



INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**Influência dos parâmetros de soldagem GTAW-DF do aço lean duplex 2101 na
microestrutura e resistência à corrosão**

Aline de Fátima Santos Bugarin

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientadora:
Profa. Dra. Isolda Costa**

**São Paulo
2024**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**Influência dos parâmetros de soldagem GTAW-DF do aço lean duplex 2101 na
microestrutura e resistência à corrosão**

Versão Corrigida

ALINE DE FÁTIMA SANTOS BUGARIN

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientadora:
Profa. Dra. Isolda Costa**

**São Paulo
2024**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Como citar:

BUGARIN, A. d. F. S. **INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM GTAW-DF DO AÇO LEAN DUPLEX 2101 NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À CORROSÃO**. 2024. 165 f. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN, São Paulo. Disponível em: <<http://repositorio.ipen.br/>> (data de consulta no formato: dd/mm/aaaa)

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de geração automática da Biblioteca IPEN, com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Bugarin, Aline de Fátima Santos
INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM GTAW-DF DO AÇO LEAN
DUPLEX 2101 NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À CORROSÃO / Aline
de Fátima Santos Bugarin; orientador Isolda Costa. -- São
Paulo, 2024.
165 f.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Tecnologia
Nuclear (Materiais) -- Instituto de Pesquisas Energéticas e
Nucleares, São Paulo, 2024.

1. Resistência à corrosão. 2. Aço duplex 2101. 3. GTAW-DF.
4. DL-EPR. 5. Polarização gota séssil. I. Costa, Isolda,
orient. II. Título.

*Dedico esta tese ao meu marido, Felipe
Bugarin Guerra, e a nossa filha, Júlia
Santos Bugarin.*

*Por um instante minha vida se fez mais bonita quando você chegou. Lá onde as
estrelas dormem, a gente tem sorte de encontrar amor...*

A VIDA É BOA COM VOCÊS!!!

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter me guiado para finalizar este trabalho com saúde física e mental.

Aos amigos, professores e técnicos que contribuíram com conversas, desabaços, reuniões, técnicas e experiências que conduziram o fechamento desta história chamada de tese.

À minha orientadora, Dra Isolda Costa, pela confiança, ensinamentos e direcionamentos.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) processo 19/16492-6 pelo auxílio do projeto durante a execução da tese.

Ao meu marido, Felipe Bugarin Guerra, pelo companheirismo e amor. Se não fosse pelo seu apoio e paciência não teria condições de concluir mais esta etapa.

À nossa filha arco-íris, Júlia Santos Bugarin, que chegou no meio desse turbilhão, trazendo um sentimento sublime que me fez enxergar o mundo com mais delicadeza, afeto e resiliência.

A mim, por ter concluído um ciclo tão importante da minha vida, com inúmeros contratemplos e obstáculos. Digo que este trabalho não foi finalizado como eu almejava, mas foi o melhor que pude fazer com os recursos e tempo que tive.

Muito obrigada!

RESUMO

Bugarin, Aline de Fátima Santos. **INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM GTAW-DF DO AÇO LEAN DUPLEX 2101 NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À CORROSÃO**. 2024. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear - Materiais). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/CNEN. São Paulo.

Os tanques de armazenamento na indústria alimentícia possuem rigorosos requisitos de higiene e segurança para a qualidade final do produto. Com isso, se torna necessária a utilização de materiais com elevada resistência à corrosão. Os materiais utilizados na fabricação desses tanques geralmente consistem em aços inoxidáveis soldados. Nos aços inoxidáveis duplex, dependendo dos parâmetros de soldagem utilizados, ocorre precipitação de fases, que são responsáveis por enfraquecer e reduzir a resistência à corrosão do material. A escolha dos parâmetros de soldagem deve ser rigorosa, a fim de garantir as excelentes propriedades do material. Neste estudo, foram investigados diferentes parâmetros de soldagem através de ensaios eletroquímicos (DL-EPR e polarização com a gota séssil) e caracterização microestrutural (MO, MEV, MET e EBSD) com o objetivo de avaliar a influência na resistência à corrosão do aço inoxidável *lean duplex* 2101 soldado pelo processo *Gas Tungsten Arc Welding* dupla fusão (GTAW-DF). Os resultados indicaram que alto aporte térmico do segundo passe melhorou o equilíbrio entre as fases ferrita/austenita, e maior velocidade de soldagem com baixo aporte térmico homogeneizou a região da ZTA nas amostras de um passe; ambos os casos melhorando a resistência à corrosão. O método da gota séssil foi efetivo nos resultados de polarização, eliminando a barreira física entre a superfície do material e o eletrólito.

Palavras-chave: Resistência à corrosão, Aço duplex 2101, GTAW-DF, DL-EPR, Polarização, Gota séssil.

ABSTRACT

Bugarin, Aline de Fátima Santos. **INFLUENCE OF GTAW-DF WELDING PARAMETERS OF LEAN DUPLEX 2101 STEEL ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION RESISTANCE.** 2024. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear - Materiais). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/CNEN. São Paulo.

