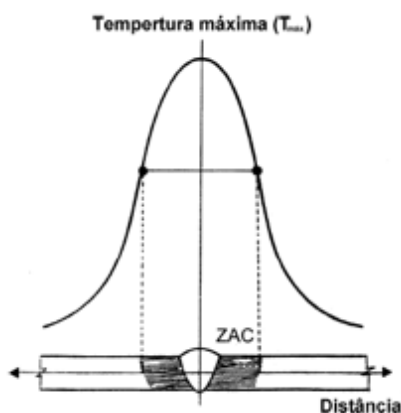


Figura 2.29 - Seção transversal de uma junta soldada e sua repartição térmica[22].

Para prever os ciclos térmicos de soldagem, Rosenthal[40] desenvolveu uma equação considerando que a fonte de calor é um ponto móvel, em que o fluxo de calor está em um regime quase-estacionário e as coordenadas cartesianas com origem no centro da fonte móvel são dadas pela equação (6):

$$\frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = -2\lambda v \frac{\partial T}{\partial \xi} \quad (6)$$

A representação das coordenadas está ilustrada na Figura 2.30.

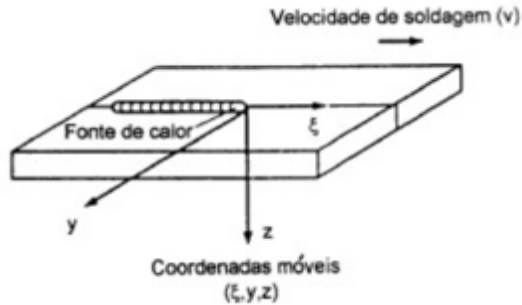


Figura 2.30 - Coordenadas conforme equação de Rosenthal[41].

Rosenthal [41] também propôs algumas outras soluções, considerando que o fluxo de calor pode ser bidimensional em chapas finas, equação (7), em que o fluxo de calor pode fluir para o sentido da largura (y) e sentido do comprimento (ξ) e, também, tridimensional, equação (8), em que há espessura suficiente para ter o fluxo de calor no sentido da espessura (z) [20], [34], [40].

$$T - T_0 = \frac{q_L}{2\pi kh} \sqrt{\frac{\pi}{2\lambda v r}} e^{-\lambda v(\xi-r)} \quad (7)$$

Onde r é a distância da fonte e é dada por: $r = \sqrt{\xi^2 + y^2}$.

$$T - T_0 = \frac{q_L}{2\pi kh} \sqrt{\frac{\pi}{2\lambda v r}} e^{-\lambda v(\xi-r)} \quad (8)$$

Onde r é a distância da fonte e é dada por: $r = \sqrt{\xi^2 + y^2 + z^2}$.

Nestas equações os valores das variáveis são:

ξ – Distância do ponto x em referência ao ponto central do fluxo de calor (mm)

y – Distância do ponto y em referência ao ponto central do fluxo de calor (mm)

z – Distância do ponto z em referência ao ponto central do fluxo de calor (mm)

T – Temperatura final ($^{\circ}\text{C}$)

T_0 – Temperatura inicial ($^{\circ}\text{C}$)

v – Velocidade de soldagem (mm/s)

λ – Calor específico do material (J/g $^{\circ}\text{C}$)

k – Condutividade térmica do material J/(mm/s $^{\circ}\text{C}$)

h – Espessura da chapa (mm)

e – Número de Euler $\approx 2,718$

q_L – Energia de soldagem líquida (J/mm)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Preparação e soldagem

Neste projeto foram executadas as soldagens nos processos GTAW dupla fusão e GTAW convencional para união de chapas de 6,35 mm de espessura, utilizando como metal de base o aço inoxidável duplex ASTM A240 TP S32101 com composição química indicada na Tabela 3.1.

Foram preparadas duas chapas, CP1A e CP1B, nas quais foram feitos chanfros em “V”, com 60° de ângulo e com abertura de 3,2 mm, conforme indicado na Figura 3.1. Estas chapas foram soldadas no processo GTAW dupla fusão, na qual, no lado da raiz, o processo foi executado com metal de adição (heterogênea), utilizando o consumível ER2209, com composição química indicada na Tabela 3.1, de Ø3,2mm. No lado da face, a soldagem foi executada com o processo GTAW sem metal de adição (autógena), conforme a Figura 3.2. Foi utilizado, para ambos os casos, como gás de proteção e purga, a mistura de gás Ar + 2,5% de N₂. Para completar a soldagem do volume do chanfro, foi necessário fazer mais de um passe de GTAW convencional de enchimento e um de acabamento, mantendo a purga do lado oposto para proteger a raiz de oxidação, conforme ilustra a Figura 3.3.

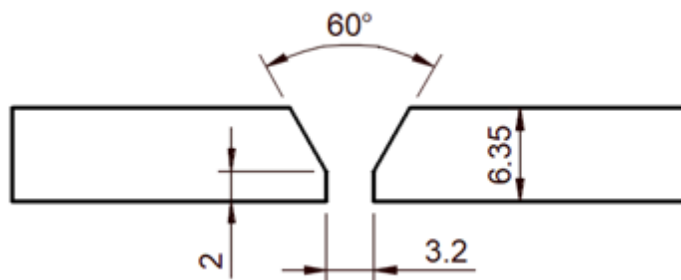


Figura 3.1 - Junta de topo chanfro em “V” do CP1A e CP1B.

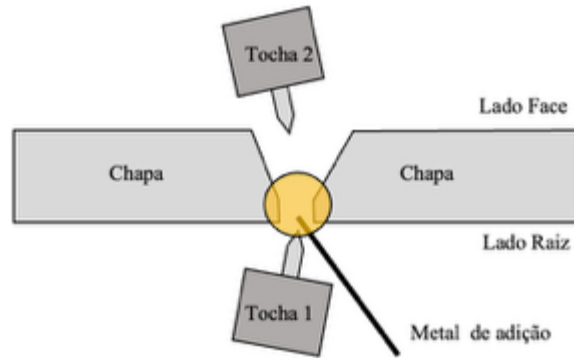


Figura 3.2 - Croqui da soldagem do passe de raiz do CP1A e CP1B no processo GTAW-DF.

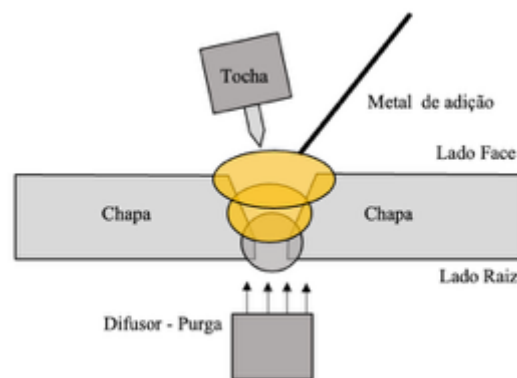


Figura 3.3 - Soldagem do passe de acabamento do CP1A e CP1B no processo GTAW convencional.

Tabela 3.1 - Composição química (% em massa) dos materiais utilizados.

| Material | C | Mn | P | S | Si | Cr | Ni | Mo | N | Cu | Outro |
|-------------------------------------------------|-------|------|-------|-------|------|-------|------|------|------|------|-------|
| Metal de base ASTM A240 TP 32101 | 0,027 | 4,79 | 0,026 | 0,001 | 0,77 | 21,28 | 1,59 | 0,19 | 0,22 | 0,33 | - |
| Consumível ER2209 | 0,022 | 1,64 | 0,024 | 0,002 | 0,48 | 23,3 | 8,74 | 3,06 | 0,15 | 0,06 | - |

Um segundo conjunto de chapas, CP2A e CP2B, foi preparado com geometria de chanfro em “V”, com 60° de ângulo e com abertura de 3,2mm, conforme a Figura 3.4. Nestas chapas, a soldagem foi feita no processo GTAW convencional, utilizando o consumível ER2209 de Ø3,2mm, gás de proteção com a composição Ar + 2,5% de N₂ e no lado da raiz, e foi aplicada a purga com o mesmo gás, conforme mostrado na Figura

3.5. Para essas chapas foram necessários mais dois passes de enchimento e acabamento para completar a junta e a purga foi mantida durante a soldagem destes passes para proteger a raiz de oxidação, conforme a Figura 3.6.

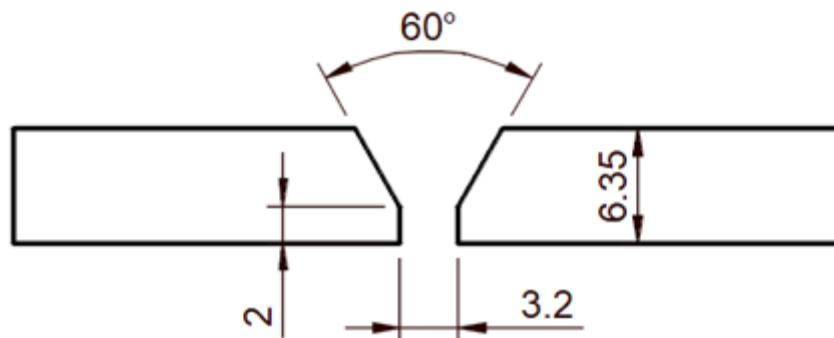


Figura 3.4 - Geometria da junta das chapas CP2A e CP2B.

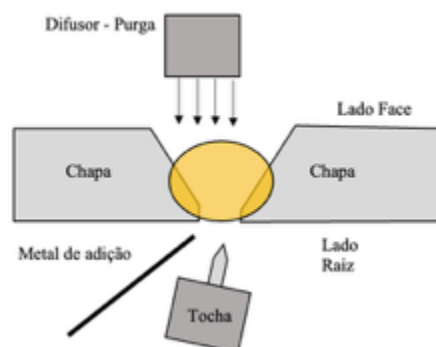


Figura 3.5 - Croqui da soldagem do passe de raiz das chapas CP2A e CP2B com o processo GTAW.

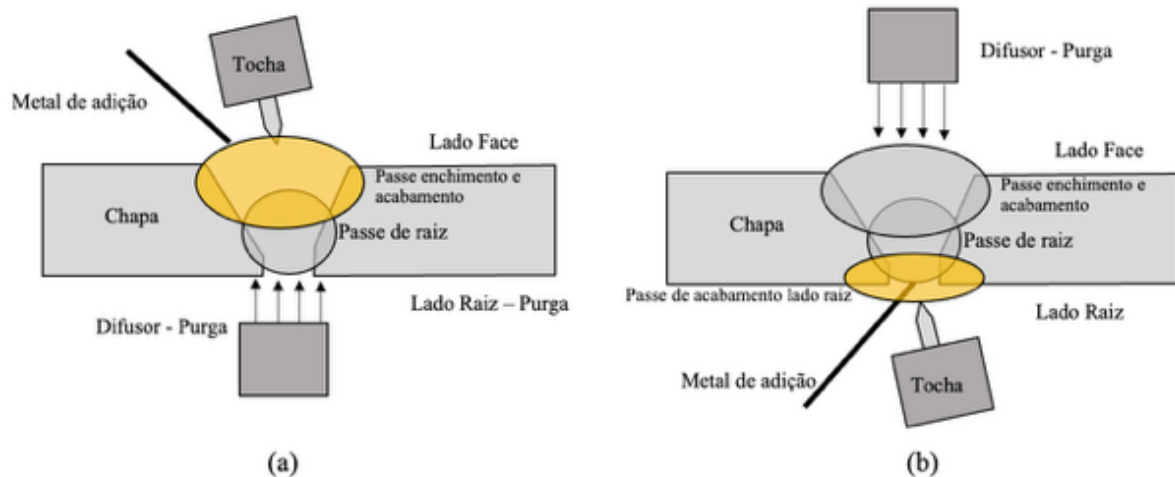


Figura 3.6 - Soldagem de enchimento e acabamento das chapas CP2A e CP2B com o processo GTAW.

Para aquisição de dados instantâneos de corrente, tensão, tempo e temperatura da junta durante a soldagem, foi utilizado o Sistema Integrado de Aquisição de Parâmetros de Soldagem e Temperatura SAPTi V4.44s, da IMC Soldagem. Para fixar os termopares tipo K nas chapas CP1A e CP2A foram feitos três furos de 2 mm na chapa no lado da raiz, distribuídos horizontalmente, conforme a Figura 3.7.

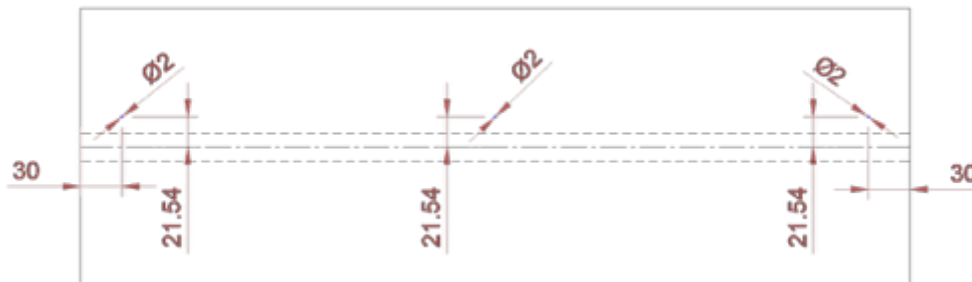


Figura 3.7 - Localização dos furos para termopares nas chapas CP1A e CP2A.

Para as chapas CP1B e CP2B foram feitos três furos distribuídos perpendicularmente ao sentido da junta conforme a Figura 3.8.

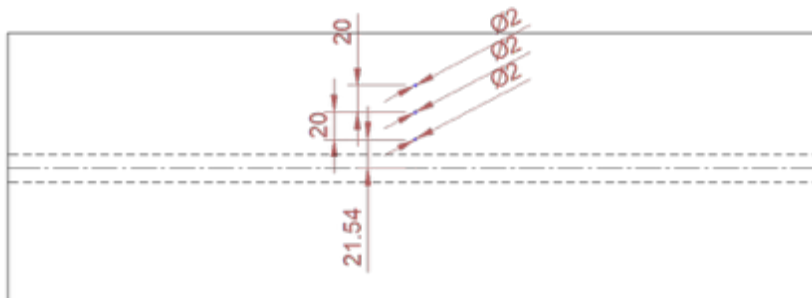


Figura 3.8 - Localização dos furos para termopares nas chapas de testes CP1B e CP2B.

3.2 Ensaios Não Destrutivos

3.2.1 Ensaio Visual

Após a soldagem e resfriamento natural das chapas de testes, o ensaio visual foi executado à olho nu a uma distância de 300 mm da junta soldada com iluminação através de lâmpada LED de 8W, com objetivo de verificar falta de fusão, respingos, trincas, poros e mordeduras.

3.2.2 Ensaio de radiografia

O ensaio foi realizado por meio de exposição da junta soldada com isótopo de irídio 192, distância entre fonte e filme de 400 mm e revelado em filme Fuji 100 classe II tipo C5, para avaliação de defeitos internos como poro, falta de fusão, falta de penetração, concavidade e trinca, conforme especificado na norma ASME VIII Div.1 Ed. 2023.

3.3 Ensaios Mecânicos

Os corpos de provas para ensaios mecânicos foram retirados da chapa de teste conforme a Figura 3.9:

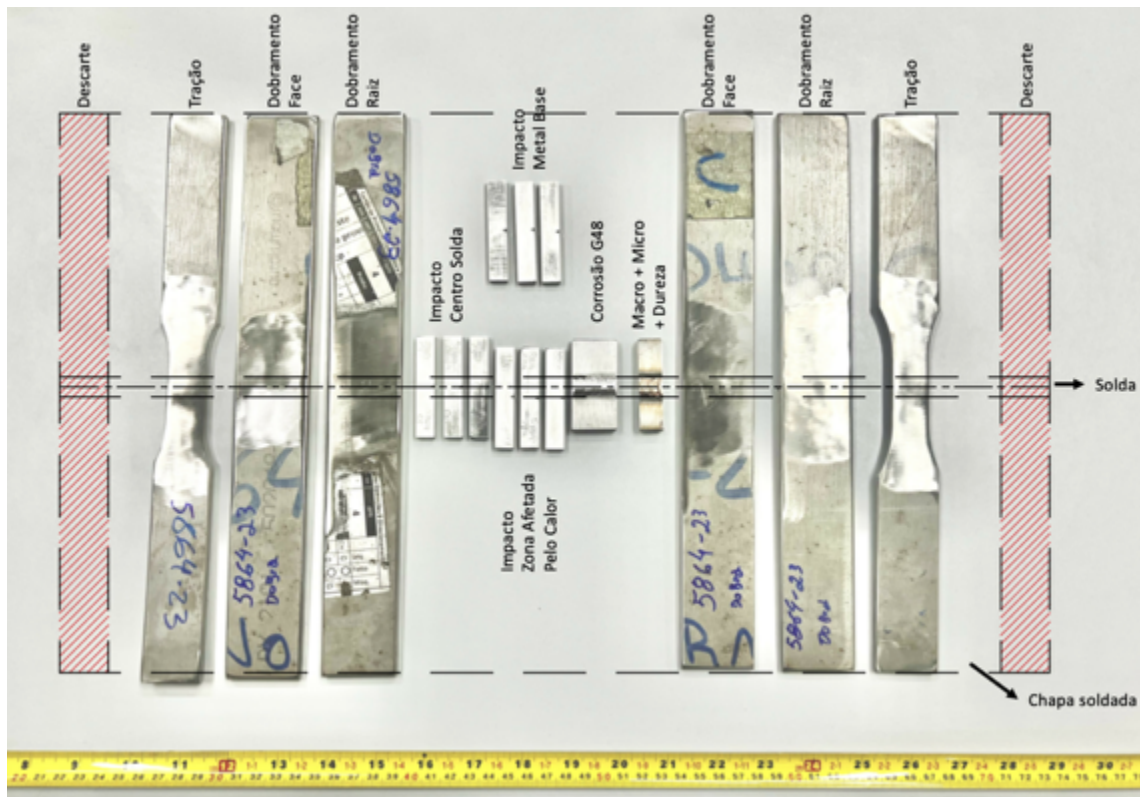


Figura 3.9 - Localização de remoção dos corpos de provas para ensaios mecânicos.

3.3.1 Ensaio de macrografia

Um corpo de prova foi removido da seção transversal da solda de cada uma das chapas, sendo lixados até a granulometria de 2000 mesh e polidos com suspensão de alumina 1,0 μm . Na sequência, foram atacados com o reagente água-régia (3:1 HCl + HNO₃) e registrados por meio de fotografia. O objetivo deste ensaio foi verificar se houve penetração total, fusão entre a solda e metal de base e entre passes, e se estavam isentos de mordeduras, trincas e/ou porosidades.

3.3.2 Ensaio de Tração

Para o ensaio de tração foram usinados dois corpos de provas para cada chapa de teste com as dimensões conforme a Figura 3.10, com espessura de 6 mm e removida no sentido transversal à solda conforme mostrado anteriormente.

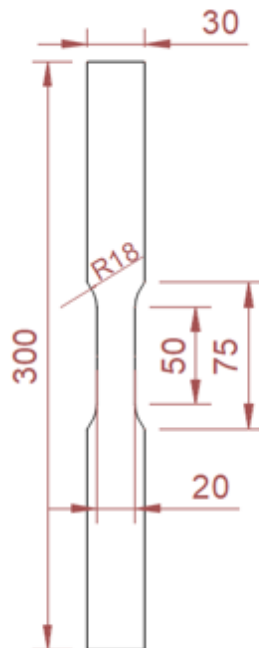


Figura 3.10 - Dimensional dos corpos de provas de tração.

O ensaio foi executado seguindo aos requisitos da norma ASTM E-8M, à temperatura ambiente e com taxa de deformação de 2mm min^{-1} , e os dados de tensão, deformação e tempo foram registrados por um extensômetro óptico e uma célula de carga.

3.3.3 Ensaio de Dobramento

Os ensaios de dobramentos foram executados conforme parágrafo QW-160 da norma ASME IX ed. 2023, utilizando uma prensa do modelo MARCOM MPH-15 da empresa Qualyservice, com capacidade de 15 toneladas, com um cutelo que dobra o corpo de prova tem diâmetro de 24 mm. Os roletes que apoiam o corpo de prova têm diâmetro de 20 mm, com abertura entre roletes de 40 mm, conforme ilustrado nas figuras Figura 3.11 (esquemático) e Figura 3.12 (realizado neste projeto).

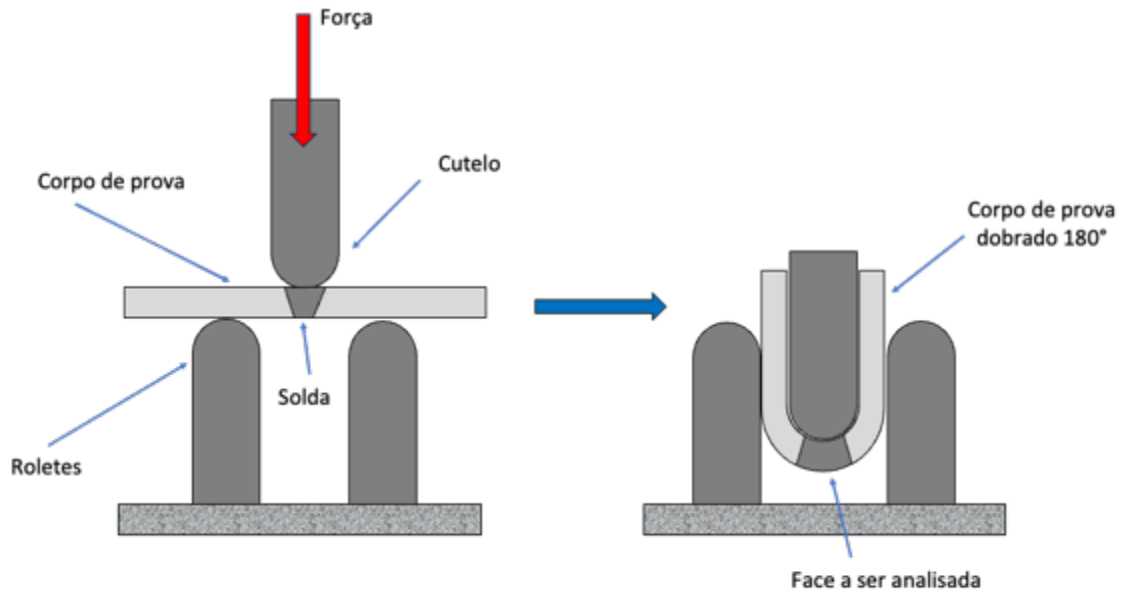


Figura 3.11 - Esquemático do aparato de ensaio de dobramento.

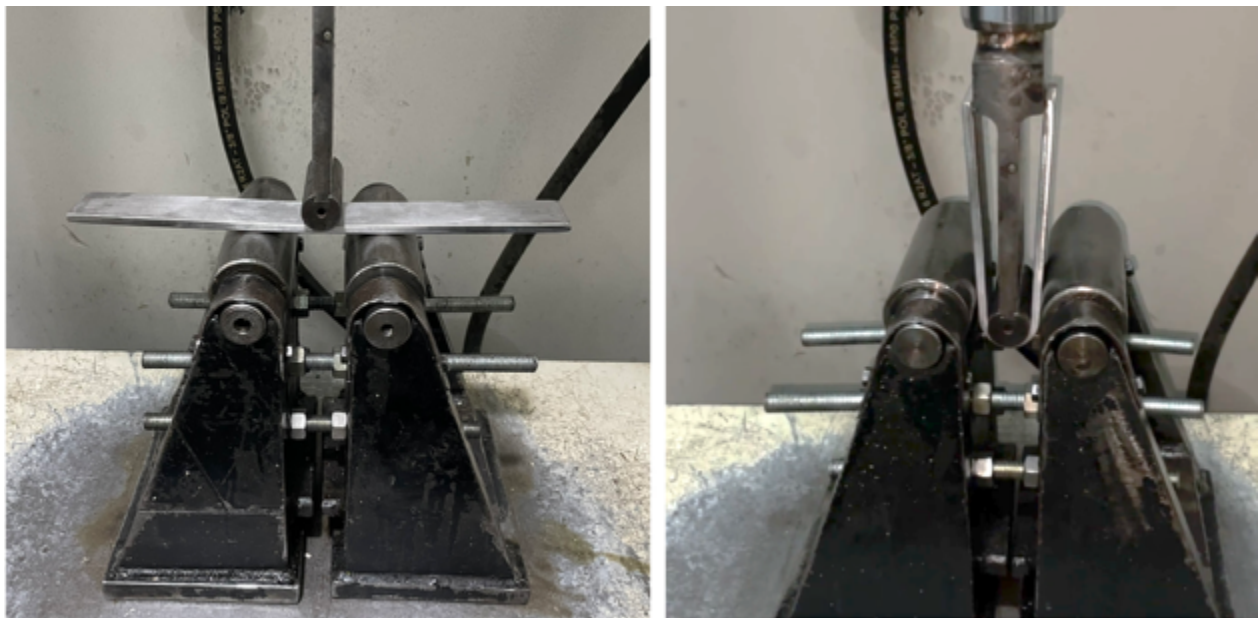


Figura 3.12 - Fotografia do dobramento do corpo de prova deste estudo.

Os reforços das soldas foram removidos dos corpos de provas e foram usinados com 150 mm de comprimento, 38 mm de largura e 6 mm de espessura, ilustrado na Figura 3.13.

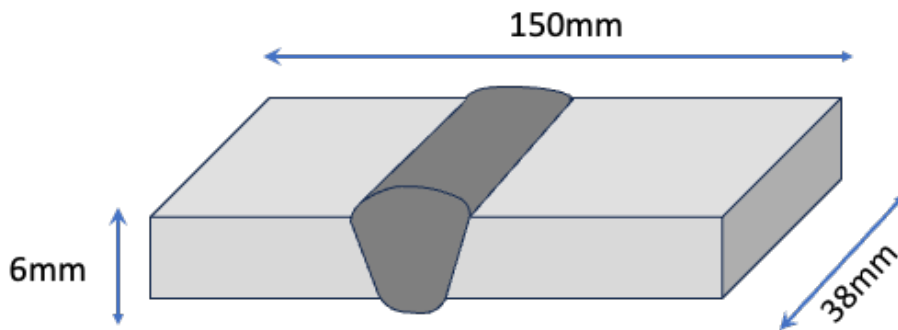


Figura 3.13 - Dimensional do corpo de prova de dobramento.

Para os corpos de provas de dobramento de raiz, o cutelo é posicionado no lado da face da solda, fazendo o lado da raiz deformar e o inverso é feito para o dobramento de face, conforme pode ser visto na Figura 3.14. O objetivo deste ensaio é verificar se o corpo de prova teve o dobramento 180°, validando assim a tenacidade da junta soldada e, também, de avaliar visualmente se ocorreram trincas na face testada, sendo aceitável por norma trincas até 3 mm de comprimento, comprovando que a junta está isenta de defeitos de soldagem.

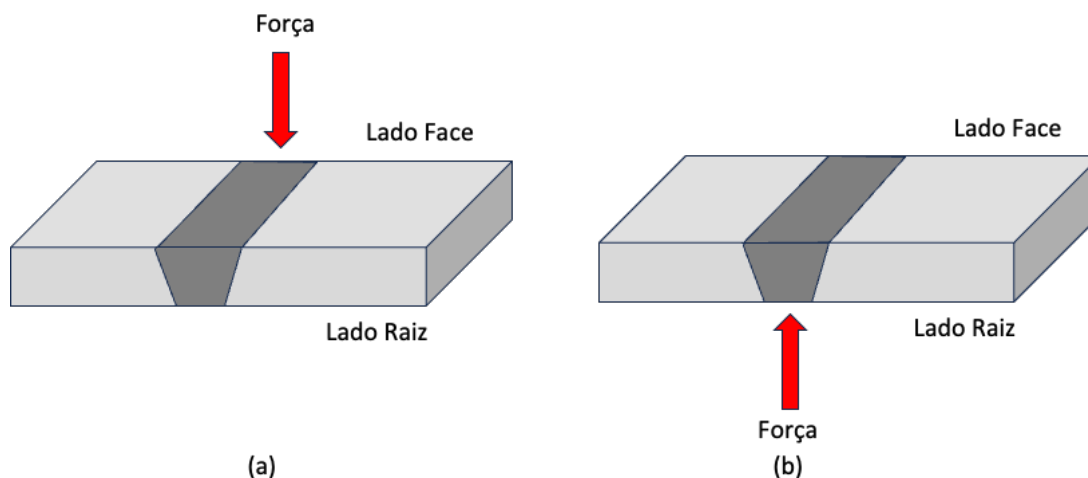


Figura 3.14 - Esquemático do local de carga do ensaio de dobramento de (a) raiz e (b) face.

3.3.4 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy (impacto) foi executado com corpos provas usinados com espessura de 5,0 mm considerado “subsized” (subdimensionado) pela norma ASTM

A370, a qual especifica espessura padrão de 10 mm, largura de 10 mm, comprimento de 55 mm e entalhe usinado em V, com ângulo de 45° , com profundidade de 2 mm e raio de 0,25 mm, conforme ilustrado pela Figura 3.15.

A temperatura de ensaio foi de -46°C , com o resfriamento do corpo de prova feito por imersão em gelo seco e álcool, controlado com termopar e mantido nesta temperatura por pelo menos 5 minutos.

As áreas testadas foram compostas da linha de centro da solda, da ZAC e do metal de base, conforme pode ser visto na Figura 3.16. Cada região foi testada por um conjunto de três corpos de provas.

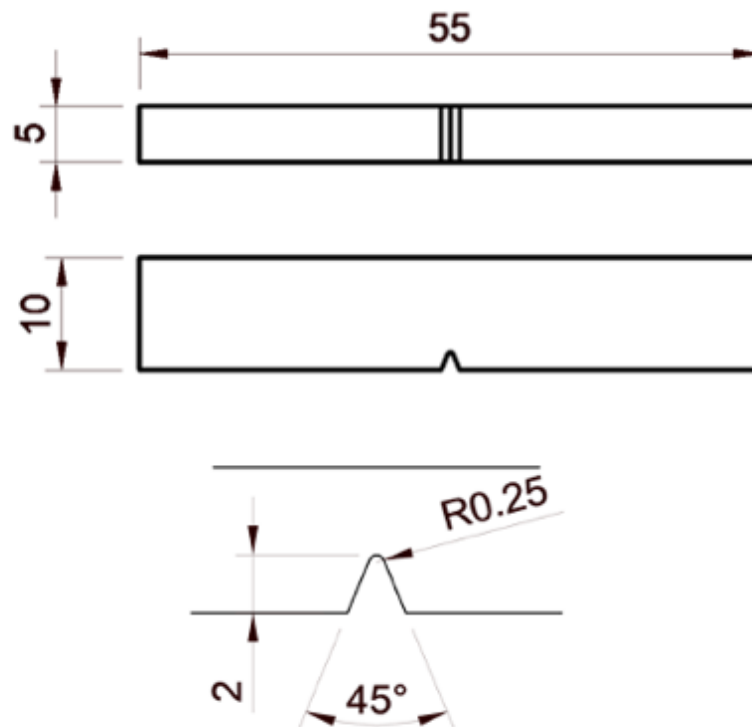


Figura 3.15 - Dimensões do corpo de prova de Charpy.

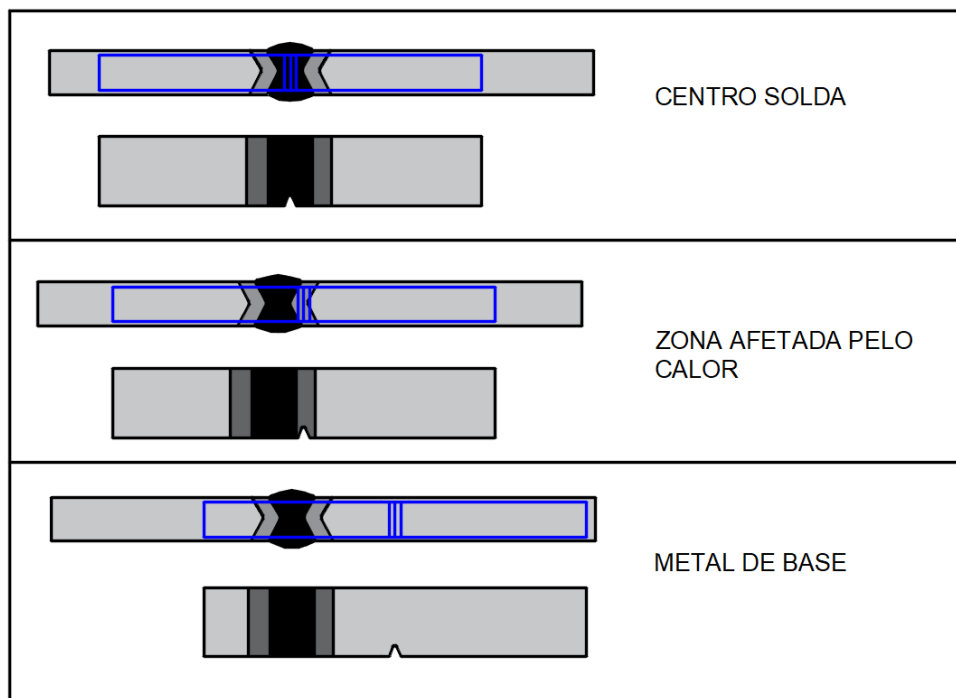


Figura 3.16 - Localização dos entalhes dos corpos de provas de Charpy.

3.3.5 Ensaio de dureza

Um corpo de prova foi removido da seção transversal da solda de cada uma das chapas, sendo lixados até a granulometria de 2000 mesh e polidos com suspensão de alumina 1,0 μm . Na sequência, foram atacados com o reagente água-régia (3:1 HCl + HNO₃) e registrados por meio de fotografia. O ensaio de dureza Vickers foi realizado com cargas de HV10 no MS e MB e HV1 na ZAC. Os pontos foram feitos conforme a Figura 3.17.

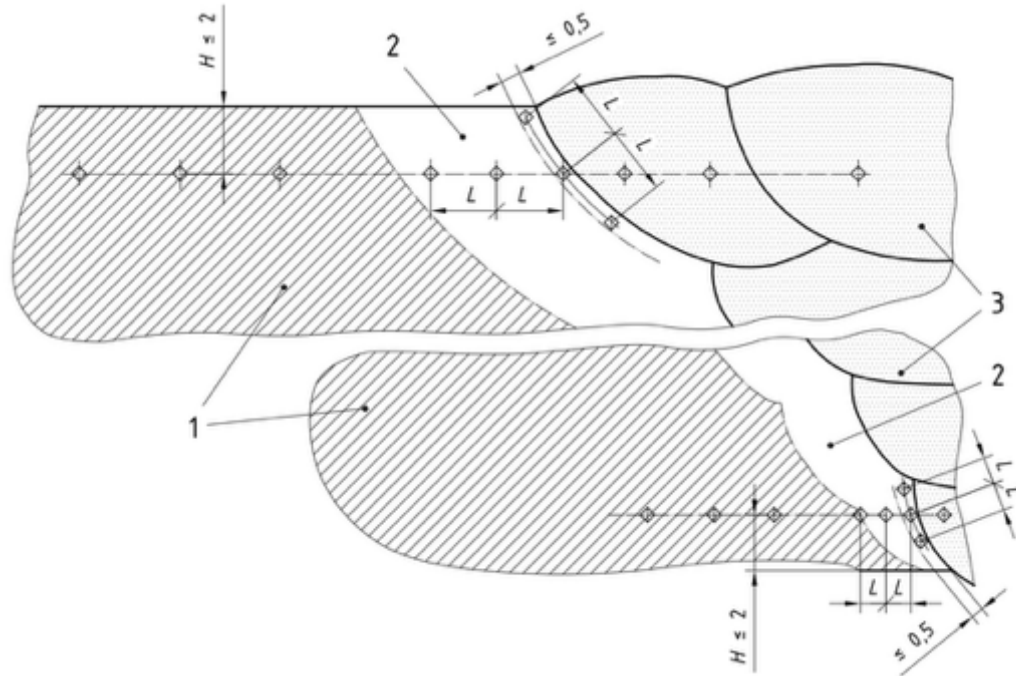


Figura 3.17 - Representação esquemática dos pontos em que foram realizadas as medidas de dureza, distribuídas nas regiões MB (1), ZAC (2) e MS (3). [42]

3.3.6 Ensaio de corrosão por pites

Em uma chapa de teste de cada processo, foi retirado um corpo de prova quadrado nas dimensões de 25x25 mm para o ensaio de corrosão por pites em meio de Cloreto Férrico (FeCl_3) inibido com Nitrito de Sódio (NaNO_3), seguindo as recomendações da norma *ASTM A1084 - 15a (Reapproved 2022) - Standard Test Method for Detecting Detrimental Phases in Lean Duplex Austenitic/ Ferritic Stainless Steels*. Neste ensaio, as amostras foram preparadas por polimento e decapagem, pesadas em uma balança analítica de alta precisão e imersas em uma solução de $\text{FeCl}_3 + \text{NaNO}_3$, em temperatura de 25 °C por 24 horas. Após este tempo, as amostras foram retiradas da solução, limpas e pesadas novamente para fazer a análise de perda de massa. Posteriormente, o aspecto superficial das amostras foi analisado em um estereomicroscópio para avaliar a presença de pites. Estes ensaios foram feitos no Laboratório de Corrosão Munir Rachid e no

Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa/UFSCar).



Figura 3.18 - Aparato de posicionamento da amostra no banho para ensaio de corrosão por pites.



Figura 3.19 - Corpos de provas imersos em solução corrosiva para ensaio de corrosão por pites.

3.3.7 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS)

Foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por dispersão de elétrons (EDS) no MB antes da soldagem, e também das regiões do MB, MS e ZAC, depois do ensaio de corrosão para avaliar os possíveis danos por pites na superfície das juntas soldadas. Estas análises foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa/UFSCar).

3.3.8 Caracterização microestrutural e quantificação de fases

Para a caracterização microestrutural, um corpo de prova foi removido da seção transversal da solda das chapas, e foram lixados até a granulometria de 2000 mesh e polidos com suspensão de alumina 1,0 μm . Na sequência, foram atacados com o reagente água régia (3:1 HCl + HNO₃) e as microestruturas resultantes foram observadas em Microscopia Óptica (MO) com aumento de 100x e 200x. A caracterização das amostras foi realizada com o objetivo de observar se houve alterações microestruturais

ocorridas ou formação de fases deletérias em toda a extensão da amostra (MB, ZAC e MS) após os ciclos térmicos de soldagem. Nas mesmas amostras, foram feitos registros fotográficos de cada região (MB, MS e ZAC) para a quantificação do percentual de ferrita utilizando o software ImageJ®.

4 RESULTADOS

Ensaio por MEV/EDS do metal de base

Foram realizadas análises de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da microestrutura duplex do material base (MB) orientada longitudinalmente em relação ao processo de laminação das chapas, antes da soldagem, conforme ilustrado na Figura 4.1. Posteriormente, procedeu-se com análises por Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS) nas fases de austenita e ferrita, conforme apresentado nas Figura 4.2 e Figura 4.3, respectivamente.

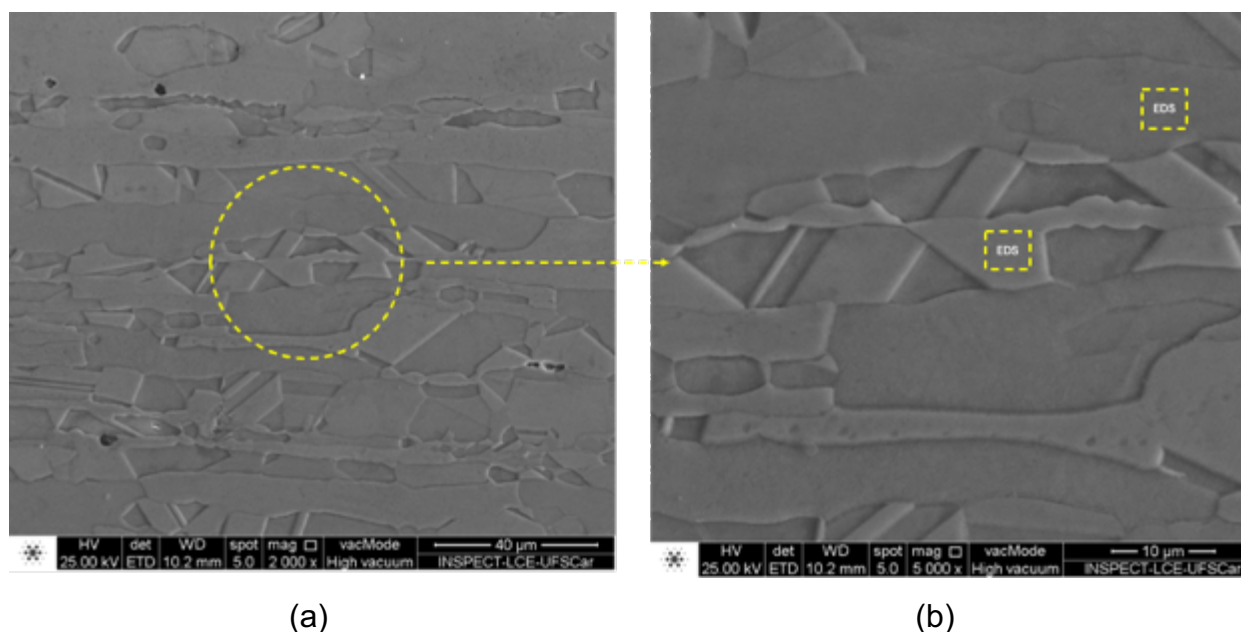


Figura 4.1 - Imagem retirada do ensaio de MEV do metal de base.

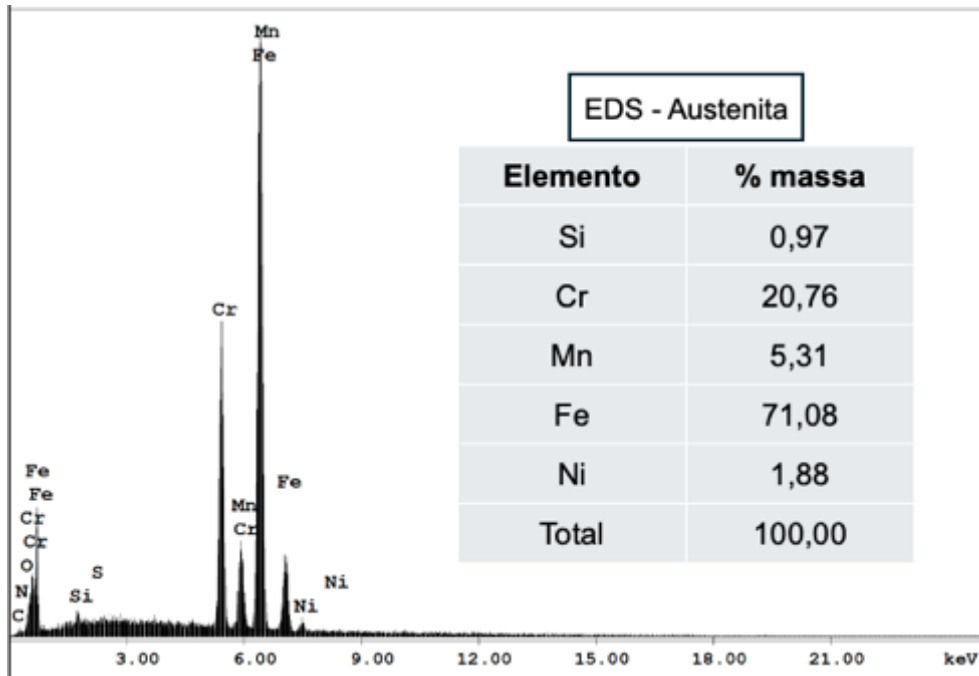


Figura 4.2 - EDS da microestrutura austenita.

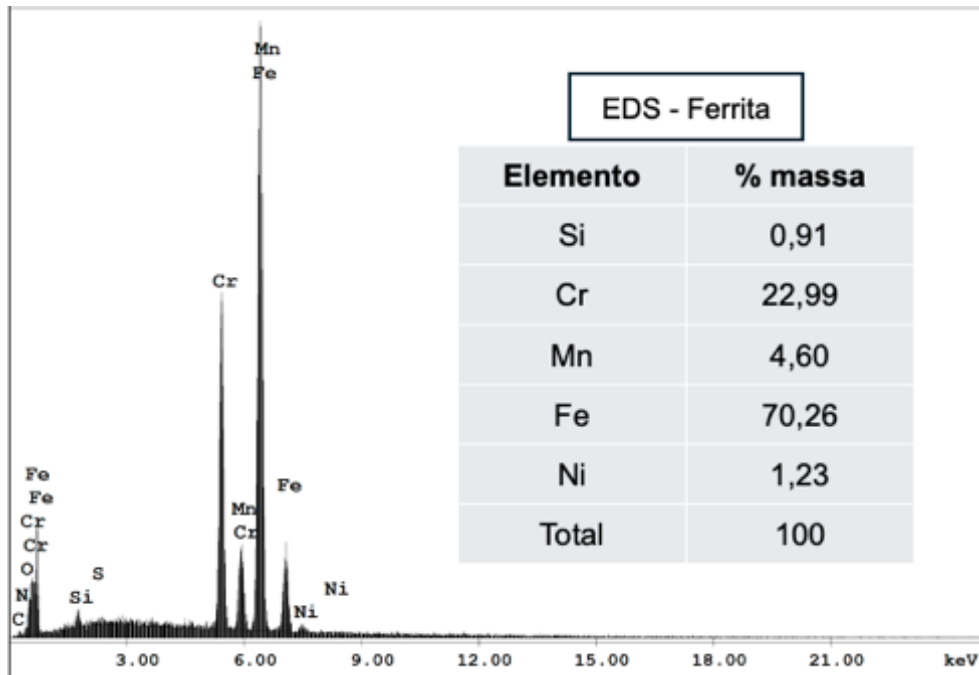


Figura 4.3 - EDS da microestrutura ferrita.

Execução da soldagem

Ambos os procedimentos de soldagem GTAW foram realizados de modo manual. Durante a soldagem GTAW-DF, observa-se que a tocha do soldador que está caldeando fica em movimento constante e o soldador depositando fica oscilando da frente para trás, com o movimento de fundir a vareta e trazer para a poça de fusão, conforme Figura 4.4 e Figura 4.5.

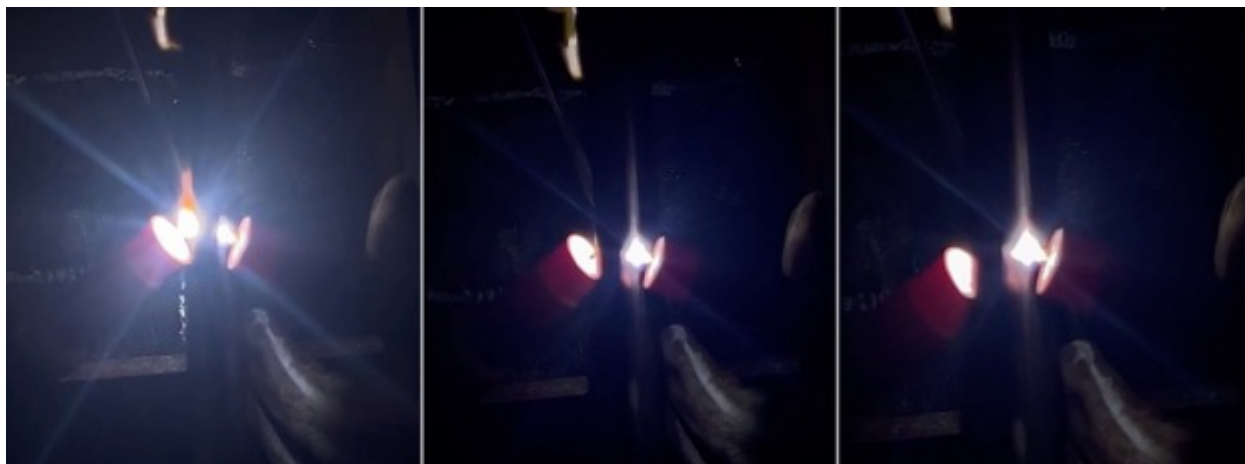


Figura 4.4 - Comparativo de oscilação da tocha do GTAW-DF depositando vs caldeando.



Figura 4.5 - Soldagem da chapa de teste com o processo GTAW Dupla Fusão.

Os dados registrados durante os procedimentos de soldagem GTAW e GTAW-DF das chapas de aço inoxidável LDX 2101 estão resumidos na Tabela 4.1. Os ciclos térmicos dos passes de raiz, bem como as variações de corrente e voltagem para ambos os processos de soldagem são ilustrados nas Figura 4.6 a Figura 4.9.

Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem

| CP | Passe | Observação | Passo | Camada | Temperatura inicial (°C) | Corrente (A) | Tensão (V) | Velocidade (cm/min) | Aporte de calor (J/cm) |
|------------------|------------------|------------|-------|--------|--------------------------|--------------|------------|---------------------|------------------------|
| 1A GTAW DF | Raiz Depositando | Tocha 1 | 1 | 1 | 31 | 128 | 15 | 14,4 | 8000 |
| | Raiz Caldeando | Tocha 2 | 1 | 1 | 31 | 128 | 15 | 14,4 | 8000 |
| | Enchimento | - | 2 | 2 | 92 | 167 | 15 | 15,8 | 9513 |
| | Acabamento | - | 3 | 3 | 92 | 167 | 15 | 16,5 | 9109 |
| 1B GTAW DF | Raiz Depositando | Tocha 1 | 1 | 1 | 30 | 122 | 14 | 13,7 | 7480 |
| | Raiz Caldeando | Tocha 2 | 1 | 1 | 30 | 122 | 14 | 13,7 | 7480 |
| | Enchimento | - | 2 | 2 | 30 | 160 | 14 | 13,9 | 9669 |
| | Acabamento | - | 3 | 3 | 92 | 167 | 15 | 15,6 | 9635 |
| 2A GTAW | Raiz | - | 1 | 1 | 30 | 153 | 15 | 17,3 | 7960 |
| | Enchimento | - | 2 | 2 | 74 | 164 | 14 | 14 | 9840 |
| | Acabamento | - | 3 | 3 | 90 | 174 | 14 | 14,7 | 9943 |
| 2B GTAW | Raiz | - | 1 | 1 | 31 | 157 | 15 | 15,2 | 9296 |
| | Enchimento | - | 2 | 2 | 91 | 167 | 15 | 13,8 | 10891 |
| | Acabamento | - | 3 | 3 | 75 | 160 | 15 | 10,4 | 13846 |

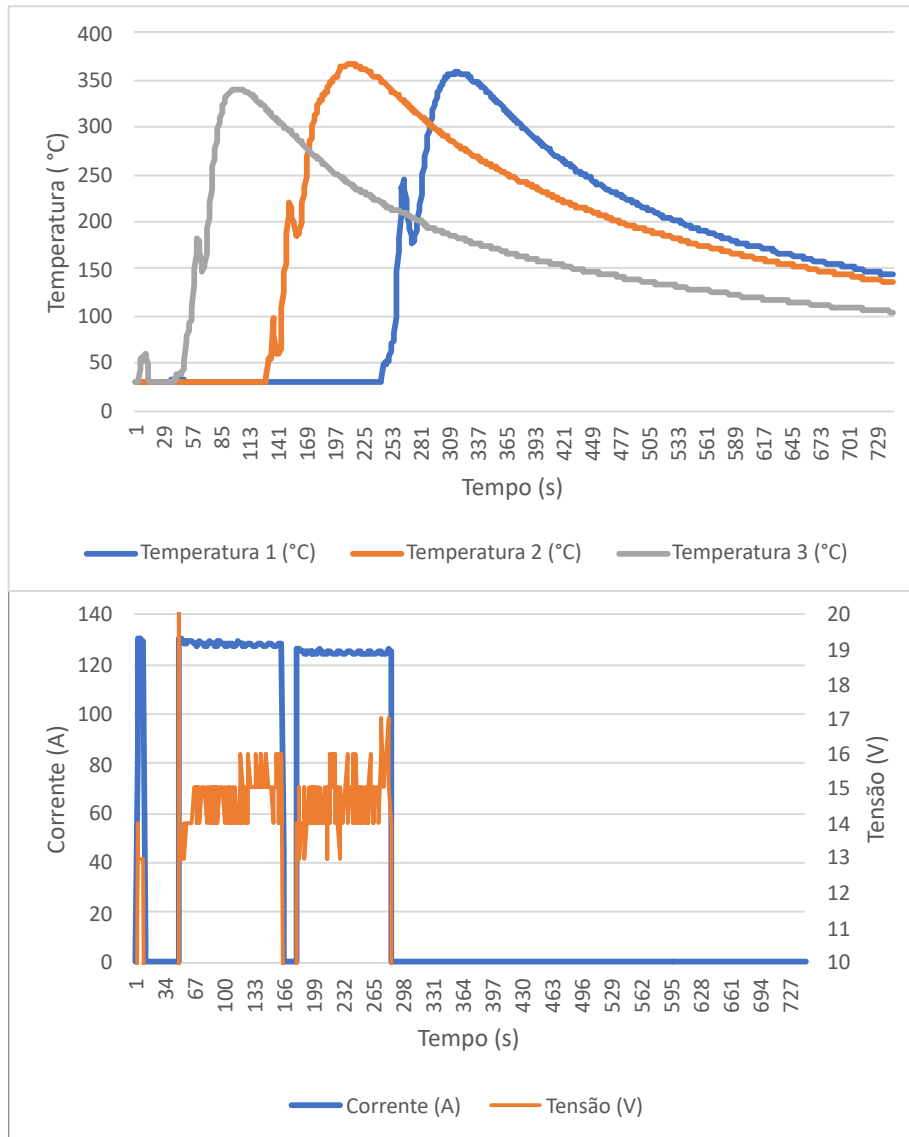


Figura 4.6 - CP1A – Dados de soldagem de raiz GTAW-DF.

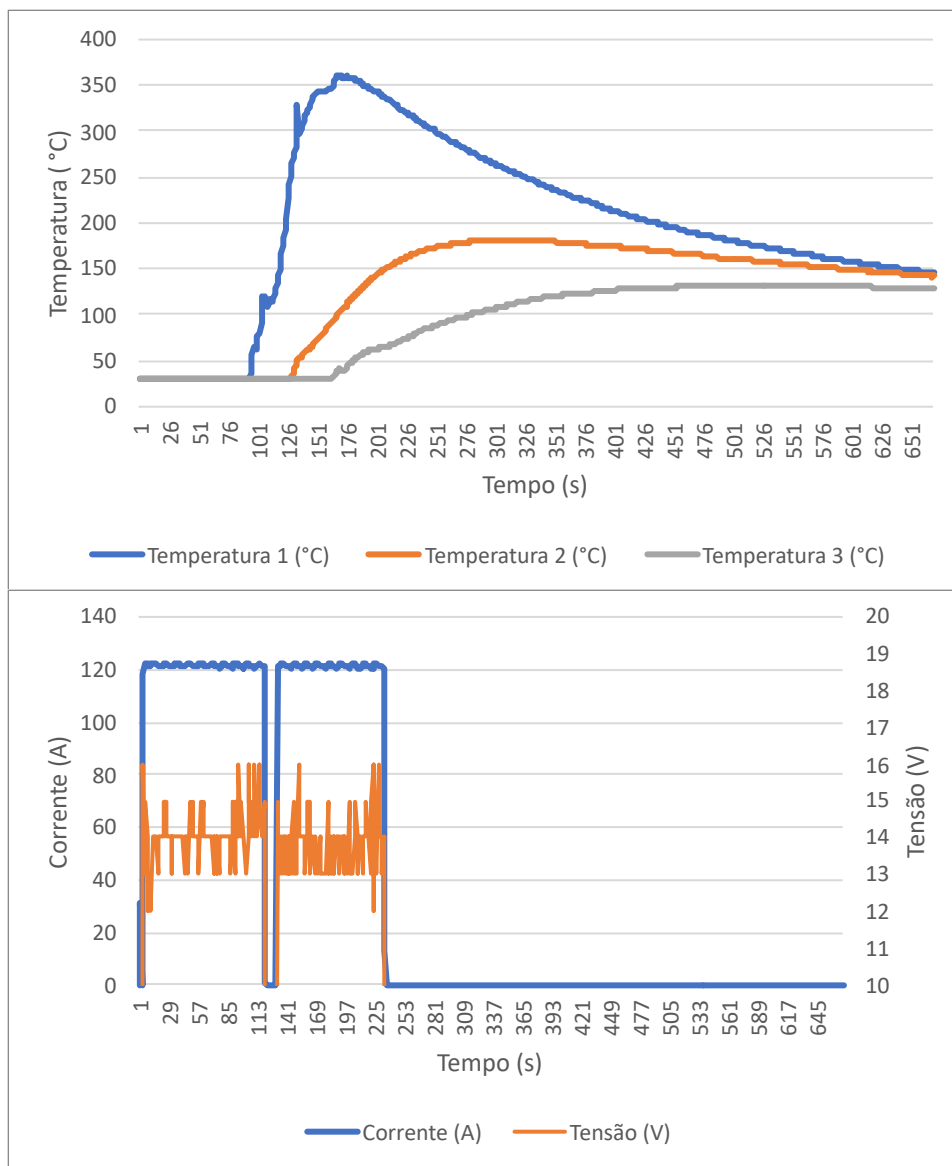


Figura 4.7 - CP1B - Dados de soldagem de raiz GTAW-DF.

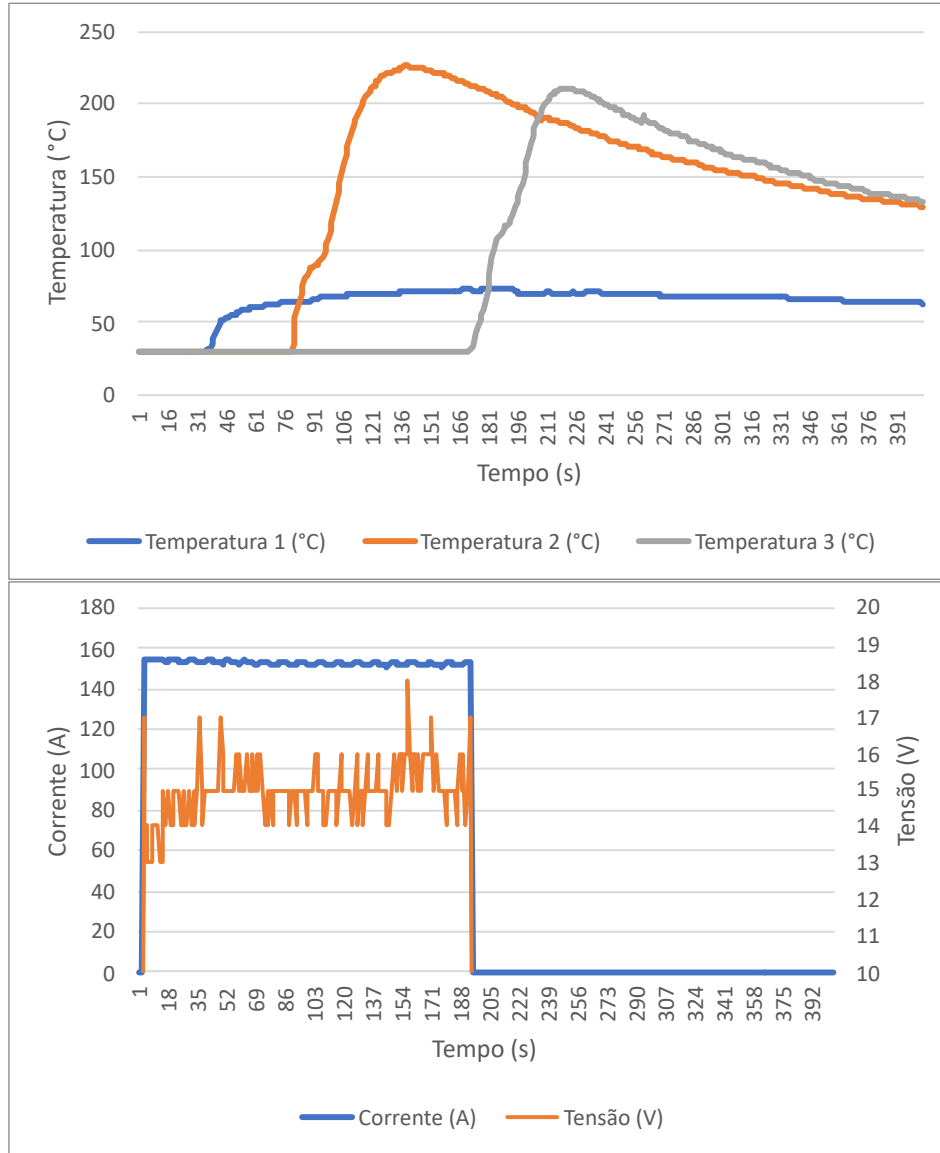


Figura 4.8 - CP2A - Dados de soldagem de raiz GTAW + purga.

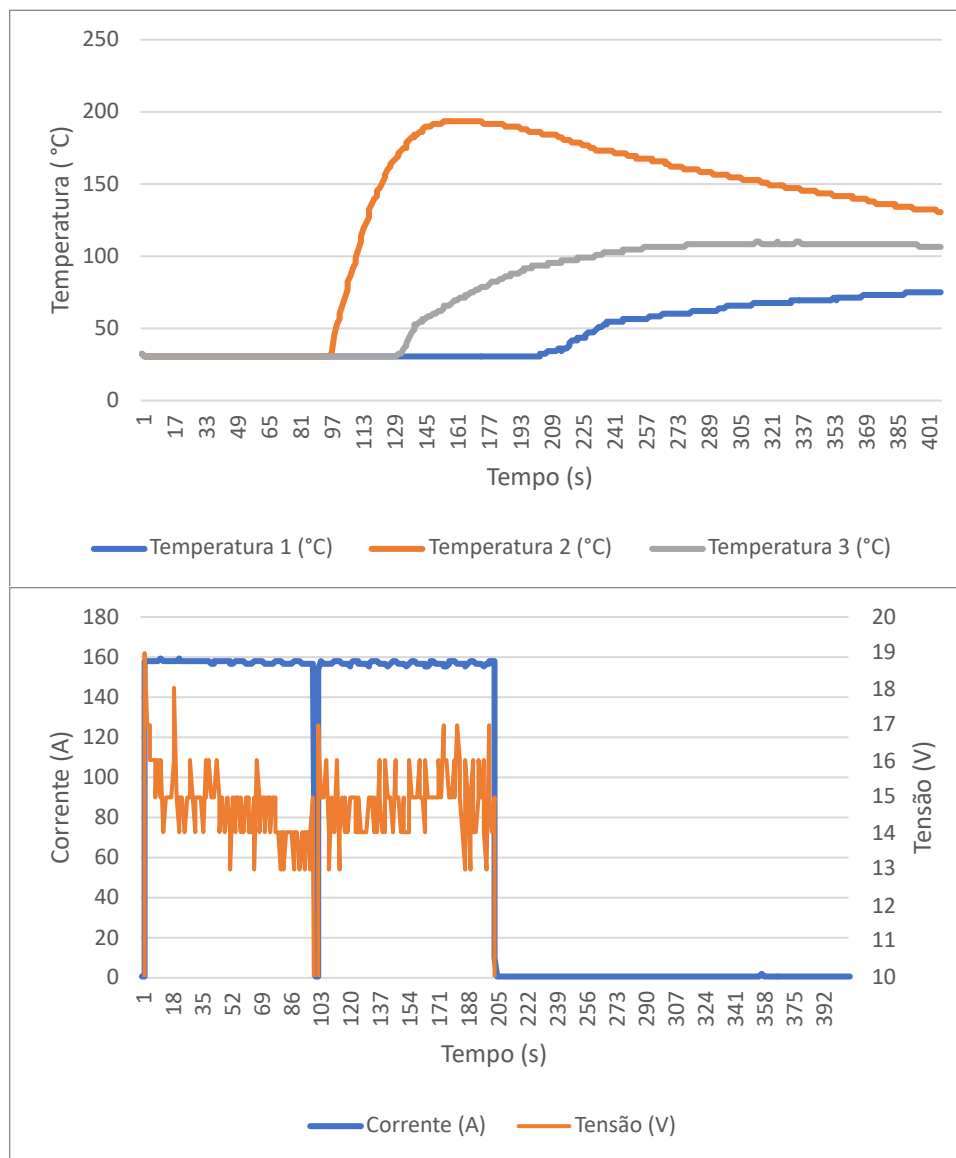


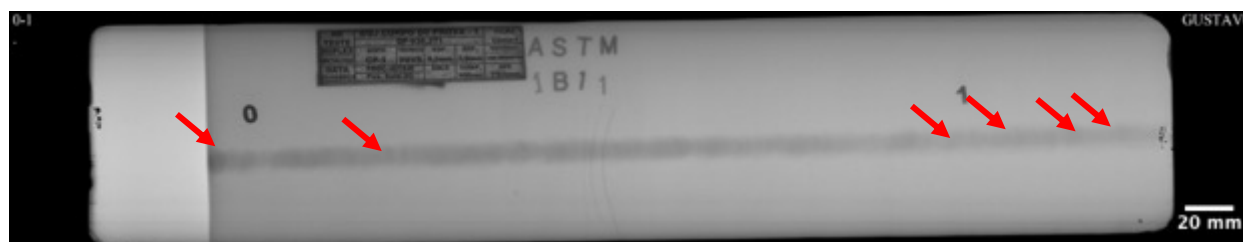
Figura 4.9 - CP2B - Dados de soldagem de raiz GTAW + purga.

Ensaio Visual

As juntas soldadas apresentaram aspecto visual satisfatório, sem evidência de porosidade, trinca, falta de fusão, falta de penetração, concavidade, deposição insuficiente e outros defeitos.

Ensaio de Radiografia

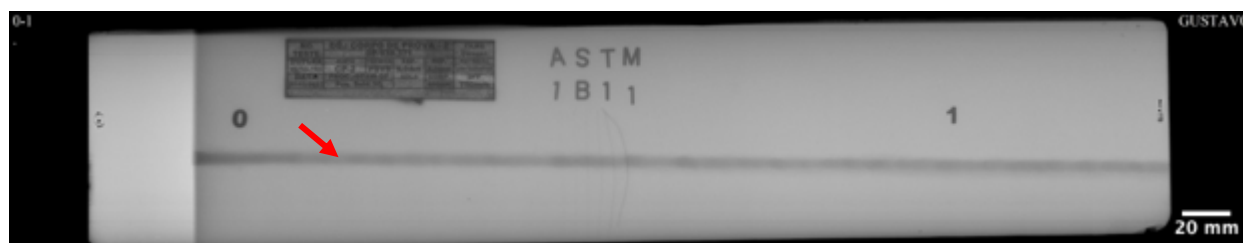
Foram encontrados alguns poros na junta de GTAW-Convencional e um poro na junta de GTAW-DF, porém pelo critério de aceitação da norma ASME VIII Div. 1 (vasos de pressão), estão aceitáveis. Exceto a porosidade, não foram encontradas evidências de trinca, falta de fusão, falta de penetração, concavidade, deposição insuficiente e outros defeitos. Os filmes foram digitalizados e estão ilustrados na Figura 4.10.



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.10 - Digitalização dos filmes de radiografia do processo GTAW-Convencional (a) e (b) e GTAW-DF (c) e (d).

Ensaio de Macrografia

As juntas soldadas apresentaram aspecto satisfatório para macrografia, sem evidência de porosidade, trinca, falta de fusão, falta de penetração, concavidade, deposição insuficiente e outros defeitos. As imagens estão registradas nas Figura 4.11 e Figura 4.12.



Figura 4.11 - Macrografia da junta soldada pelo processo GTAW Convencional.



Figura 4.12 - Macrografia da junta soldada pelo processo GTAW Dupla Fusão.

A dimensão da ZAC em cada processo foi de 0,80 mm no GTAW Convencional e 0,75 mm no GTAW Dupla Fusão.

Ensaio de Tração

As propriedades mecânicas obtidas dos ensaios de tração das juntas soldadas por GTAW e GTAW-DF estão compiladas na Tabela 4.2. Esta tabela também inclui as propriedades mecânicas do material base (MB), extraídas do certificado de qualidade fornecido pela empresa que distribui as chapas de aço inoxidável LDX 2101.

Tabela 4.2 - Resultados do ensaio de tração do MB (certificado de qualidade) e das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF.

| CP | Amostra | Limite de Resistência (MPa) | Limite de Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Redução de Área (%) | Localização e tipo de fratura |
|---------|---------|-----------------------------|----------------------------|-----------------|---------------------|-------------------------------|
| MB | 1 | 766 | 574 | 34,0 | - | Dúctil |
| | 2 | 751 | 555 | 36,0 | - | Dúctil |
| GTAW | 1 | 739 | 567 | 30,5 | 47,5 | MB - Dúctil |
| | 2 | 742 | 570 | 29,0 | 56,5 | MB - Dúctil |
| GTAW-DF | 1 | 741 | 582 | 29,5 | 63,0 | MB - Dúctil |
| | 2 | 724 | 549 | 31,5 | 57,0 | MB - Dúctil |

As curvas plotadas a partir dos dados dos ensaios de tração das juntas GTAW e GTAW-DF estão representadas nas figuras Figura 4.13 e Figura 4.14, respectivamente.

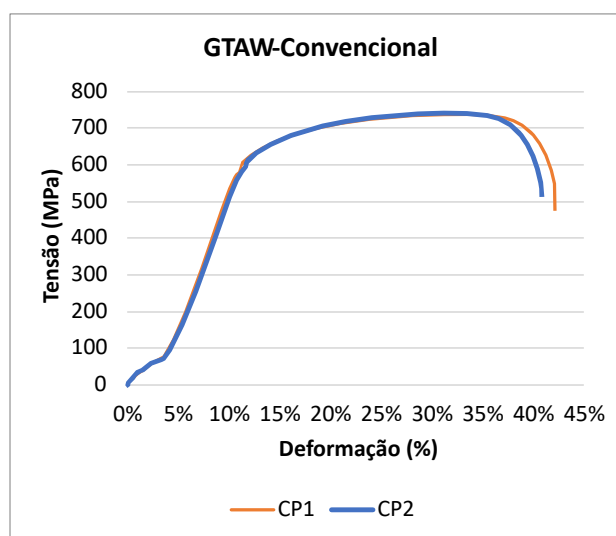


Figura 4.13 - Gráfico tensão x deformação de engenharia da junta soldada pelo processo GTAW-Convencional.

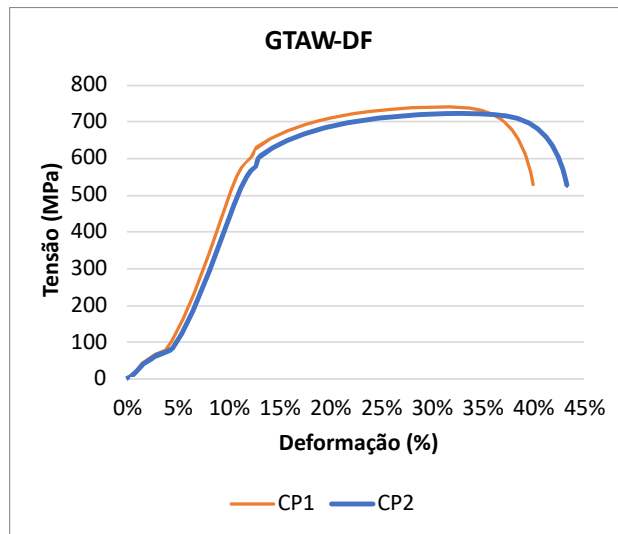


Figura 4.14 - Gráfico tensão x deformação de engenharia da junta soldada pelo processo GTAW-DF.



Ensaio de Dobramento

O aspecto superficial dos corpos de prova das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF, dobrados para verificação de trincas após a conformação, está ilustrado pelas figuras Figura 4.15 e Figura 4.16, respectivamente.

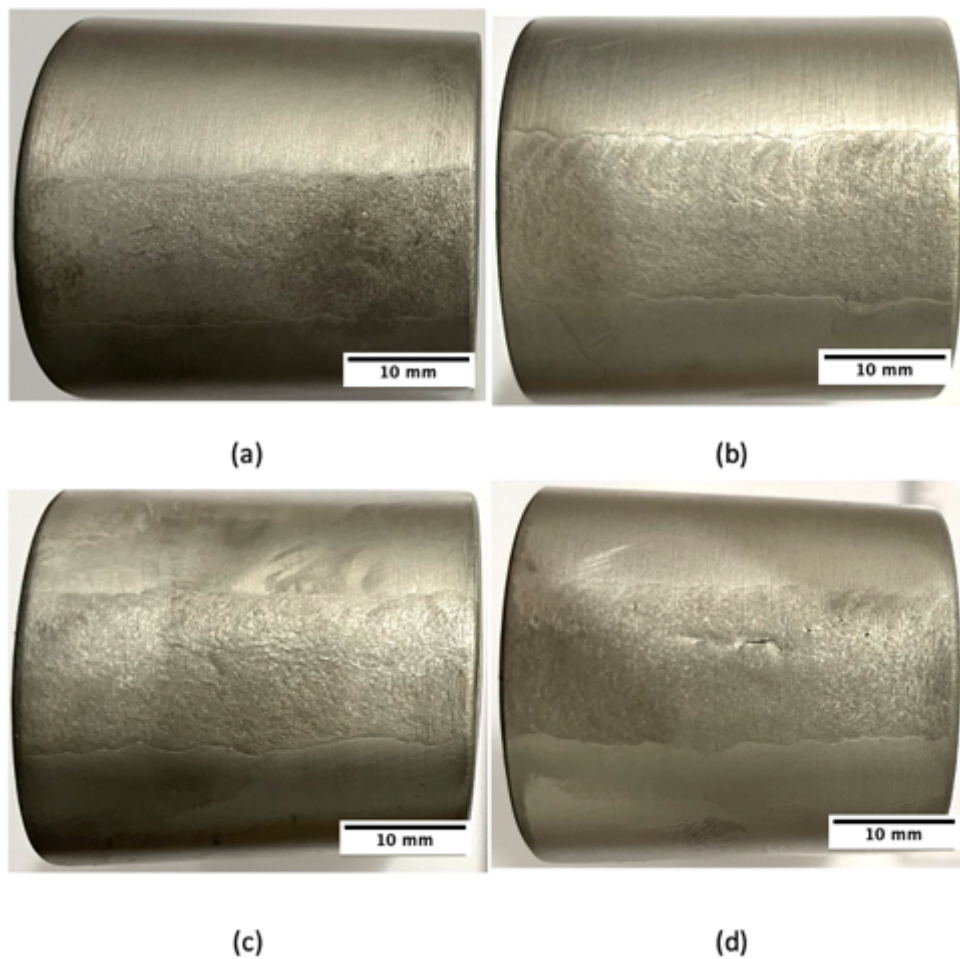


Figura 4.15 – Aspecto superficial dos corpos de prova do processo GTAW convencional após o ensaio de dobramento: (a) Face 1, (b) Face 2, (c) Raiz 1 e (d) Raiz 2.

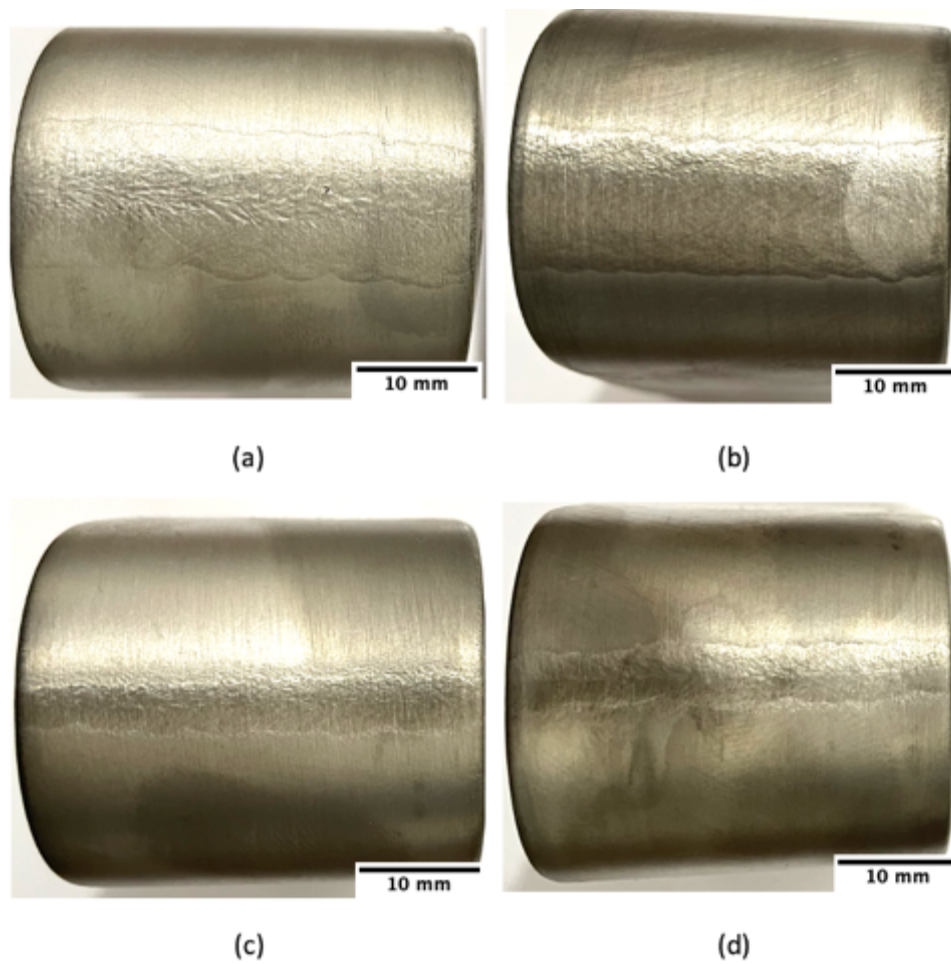


Figura 4.16 - Aspecto superficial dos corpos de prova do processo GTAW dupla fusão após o ensaio de dobramento: (a) Face 1, (b) Face 2, (c) Raiz 1 e (d) Raiz 2.

Os resultados compilados dos ensaios de dobramento estão apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Resultados do ensaio de dobramento das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF.

| Processo | Localização | Resultado |
|-------------------|-------------|-------------------------------------------|
| GTAW Convencional | Face 1 | Isento de trincas |
| | Face 2 | Isento de trincas |
| | Raiz 1 | Trinca de 2,5mm + trincas menores que 1mm |
| | Raiz 2 | Trinca de 0,2mm |
| GTAW Dupla Fusão | Face 1 | Trinca de 0,5mm |
| | Face 2 | Isento de trincas |
| | Raiz 1 | Isento de trincas |
| | Raiz 2 | Isento de trincas |

Ensaio de Impacto Charpy

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados à -46 °C para as diferentes regiões das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF estão compilados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de Charpy para as diferentes regiões das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF.

| Processo | Identificação | Valores Obtidos (J) | | | | Temperatura °C |
|-------------------|---------------|---------------------|-------|-------|-------|----------------|
| | | CP 01 | CP 02 | CP 03 | Média | |
| GTAW CONVENCIONAL | MB | 68 | 62 | 68 | 66,0 | -46 |
| | ZAC | 8 | 30 | 20 | 19,3 | -46 |
| | MS | 46 | 40 | 58 | 48,0 | -46 |
| GTAW DUPLA FUSÃO | MB | 58 | 60 | 62 | 60,0 | -46 |
| | ZAC | 24 | 40 | 28 | 30,7 | -46 |
| | MS | 80 | 68 | 52 | 66,7 | -46 |

Ensaio de Dureza Vickers

Os resultados de dureza Vickers para as diferentes regiões das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF estão apresentados nas figuras Figura 4.17 e Figura 4.18, respectivamente.

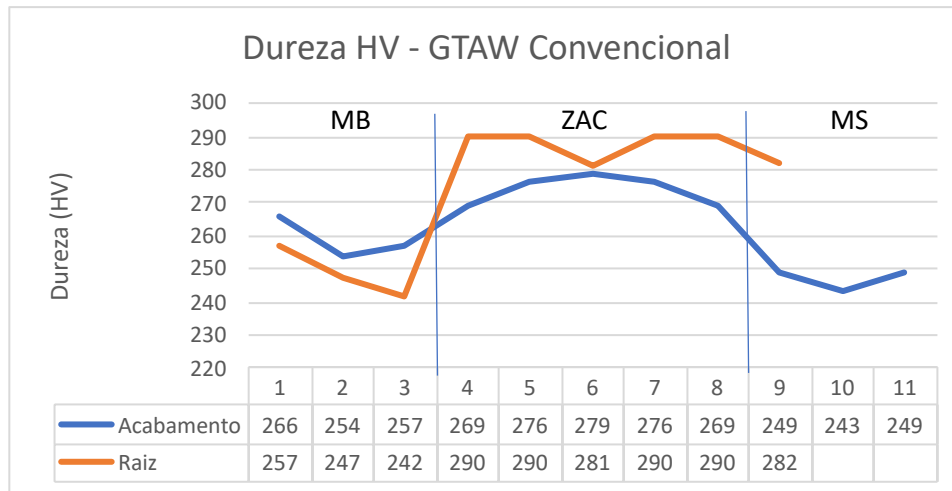


Figura 4.17 - Resultados do ensaio de dureza Vickers no processo GTAW Convencional.

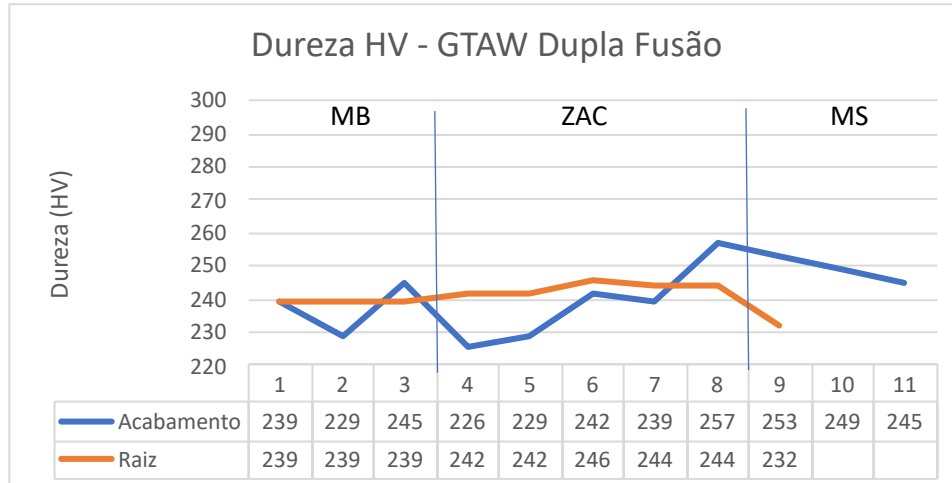


Figura 4.18 - Resultados do ensaio de dureza Vickers no processo GTAW Dupla Fusão.

Ensaio de Corrosão por Pites

Conforme estabelecido pela norma ASTM A1084 – 15a, houve uma perda de massa nos corpos de prova das juntas soldadas por GTAW e GTAW-DF. Contudo, os

valores registrados permaneceram abaixo do limite máximo permitido para o aço inoxidável LDX, que é de 10 mg/dm². Além disso, não foram observadas evidências de pites visíveis a olho nu, tornando os resultados aceitáveis de acordo com a norma. Os resultados do ensaio estão detalhados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Resultados do ensaio de corrosão por pites realizados de acordo com a norma ASTM A1084 – 15a.

| Amostra | Peso Inicial (g) | Peso Final (g) | Perda de massa (g) | Área (mm²) | Taxa de corrosão (mg/dm²) |
|--------------------------|-------------------------|-----------------------|---------------------------|------------------------------|---------------------------------------------|
| GTAW Convencional | 58,5171 | 58,5155 | 0,0016 | 3.368,95 | 4,75 |
| GTAW-DF | 74,6752 | 74,6725 | 0,0027 | 4.374,65 | 6,17 |

Análise de MEV/EDS após Ensaio de Corrosão por Pites

Nas análises por estereomicroscópio e MEV/EDS realizadas após o ensaio de corrosão por pites, foi observado um pite na ZAC do GTAW-Convencional com diâmetro de 28,5µm, conforme pode ser visto na Figura 4.19 (j) e um pite alongado na ZAC do GTAW-DF medindo 53µm de largura por 266µm de comprimento, conforme pode ser visto na Figura 4.20 (j).

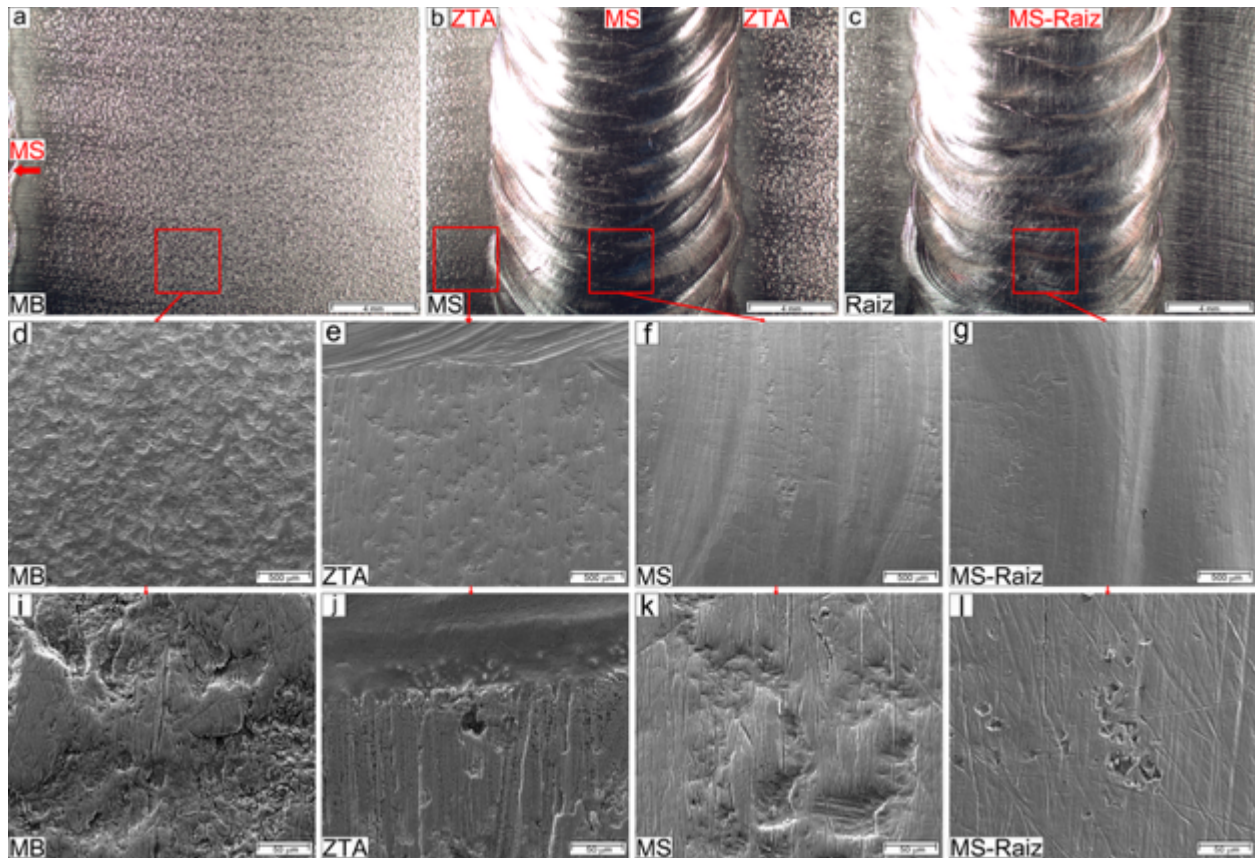


Figura 4.19 - Análise por estereomicroscópio e MEV/EDS do aspecto superficial do corpo de prova GTAW-Convencional após ensaio de corrosão por pites.

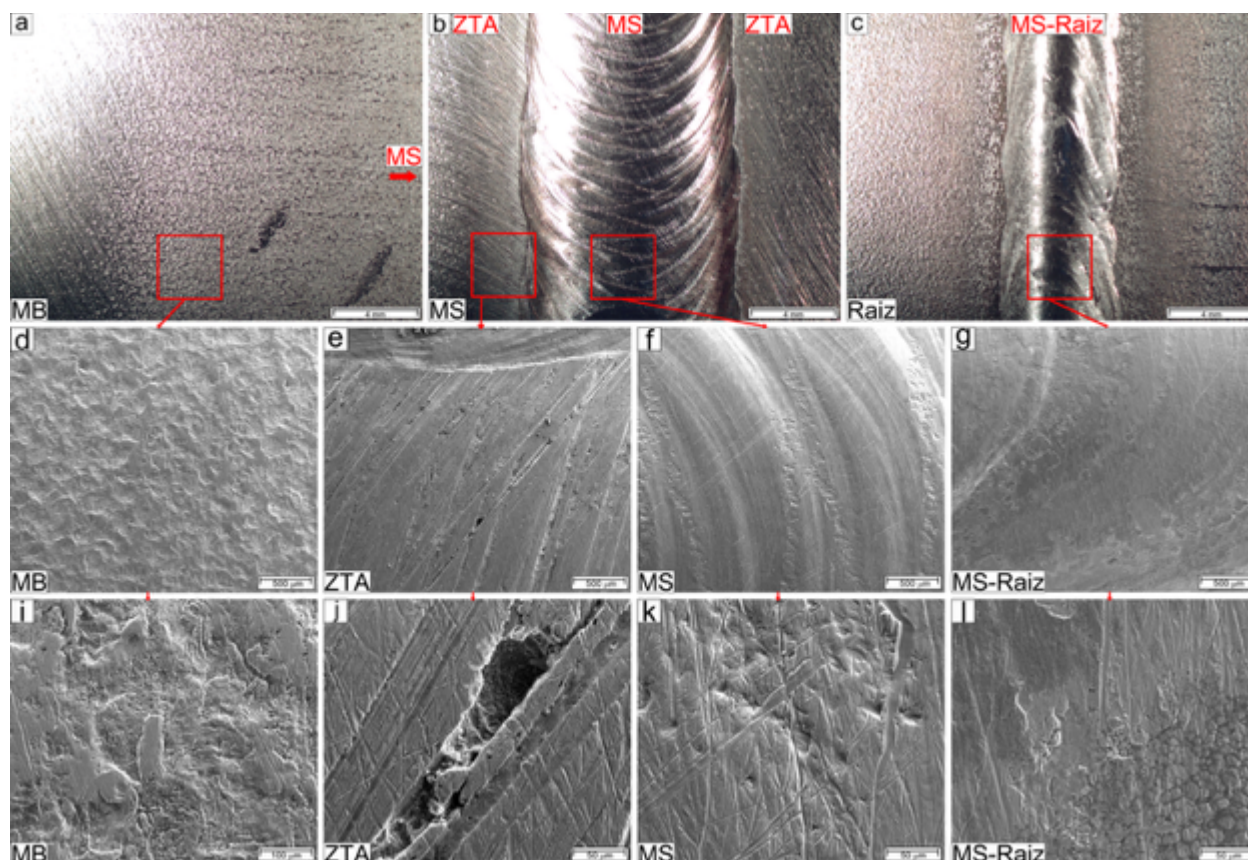


Figura 4.20 - Análise por estereomicroscópio e MEV/EDS do aspecto superficial do corpo de prova GTAW-DF após ensaio de corrosão por pites.

Caracterização Microestrutural e Quantificação de Fases

As figuras Figura 4.21 a Figura 4.25. apresentam micrografias típicas das diferentes regiões — MB (material base), ZAC (zona afetada pelo calor) e MS (metal de solda) — das juntas soldadas por GTAW e GTAW-DF. Nelas, é possível observar que o ciclo térmico de ambos os processos de soldagem influencia tanto o balanço de fases ferrita/austenita do material base (MB) quanto a distribuição e a morfologia dessas fases. Os resultados da quantificação das fases estão apresentados na Tabela 4.6.

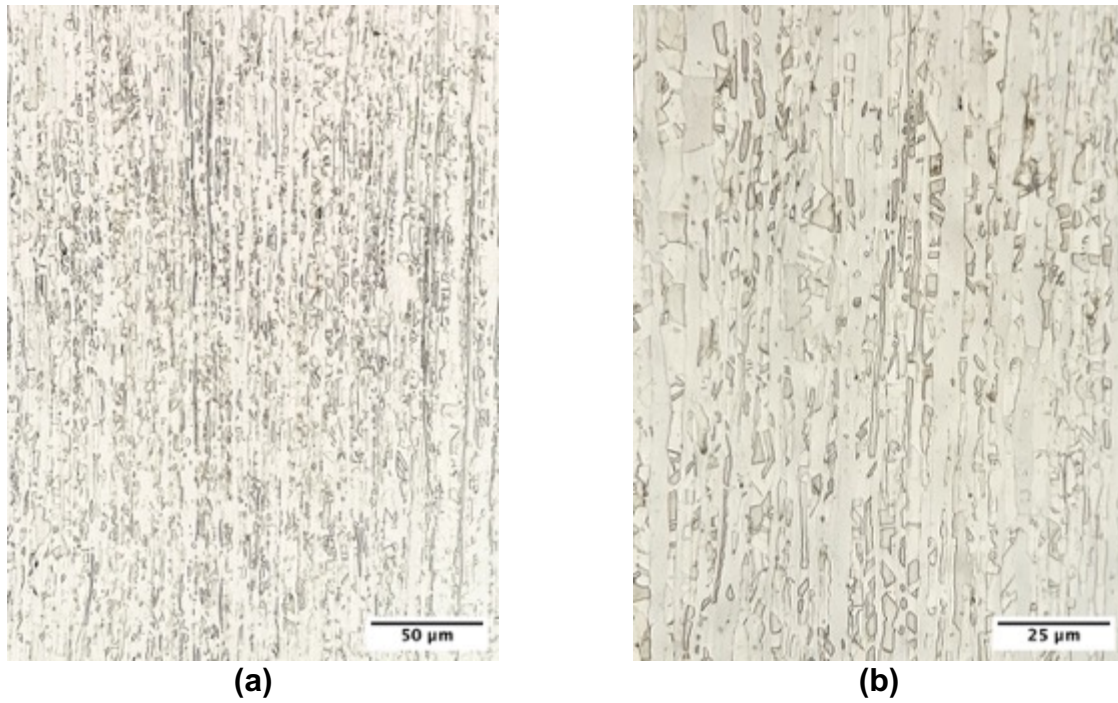


Figura 4.21 - Micrografia do MB com diferentes ampliações.

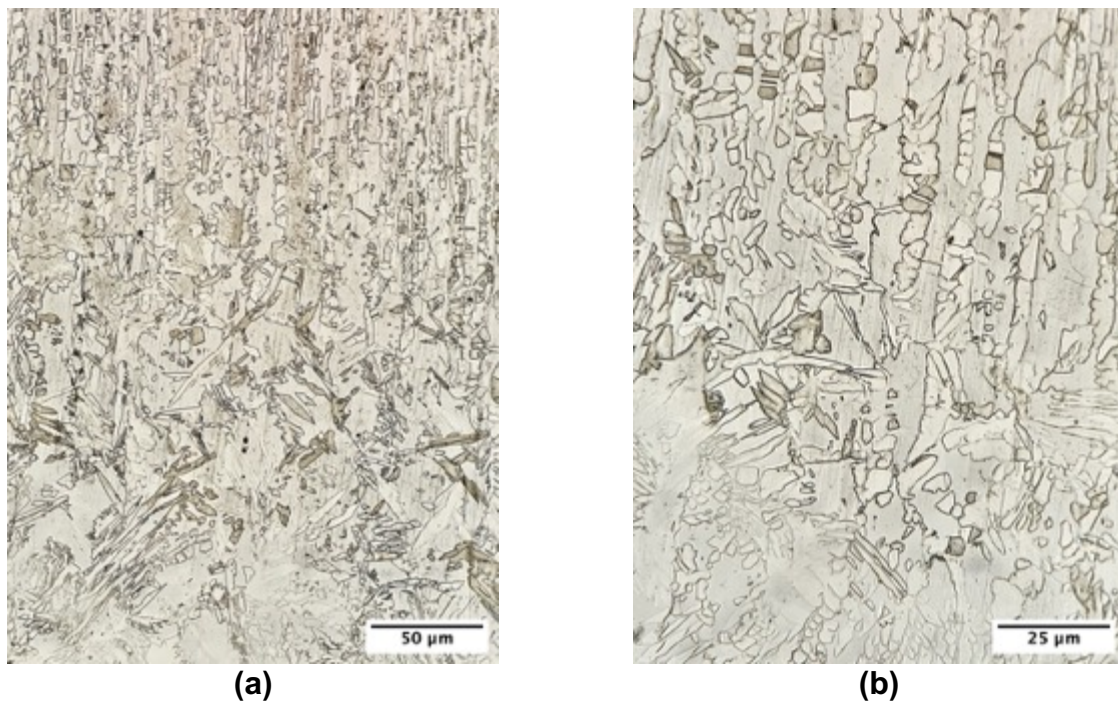


Figura 4.22 - Micrografia da ZAC da junta soldada GTAW Convencional com diferentes ampliações.

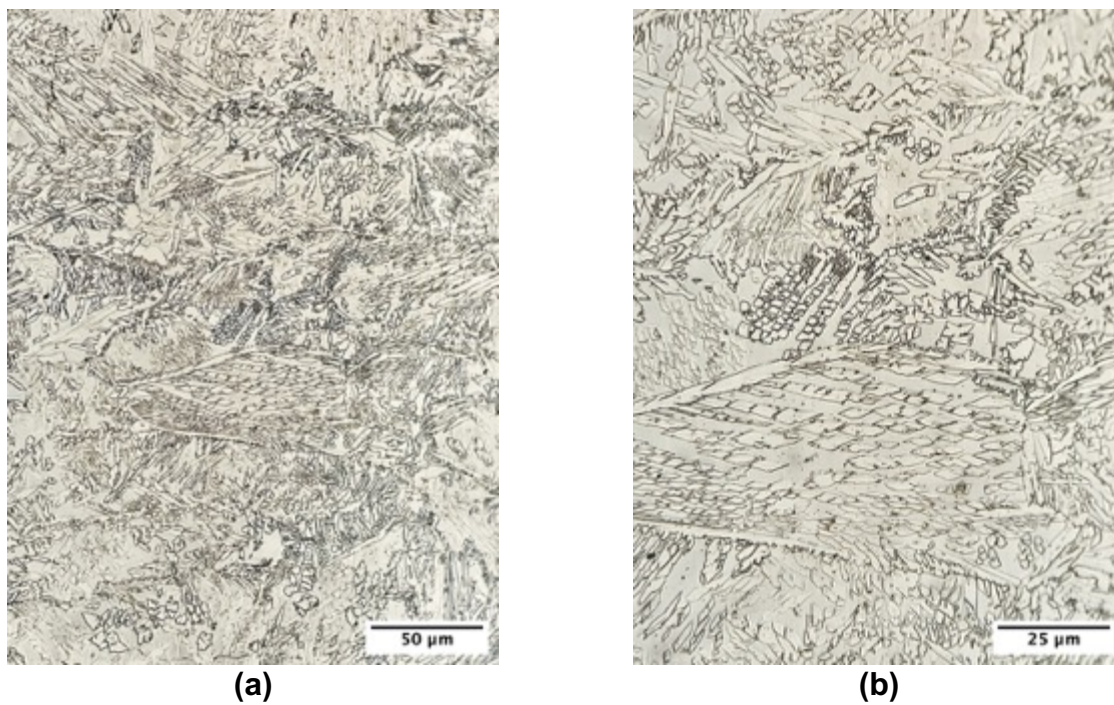


Figura 4.23 - Micrografia do MS da junta soldada GTAW - Convencional com diferentes ampliações.

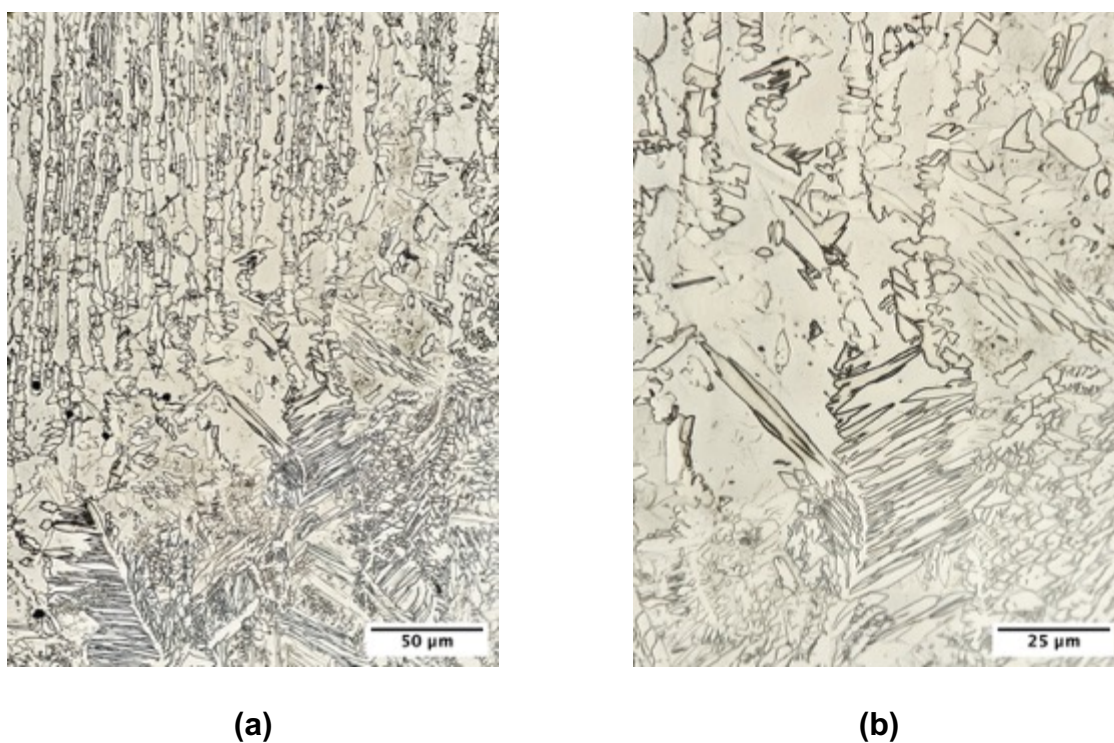


Figura 4.24 – Micrografia da ZAC da junta soldada GTAW Dupla Fusão com diferentes ampliações.

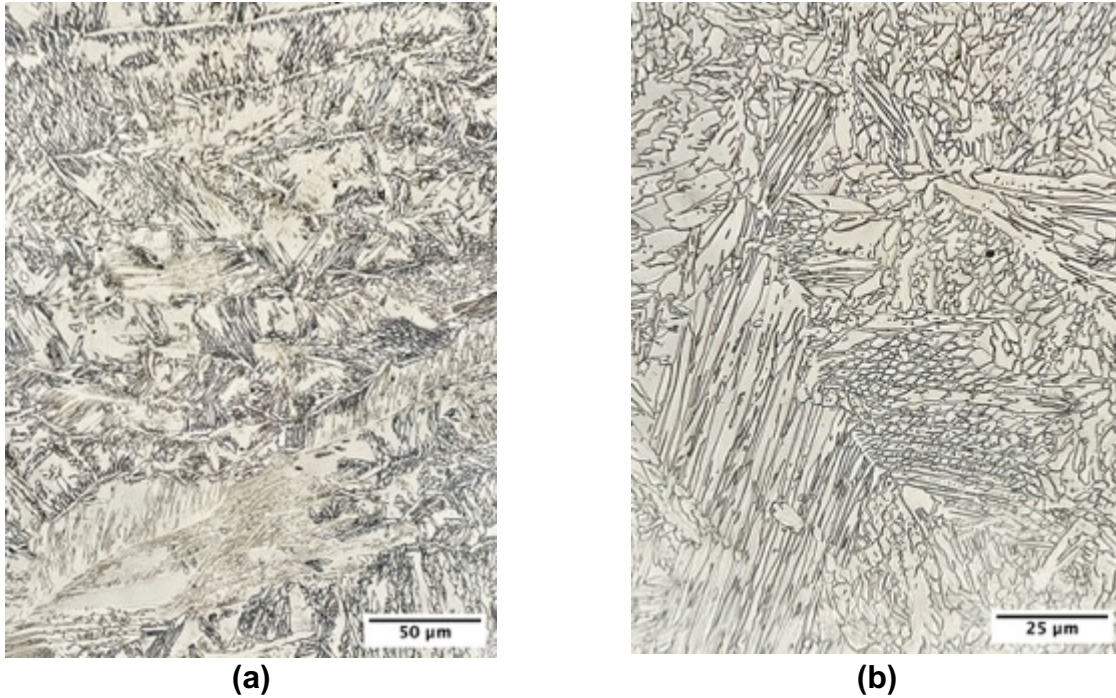


Figura 4.25 - Micrografia do MS da junta soldada GTAW Dupla Fusão com diferentes ampliações.

Tabela 4.6 - Fração de ferrita determinada nas diferentes regiões das juntas soldadas GTAW e GTAW-DF.

| Processo | Localização | Fração de ferrita | Fases deletérias |
|-------------------|-------------|-------------------|------------------|
| GTAW Convencional | MB | 56,4% | Isento |
| | MS | 53,0% | Isento |
| | ZAC | 62,8% | Isento |
| GTAW Dupla Fusão | MB | 53,3% | Isento |
| | MS | 50,4% | Isento |
| | ZAC | 63,7% | Isento |

5 DISCUSSÕES

Quando feita a sobreposição dos gráficos de temperatura x tempo do termopar central mais próximo da margem da solda (21 mm), nos diferentes processos, sincronizando o pico de temperatura no mesmo tempo, conforme Figura 5.1, fica evidenciado que a temperatura de pico no processo GTAW-DF foi de 366 °C, enquanto no GTAW convencional foi de 226 °C.

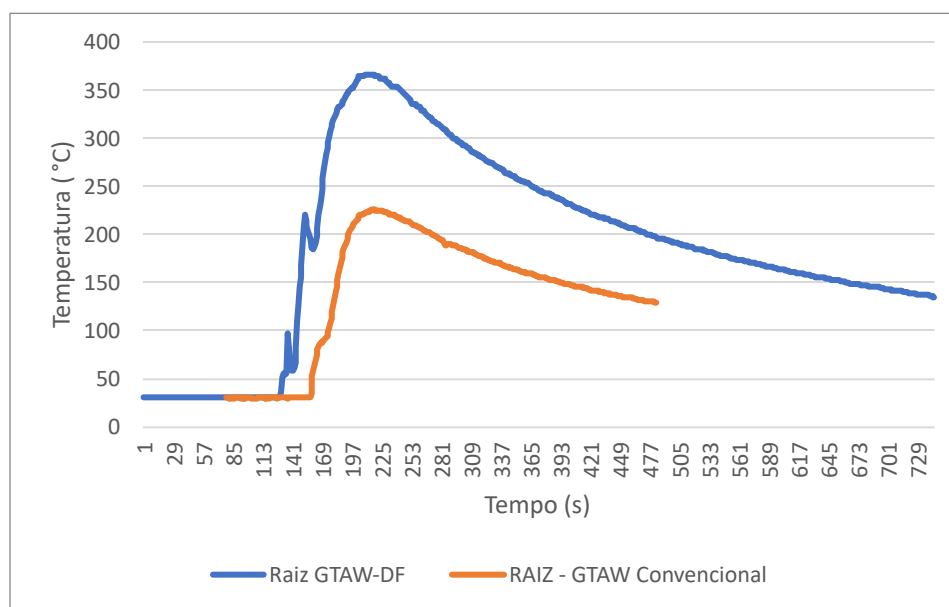


Figura 5.1 - Gráfico comparativo de temperatura x tempo dos processos GTAW convencional e GTAW-DF.

Levando em consideração que o GTAW-DF tem duas tochas, ou seja, duas fontes de calor, e somar os aportes de calor da raiz, teoricamente a temperatura máxima do GTAW-DF deveria ser o dobro, contando a partir da temperatura inicial de 31°C, porém está foi apenas 70,9%, conforme pode ser visto na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Comparação de aporte de calor e temperaturas registradas.

| Processo | CP | Aporte de Calor - AC (J/cm) | Temperatura inicial - Ti (°C) | Temperatura máxima - Tmax (°C) | Diferença ΔT (Tmax - Ti) (°C) | $\Delta T/AC$ (°C/J/cm) |
|----------|------|-----------------------------|-------------------------------|--------------------------------|---------------------------------------|-------------------------|
| GTAW | CP2A | 7960 | 30 | 226 | 196 | 0,02462 |
| GTAW-DF | CP1A | 16000 | 31 | 366 | 335 | 0,02094 |

Assim, hipoteticamente a energia do segundo arco não é somada, pois foi evidenciada uma perda neste estudo, então supondo que a temperatura máxima seja proporcional ao aporte de calor na primeira tocha, chega-se a uma conclusão que a adição da segunda tocha tem eficiência de apenas 70,5%, conforme mostrado na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 - Dados de aporte de calor hipoteticamente calculado do segundo arco do GTAW-DF.

| Processo | CP | Aporte de Calor - AC (J/cm) | Temperatura inicial - Ti (°C) | Temperatura máxima - Tmax (°C) | Diferença ΔT (Tmax - Ti) (°C) | $\Delta T/AC$ (°C/J/cm) |
|------------------------------------------|------|-----------------------------|-------------------------------|--------------------------------|---------------------------------------|-------------------------|
| GTAW | CP2A | 7960 | 30 | 226 | 196 | 0,02462 |
| GTAW-DF | CP1A | 8000 | 31 | 227 | 197 | 0,02462 |
| Extrapolando os valores da segunda tocha | | | | | | |
| GTAW-DF | CP1A | 8000 | 227 | 366 | 139 | 0,01737 |

Nos termopares utilizados no presente estudo, as temperaturas registradas não alcançaram a temperatura crítica de transformação de fases deletérias do material. Isso se deve à localização dos termopares, que estavam mais afastados da margem da solda (i.e., da linha de fusão). No entanto, trabalhos na literatura, como o de Hosseini [43], mostram que temperaturas de pico bastante elevadas, ou seja, da ordem de 1380 °C podem ser atingidas em regiões da ZAC próximas à linha de fusão, possibilitando alterações microestruturais e precipitação de fases deletérias em aços inoxidáveis duplex. Hossein [43] investigou os efeitos do aporte de calor e de múltiplos ciclos de soldagem GTAW autógena na microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) em chapas de aço inoxidável super duplex tipo 2507 com 6 mm de espessura. O estudo empregou diversos termopares posicionados no metal base, a distâncias de 1, 2, 5, 10 e 20 mm da linha de fusão, tanto do lado da face quanto da raiz. Foram registradas temperaturas entre 1380°C e 600°C, que se mantiveram por até aproximadamente 40 segundos, resultando em alterações significativas na ZAC, especialmente próximas à linha de fusão. O autor observou pequenas alterações no conteúdo de ferrita a 1 e 2 mm da linha de fusão e a formação de nitretos e fases sigma, as quais foram influenciadas

tanto pelo número de passes de soldagem quanto pelo aporte de calor utilizado. Além disso, utilizando os registros de temperatura x tempo e diagramas de fases calculados pelo software Thermo-Calc®, o autor foi capaz de fazer previsões a respeito das fases formadas na microestrutura da ZAC, a partir da margem da solda. Essas previsões permitiram comparações subsequentes com as microestruturas efetivamente observadas após o processo de soldagem do aço inoxidável super duplex.

Os resultados dos ensaios de tração para ambos os processos foram semelhantes, conforme ilustrado nas curvas tensão-deformação de engenharia da Figura 5.2. Observou-se que a fratura dos corpos de prova se deu na região do metal base, indicando que a soldagem do aço LDX 2101 utilizando o consumível ER2209, seja pelo processo GTAW ou GTAW-DF, resulta em uma “sobrecombinação” (*overmatching*) nas propriedades mecânicas. Este fenômeno pode ser atribuído tanto à microestrutura refinada na região do metal de solda quanto ao maior conteúdo de elementos de liga presentes no consumível ER2209 comparativamente ao aço LDX 2101. Além disso, os resultados sugerem que o processo GTAW-DF proporciona juntas soldadas com excelente integridade e resistência mecânica, representando uma opção promissora para aplicações de soldagem que requerem alto desempenho mecânico. É importante ressaltar que os valores de limite de resistência à tração das juntas soldadas pelos processos GTAW e GTAW-DF, que são da ordem de 740 MPa, mostraram-se ligeiramente superiores aos valores reportados por Esmailzadeh et al. [44] para juntas de aço inoxidável lean duplex soldadas pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW – *Friction Stir Welding*).

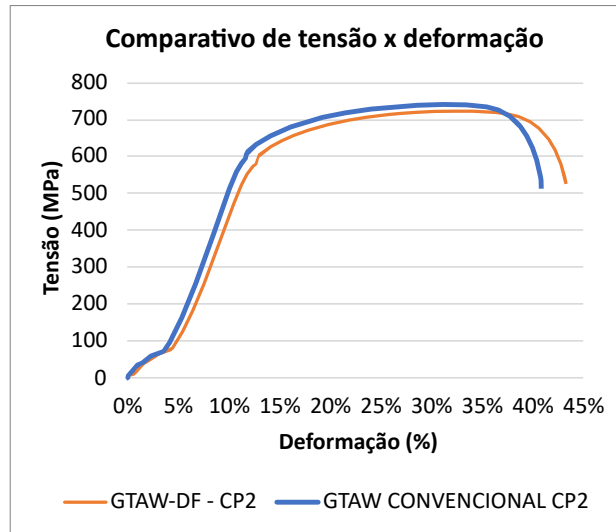


Figura 5.2 - Gráfico comparativo de tensão de engenharia x deformação de engenharia dos dois processos.

No ensaio de dobramento, observou-se que os corpos de prova atingiram a deformação de 180°, evidenciando a ductilidade das juntas soldadas por ambos os processos. Contudo, identificou-se em um dos corpos de prova do processo GTAW Convencional a presença de uma trinca de 2,5mm e pontos menores somando 1mm, totalizando 3,5 mm. Conforme as normas de qualificação de soldagem ASME IX e AWS D1.1, trincas individuais com extensão total de até 3,0 mm são consideradas aceitáveis. Portanto, todos os corpos de prova com trincas individuais inferiores a 3 mm estão dentro do padrão exigido, sendo assim, todos os corpos de prova deste trabalho, são considerados satisfatório pelas normas. As trincas maiores, totalizando 3,5 mm, foram associadas à presença de porosidades, as quais foram identificadas no ensaio radiográfico. Porosidades são descontinuidades e/ou defeitos típicos na soldagem GTAW devido à natureza do processo envolver a fusão do metal. No entanto, são indesejáveis, pois podem atuar como concentradores de tensão, comprometendo a integridade mecânica do material sob carregamentos estáticos ou cíclicos. Além disso, estes defeitos são críticos para a resistência à corrosão em aços inoxidáveis, pois favorecem a estagnação de líquidos e concentração de agentes corrosivos, aumentando o risco do surgimento de corrosão por pites e sob tensão.

No ensaio de impacto Charpy, os resultados obtidos estavam conforme o esperado. No entanto, o CP da ZAC do processo GTAW Convencional resultou em um valor de 8J, sendo o critério de aceitação para CP de 10 mm uma energia absorvida média mínima de 27 J e mínimo individual de 18,9 J, e para CP de 5 mm, a energia absorvida é de 2/3 da do CP de 10mm. Portanto, o critério para este teste é de energia absorvida de 18 J média mínima e 12,6 J mínimo individual. O critério para média foi aceitável, porém o valor para o mínimo individual está abaixo do especificado. Este valor foi discrepante dos demais CPs, o que indica que algum fenômeno não previsto ocorreu nesta parte do CP, podendo ser alguma influência dos poros encontrados nas análises radiográficas - uma vez que pode ter solda no CP de impacto da ZAC por conta da geometria do chanfro da junta soldada -, também pode ser influência de algum desvio de usinagem do corpo de prova, ou alguma alteração microestrutural pontual nesta região, que poderá ser investigada melhor em uma análise por MEV em um estudo posterior.

Comparando os resultados, mesmo com esta discrepância, é possível verificar na Figura 5.3, que tanto as médias, quanto os valores individuais, a energia absorvida é pelo menos 35% maior no processo GTAW-DF.

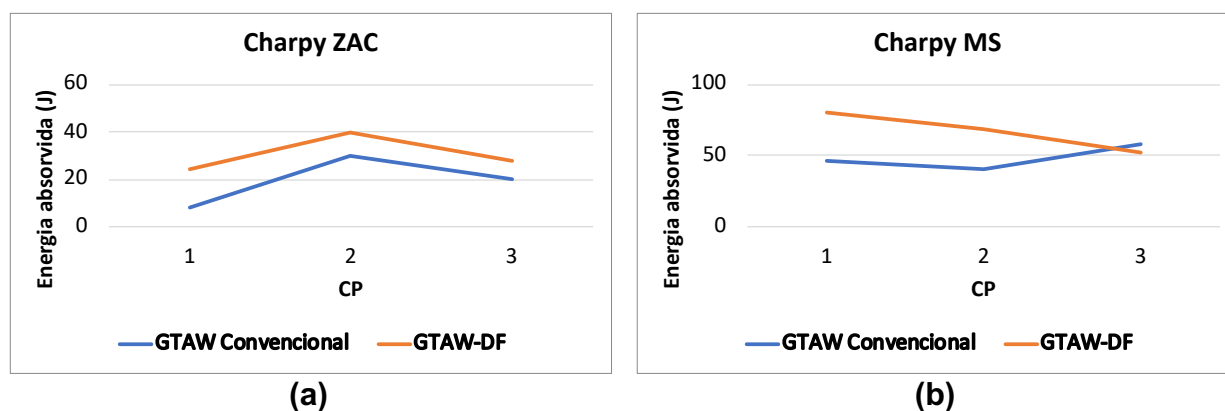


Figura 5.3 - Comparativo da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy da ZAC (a) e do MS (b) dos processos GTAW e GTAW-DF.

Na avaliação das micrografias, observou-se a precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N) na fase ferrita, tanto na zona afetada pelo calor (ZAC) quanto no metal de solda

(MS). Estas precipitações, destacadas pelas setas azuis na Figura 5.4, são típicas em juntas soldadas de aços inoxidáveis lean duplex devido ao alto teor de nitrogênio presente tanto na composição química do material base MB, quando no metal de adição e no gás de proteção. Além disso, esse fenômeno de precipitação pode ser potencializado pela intensidade do aporte de calor utilizado durante o processo de soldagem[45]. As análises também revelaram que a formação de Cr_2N foi discreta nas soldas realizadas pelo processo GTAW convencional e mais acentuada no processo GTAW-DF, o que está em bom acordo com a literatura [45]. Pela Figura 5.4, também é possível notar que as microestruturas resultantes nas regiões da ZAC e do MS da junta soldada pelo processo GTAW-DF são ligeiramente mais grossas do que aquelas para o processo GTAW - Convencional.

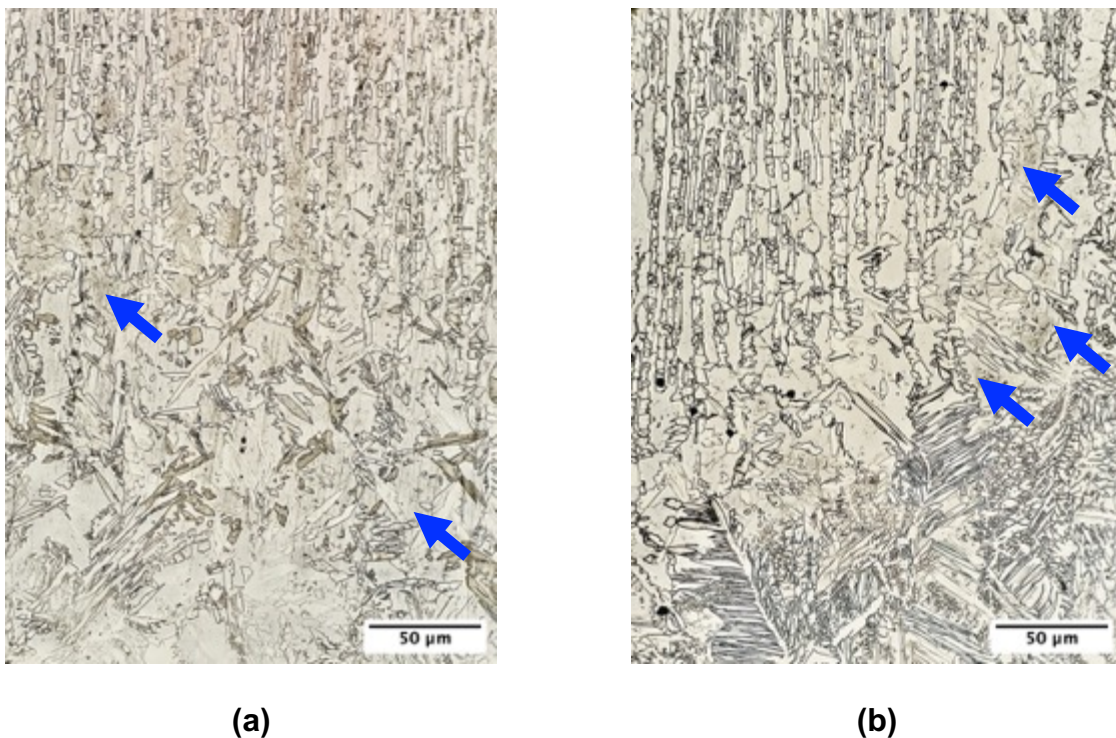


Figura 5.4 - Pontos de formação de fase sigma na ZAC do GTAW convencional (a) e GTAW-DF (b).

Através da análise por microscopia ótica quantitativa, não foram observadas alterações relevantes na fração volumétrica de ferrita entre os processos, conforme ilustrado na Figura 5.5. Apesar disso, foi observado que ocorreram maiores índices de

precipitação de Cr_2N no GTAW-DF, que podem ser atribuídas ao maior aporte de calor decorrente da utilização de uma segunda tocha simultânea neste método. Esse aumento no fornecimento de calor na junta soldada resulta em um resfriamento mais lento da ZAC e do metal de solda (MS), prolongando o período em que essas regiões permanecem na faixa de temperatura crítica para a precipitação destes nitretos. A formação destas fases é confirmada tanto pelos cálculos termodinâmicos realizados através do software Thermo-Calc® para o material base LDX 2101 e o consumível ER2209, representado na Figura 5.6, quanto pelos estudos de Attar H. et al [46] para a liga de duplex 2205 e pelo Romani [15] para a liga de superduplex 2507 empregando o processo GTAW-DF.

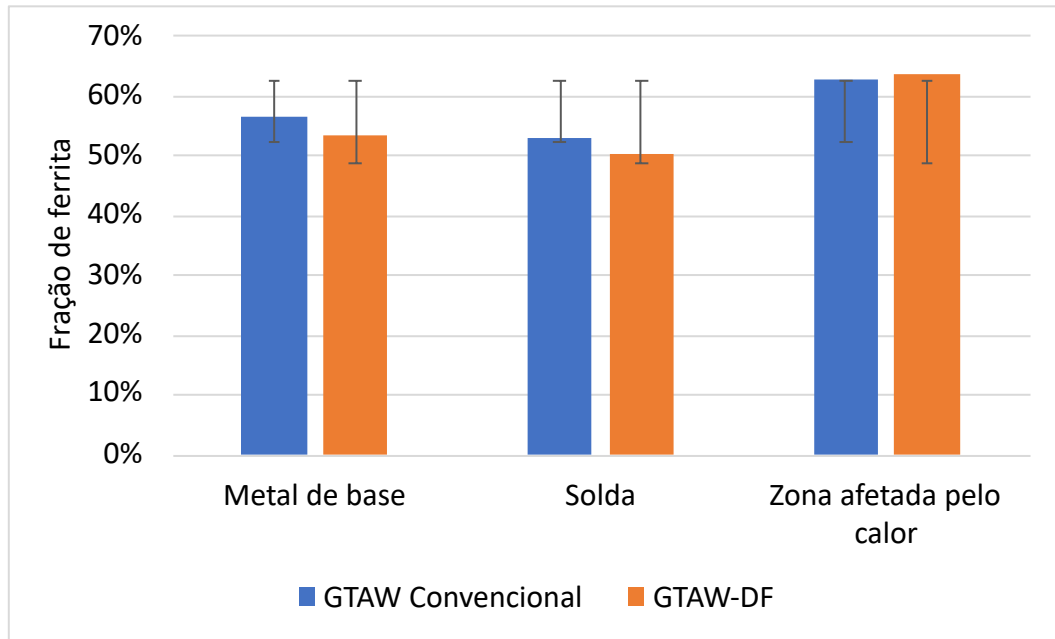


Figura 5.5 - Gráfico comparativo de fração de ferrita em ambos os processos.

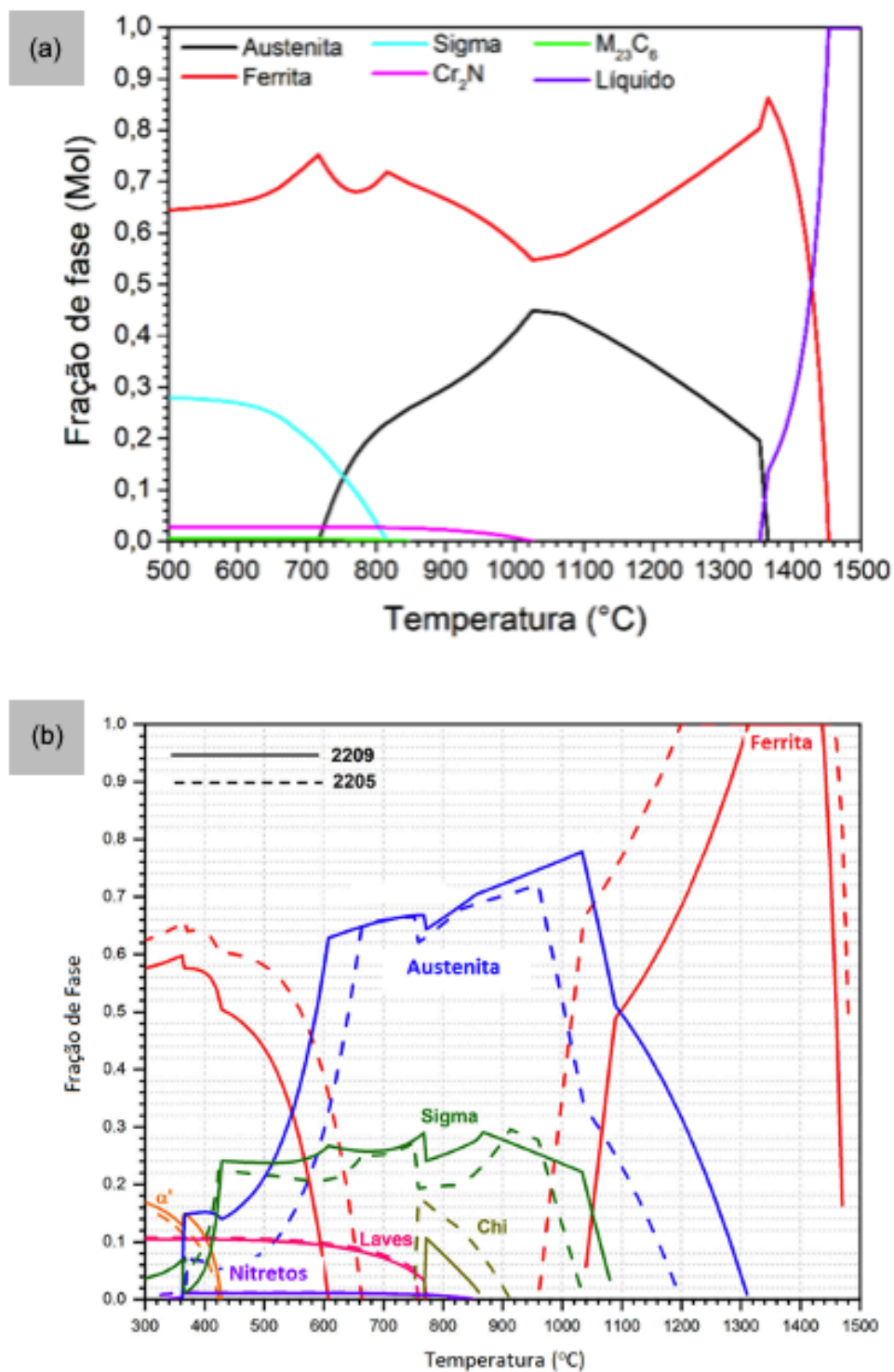


Figura 5.6 - Diagrama fases obtido através de cálculos termodinâmicos utilizando o software Thermo-Calc® para o MB LDX 2101 (a) e para o consumível 2209 (b) [46].

A análise comparativa dos resultados dos ensaios de dureza Vickers, apresentada no gráfico da Figura 5.7, revela que os índices de dureza na zona afetada pelo calor (ZAC) são marginalmente inferiores para o processo GTAW-DF em relação ao GTAW Convencional. Essa variação está em boa concordância com o engrossamento observado na microestrutura da ZAC das juntas soldadas pelo GTAW-DF (Figura 5.4), consequência do incremento do aporte de calor atribuído ao uso da segunda tocha. Estes resultados estão em boa concordância com o trabalho Han e colaboradores [47], que investigou o efeito do aporte de calor do processo GTAW na microestrutura, dureza e resistência à corrosão de um aço inoxidável duplex 2205.

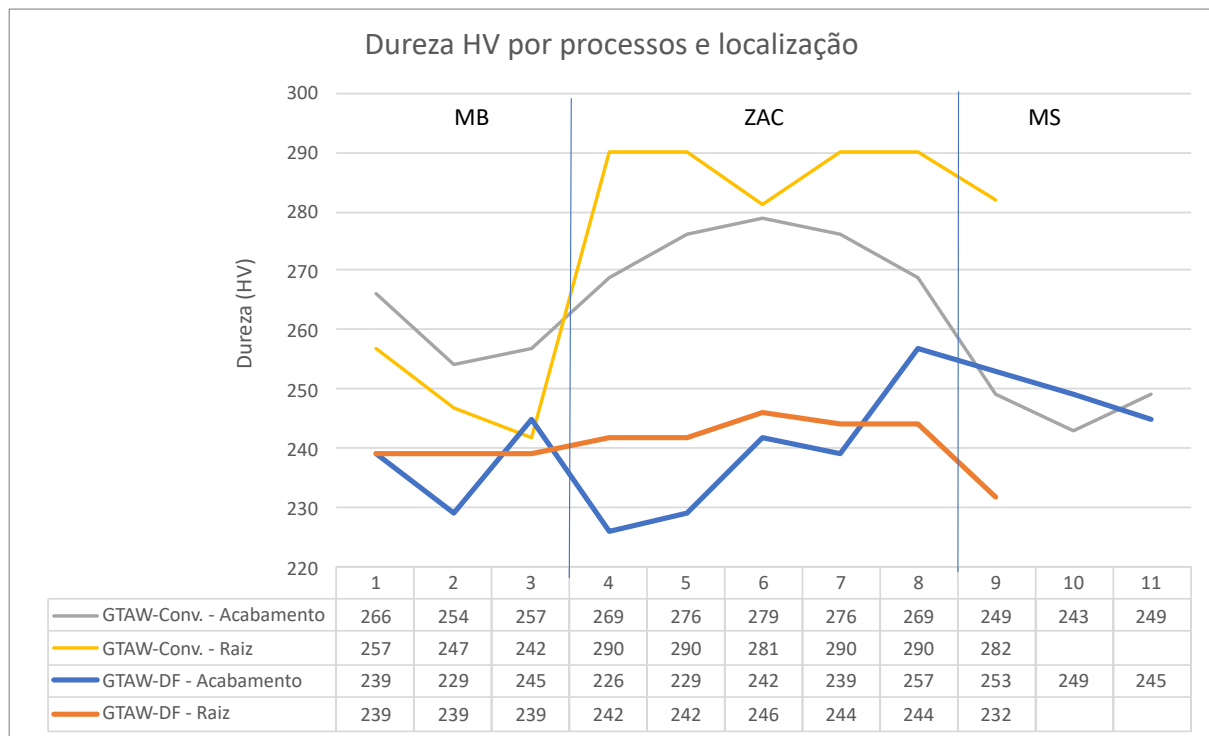


Figura 5.7 - Resultados do ensaio de dureza combinando ambos os processos.

Os ensaios de corrosão revelaram perdas de massa nos corpos de prova inferiores a 10 mg/dm², estando em conformidade com a norma ASTM A1084-15a(2022) - Standard Test Method for Detecting Detrimental Phases in Lean Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels. Além disso, não foram identificados pites visíveis a olho nu. No entanto, apesar de os resultados estarem dentro dos padrões aceitáveis, observou-se que a taxa

de corrosão no teste da amostra utilizando GTAW-DF foi 30% superior em comparação ao GTAW convencional. Esse aumento pode ser atribuído ao maior aporte de calor no processo GTAW-DF e à subsequente formação intensificada de nitretos de cromo, do tipo Cr_2N . Análises conduzidas por MEV identificaram a presença de pites em ambas as juntas soldadas, embora em escalas microscópicas. Adicionalmente, constatou-se que os pites se localizavam predominantemente na ZAC de ambas as amostras soldadas; porém, os de maiores dimensões estavam presentes na junta soldada GTAW-DF. Isso está em boa concordância com os resultados apresentados previamente sobre a formação de uma maior quantidade de Cr_2N neste processo. Conforme relatado por Han et al. [47], a interface entre o ferrita e Cr_2N apresenta uma zona empobrecida em cromo, o que pode comprometer a estabilidade e integridade do filme passivo, contribuindo assim para o início do processo de corrosão por pites.

6 CONCLUSÕES

Foi realizado um estudo comparativo envolvendo a soldagem do aço inoxidável lean duplex LDX 2101 com uso do consumível 2209, utilizando-se ensaios não destrutivos, análises microestruturais, ensaios mecânicos e de corrosão, pelos processos GTAW Convencional e GTAW Dupla Fusão (GTAW-DF), do qual se obtiveram as seguintes conclusões:

1. O processo de soldagem GTAW-DF, devido ao aporte de calor adicional da segunda tocha, aumenta o aporte de calor comparado com o processo GTAW convencional, porém com uma eficiência de 70,5%.

2. O processo GTAW-DF apresentou melhor soldabilidade e menor índice de porosidade na radiografia, em comparação com o GTAW convencional.

3. Um aporte de calor mais elevado no processo de soldagem foi correlacionado com uma maior formação de nitretos de cromo (Cr_2N) na zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de solda (MS), utilizando o consumível 2209.

4. O aumento do aporte de calor também promoveu a formação de mais austenita na ZAC e MS das juntas soldadas.

5. As propriedades mecânicas, incluindo o limite de escoamento, resistência à tração e alongamento, das juntas soldadas pelos processos GTAW Convencional e GTAW-DF, são semelhantes;

6. As juntas soldadas pelos processos GTAW Convencional e GTAW-DF demonstraram alta resistência mecânica com fraturas dúcteis ocorrendo na região do metal de base.

7. As juntas soldadas pelos processos GTAW Convencional e GTAW-DF apresentaram excelente resistência à corrosão por pites, quando avaliadas por ensaios de imersão em solução de Cloreto Férrico inibido com Nitrato de Sódio.

8. A precipitação de Cr_2N na ZAC foi identificada como responsável pela maior ocorrência de pites nessa região das juntas soldadas.

9. A implementação do GTAW-DF em contextos corrosivos para o LDX 2101 está em conformidade com os padrões de qualidade exigidos pelas normativas técnicas da ASME IX, ASME VIII Div.1 e 2 e Petrobras N-133.

7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Fazer a simulação do cálculo das equações de Rosenthal do processo GTAW-DF considerando as duas fontes e comparar as temperaturas encontradas neste trabalho com o resultado das equações para verificar se o efeito do aporte de calor é resultante soma do aporte das duas tochas ou se tem alguma perda.

2. Fazer a simulação do cálculo das equações de Rosenthal do processo GTAW-DF considerando as duas fontes e comparar as temperaturas encontradas neste trabalho com o resultado das equações para verificar se o efeito do aporte de calor é resultante soma do aporte das duas tochas ou se tem alguma perda.

3. Executar nova soldagem com mesmos parâmetros para se ter um corpo de prova isento de defeitos para testar e comparar o impacto Charpy da junta soldada na GTAW convencional.

4. Executar soldagem de novas chapas de testes, com maiores e menores aportes de calor, para determinar se ocorrerá formação de fases deletérias ou aparecimento de pites no ensaio de corrosão, para determinar uma faixa adequada de aporte de calor.

5. Executar análise em MEV das fraturas dos CPs de impacto Charpy para avaliação do tipo de fratura, especialmente no CP que deu energia absorvida baixa.

6. Executar soldagem de novas chapas de testes, espessuras maiores, para verificar se o comportamento do pico de temperatura se manter igual ou se diminui em razão da perda de calor ao longo da espessura do material e também para determinar se ocorrerá formação de fases deletérias ou aparecimento de pites no ensaio de corrosão, para determinar uma faixa adequada de aporte de calor.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] S. Bernhardsson, “The Corrosion resistance of duplex stainless steels”, em *Conference - Duplex stainless steel*, Beaune: AB Sandvik Steel, 1991.
- [2] E. G. Betini *et al.*, “Effect of Nitrogen Addition to Shielding Gas on Cooling Rates and in the Microstructure of Thin Sheets of Duplex Stainless Steel Welded by Pulsed Gas Tungsten Arc Welding Process”, *Materials Research*, vol. 22, nº suppl 1, 2019, doi: 10.1590/1980-5373-mr-2019-0247.
- [3] Outokumpu, “History of duplex stainless steel”. Acessado: 17 de abril de 2023. [Online]. Disponível em: <https://www.outokumpu.com/en/expertise/2020/duplex-90-years/history-of-duplex-stainless-steel>
- [4] U. Graziano, D. Firrao, e G. Taveri, “Characterization of Welded Joints (MIG and SAW) on LDX 2101 Duplex SS”, *Procedia Eng*, vol. 109, p. 484–491, 2015, doi: 10.1016/j.proeng.2015.06.253.
- [5] R. K. S. Raman e W. H. Siew, “Role of nitrite addition in chloride stress corrosion cracking of a super duplex stainless steel”, *Corros Sci*, vol. 52, nº 1, p. 113–117, jan. 2010, doi: 10.1016/j.corsci.2009.08.041.
- [6] Jr. William D. Callister e David G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering - An Introduction*, 9º ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2014.
- [7] ASM International, *ASM Handbook - Materials Selection and Design*, vol. 20. Novelty, 1997.
- [8] J. R. Davis, “Corrosion of Weldments”, *ASM International*, p. 1, 2006.
- [9] R. W. Revie e H. U. H., *Corrosion and corrosion control. An introduction to corrosion Science and engineering*, 4º ed. John Willey And Sons, 2008.
- [10] ASTM - American Society for Testing and Materials, *ASTM A240/240M-17 - Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*. West Conshohocken: ASTM, 2017.
- [11] ASTM - American Society for Testing and Materials, *ASTM A638/638M-00 - Specification for Precipitation Hardening Iron Base Superalloy Bars, Forgings, and Forging Stock for High-temperature Service*. West Conshohocken: ASTM, 2000.
- [12] I. Sujono, “Stainless Steel Duplex”, <http://rdsujono.blogspot.com/2011/12/stainless-steel-duplex.html>.
- [13] R. N. Gunn, *Duplex Stainless Steels, Microstructure, Properties and Applications*, 1º ed. Woodhead Publishing, 1997.
- [14] D. Reyes-Hernández *et al.*, “Addition of nitrogen to GTAW welding duplex steel 2205 and its effect on fatigue strength and corrosion”, *Fuel*, vol. 198, p. 165–169, 2017, doi: 10.1016/j.fuel.2017.01.008.
- [15] C. C. S. Romani, “Estudo da alteração de propriedades metalúrgicas de dureza e corrosão do aço inoxidável superduplex UNS S32750 após a soldagem com GTAW dupla fusão.”, Dissertação de mestrado, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023.
- [16] ASM International, *ASM Handbook: Properties and selection: Irons steels and high performance alloys*, 10º ed, vol. 1. ASM International, 1990.

- [17] E. Folkhard, *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Vienna: Springer Vienna, 1988. doi: 10.1007/978-3-7091-8965-8.
- [18] A. F. Padilha, R. Lesley, e P. R. Rios, “Stainless steels heat treatment (Chapter 12) Plastic deformation and fracture of materials View project Orientation relationship in martensitic transformation of steels View project”, 2007. [Online]. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/293106894>
- [19] M. Knyazeva e M. Pohl, “Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure”, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 2, nº 2, p. 113–121, abr. 2013, doi: 10.1007/s13632-013-0066-8.
- [20] T. D. Ferezin, “Aço inoxidável Duplex de Baixa Liga, S32101: Uma Visão Tecnológica Sobre resistência Mecânica, Impacto, Corrosão Localizada e Microestrutura”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2021.
- [21] S. D. Brandi, L. M. Y. Silveira, e D. L. B. Vasconcellos, “Aplicação da norma ASTM A923-prática A para identificação de fases intermetálicas em junta soldada de aço inoxidável superduplex UNS 32750”, *Revista Escola de Minas*, vol. 63, nº 1, p. 153–158, 2010.
- [22] H Granjon, *Fundamentals of Welding Metallurgy*. Abington: Woodhead Publishing Limited, 1991.
- [23] I. A. Armas e S. D. Moreuil, *Duplex Stainless Steels*, 1º Edição. ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc, 2009.
- [24] Z. Stradomski e D. Dyja, “SIGMA PHASE PRECIPITATION IN DUPLEX PHASE STAINLESS STEELS”.
- [25] Marcus P., “Introduction to the Fundamentals of Corrosion”, em *Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection*, *ASM Handbook*, vol. 13A, ASM International, 2003, p. 3–4.
- [26] V. Gentil, *Corrosão*, 6º ed. LTC, 2011.
- [27] A. A. Sales, “Estudo da Soldagem do Aço Inoxidável Austenítico TP 347H para Prevenir a Corrosão Localizada”, Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
- [28] N. A. Mariano, “Suscetibilidade a Corrosão Sob Tensão por Deslocamento Constante”, em *CBECIMAT*, Natal, 2002.
- [29] E. M. Westin, M. M. Johansson, e R. F. A. Pettersson, “Effect of nitrogen-containing shielding and backing gas on the pitting corrosion resistance of welded lean duplex stainless steel LDX 2101® (EN 1.4162, UNS S32101)”, *Welding in the World*, vol. 57, nº 4, p. 467–476, jul. 2013, doi: 10.1007/s40194-013-0046-2.
- [30] S. Li, W. Ding, Q. Zhang, X. Xiao, e Q. Zhou, “Experimental study of the mechanical properties of a new duplex stainless steel exposed to elevated temperatures”, *Case Studies in Construction Materials*, vol. 17, dez. 2022, doi: 10.1016/j.cscm.2022.e01683.
- [31] S. Atamert e J. E. King, “Super duplex stainless steels Part 1 Heat affected zone microstructures”, *Materials Science and Technology*, vol. 8, nº 10, p. 896–912, out. 1992, doi: 10.1179/mst.1992.8.10.896.
- [32] A. M. Sales, E. M. Westin, e P. Colegrove, “Effect of nitrogen in backing gas on duplex root weld properties of heavy-walled pipe”, *Welding in the World*, vol. 60, nº 5, p. 877–882, set. 2016, doi: 10.1007/s40194-016-0347-3.

- [33] AWS - American Welding Society, *Welding Handbook*, 9^o ed, vol. 1. Miami: AWS, 2001.
- [34] E. Wainer, D. B. Sérgio, e F. D. H. de Melo, *Soldagem: processos e metalurgia*. 1992.
- [35] SENAI-BA/SENAI-MG/SENAI-RJ, *Inspetor de soldagem*. Rio de Janeiro: SENAI-BA Cimatec, 2012.
- [36] L. Jeffus e L. Bower, *Welding - Skills, Processes and Practices for Entry-Level Welders - Book 3*. Clifton Park: DELMAR CENGAGE Learning, 2010.
- [37] Fronius, “Synchronized TIG Welding - Two Welders Working in Sync Saves Time”, <https://blog.perfectwelding.fronius.com/en/tandem-tig-welding/>.
- [38] L. Wang, P. Zhao, J. Pan, L. Tan, e K. Zhu, “Investigation on microstructure and mechanical properties of double-sided synchronous TIP TIG arc butt welded duplex stainless steel”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 112, n^o 1–2, p. 303–312, jan. 2021, doi: 10.1007/s00170-020-06375-7.
- [39] American Welding Society, *Welding Inspection Technology*, 5^o ed. Miami: American Welding Society, 2008.
- [40] D. Rosenthal, “Mathematical theory of Heat Distribution During Welding and Cutting”, *Weld. J*, vol. 20, n^o 5, p. 200–234, 1941.
- [41] A. J. Ramírez, “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”. 1997.
- [42] International Organization for Standardization, *DIN EN ISO 9015-1:2001 - Destructive tests on welds in metallic materials - Hardness testing - Part 1: Hardness test on arc welded joints*. Geneva, CA, Switzerland, 2001.
- [43] Vahid Hosseini, “Super Duplex Stainless Steels – Microstructure and Properties of Physically Simulated Base and Weld Metal”, University West, Trollhättan - Sweden, 2018.
- [44] M. Esmailzadeh, M. Shamanian, A. Kermanpur, e T. Saeid, “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 561, p. 486–491, jan. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.10.068.
- [45] M. Orłowska, K. Pańcikiewicz, A. Świerczyńska, e M. Landowski, “Kinetics of Intermetallic Phase Precipitation in Manual Metal Arc Welded Duplex Stainless Steels”, *Materials*, vol. 16, n^o 24, p. 7628, dez. 2023, doi: 10.3390/ma16247628.
- [46] H. Z. Attar, J. W. Fellowes, M. J. Roy, V. A. Hosseini, e D. L. Engelberg, “Optimizing the Phase Distribution in Arc-Based Direct Energy Deposition of Duplex Stainless Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 55, n^o 5, p. 1600–1625, maio 2024, doi: 10.1007/s11661-024-07355-2.
- [47] L. Han, T. Han, G. Chen, B. Wang, J. Sun, e Y. Wang, “Influence of heat input on microstructure, hardness and pitting corrosion of weld metal in duplex stainless steel welded by keyhole-TIG”, *Mater Charact*, vol. 175, p. 111052, maio 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2021.111052.