Storage tanks in the food industry have strict hygiene and safety requirements for the final quality of the product. Therefore, it becomes necessary to use materials with high resistance to corrosion. The materials used in the manufacture of these tanks generally consist of welded stainless steel. In duplex stainless steels, depending on the welding parameters used, phase precipitation occurs, which is responsible for weakening and reducing the materials corrosion resistance. The choice of welding parameters must be rigorous to guarantee excellent material properties. In this study, different welding parameters were investigated through electrochemical tests (DL-EPR and polarization with the Syringe Droplet Cell) and microstructural characterization (MO, SEM, MET and EBSD) with the aim of evaluating the influence on the corrosion resistance of stainless-steel lean duplex 2101 welded using the Gas Tungsten Arc Welding double fusion (GTAW-DF) process. The results indicated that high heat input from the second pass improved the balance between the ferrite/austenite phases, and higher welding speed with low heat input homogenized the HAZ region in the one-pass samples; both cases improving corrosion resistance. The Syringe Droplet Cell method was effective in polarization results, eliminating the physical barrier between the surface of the material and the electrolyte.

Keywords: Corrosion resistance, 2101 duplex steel, GTAW-DF, DL-EPR, Polarization, Syringe Droplet Cell.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Número de publicações de artigos científicos na última década. Pesquisa realizada pela Web of Science contendo as palavras-chaves: “2101”, “duplex”, “corrosion” e syringr droplet cell”.....	20
Figura 2 - Nuvem de palavras com as palavras chaves apresentadas nos 53 artigos científicos publicados na última década.....	21
Figura 3 - Gráfico contendo as principais técnicas eletroquímicas utilizados nos 54 artigos científicos publicados na última década.....	22
Figura 4 - Diagrama de Schaeffler para as ligas de aço inoxidável evidenciando as diferentes microestruturas.....	23
Figura 5 - Produção mundial de aço inoxidável no ano de 2019, dividida por regiões.....	26
Figura 6 - Gráfico da produção brasileira de aço inoxidável desde 2011- t x 1000	26
Figura 7 - Gráfico do consumo aparente per capita de aço inoxidável no Brasil (planos + não planos) a partir de 2011 em Kg/habitante	27
Figura 8 - Ranking PREN e famílias de aços inoxidáveis	28
Figura 9 - Gráfico com os valores de PREN para os aços inoxidáveis 304, 316L e 2101..	30
Figura 10 - Princípio da solidificação dendrítica e formação de austenita na solda do aço LDX 2101.....	31
Figura 11 - Precipitação de fases secundárias nos aços inoxidáveis duplex	34
Figura 12 - Esquema de soldagem com passe de raiz pelo processo GTAW, método dupla-fusão	37
Figura 13 - Esquema de soldagem passe de raiz, método dupla-fusão pelo processo GTAW	47
Figura 14 - (a) Ilustração esquemática da junta soldada; (b) sequência de passes para os CPs 01, 02 e 03; (c) passe para os CPs 04, 05 e 06.	48
Figura 15 - Macrografias das chapas soldadas como recebidas dos CPs submetidos a dois passes (a) CP01, (b) CP02 e (c) CP03.....	49
Figura 16 - Macrografias das chapas soldadas como recebidas dos CPs submetidos a um passe (a) CP04, (b) CP05 e (c) CP06.....	50
Figura 17 - (a) Ilustração da seção transversal da solda indicando as posições do capilar da microcélula para avaliação do passe de raiz (posições 1 a 5), topo (posição 6) e linha de fusão (posição 7); (b) ilustração esquemática da vista inferior e das posições dos ensaios eletroquímicos realizado em meio de ácido cítrico.....	53
Figura 18 - Ilustração da célula eletroquímica utilizada nos ensaios de DL-EPR (a) vista da célula eletroquímica com as partes desmontadas e (b) vista da célula montada.....	54
Figura 19 - (a) Ilustração esquemática do aparato experimental gota séssil e (b) foto do aparato montado durante a realização dos ensaios de polarização com a gota séssil.....	55

Figura 20 - Fluxograma com as etapas e técnicas realizadas para o desenvolvimento da tese.....	56
Figura 21 - (a) Micrografias obtidas por microscopia ótica da seção transversal após ataque com ácido oxálico 10 %(v/v) do MB LDX 2101, (b) MEV da seção transversal, e (c) ampliação da região demarcada pelo quadrado pontilhado com indicação das fases ferrita e austenita.	57
Figura 22 - Macrografias dos vários CPs deste estudo após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 %(v/v). (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03, (d) CP04, (e) CP05 e (f) CP06.....	58
Figura 23 - Micrografias óticas após ataque eletrolítico dos CPs com ácido oxálico 10 %(v/v) do (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03, (d) CP04, (e) CP05 e (f) CP06. As setas em amarelo com indicação das regiões com ataque corrosivo dentro do grão da ferrita. Indicação de austenita secundária e austenita de Widmanstätten.....	59
Figura 24 - Micrografias eletrônicas por varredura após ataque eletrolítico dos CPs com ácido oxálico 10 %(v/v) do para o (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03 e (d) CP04, com setas em amarelo evidenciando pontos de ataque corrosivo dentro do grão da ferrita e setas vermelhas indicando ataque no contorno dos grãos.....	60
Figura 25 - Micrografias eletrônicas por varredura após ataque eletrolítico dos CPs com ácido oxálico 10 %(v/v) do para o (a) CP05 e (b) CP06 com setas em amarelo evidenciando pontos de ataque corrosivo dentro do grão da ferrita e setas vermelhas indicando ataque no contorno dos grãos.....	61
Figura 26 - Superfície do MB LDX 2101 soldado após ataque metalográfico com reagente Behara realizado na seção transversal evidenciando a transição do MB, ZTA e ZF para os (a-b) CP01, (c-d) CP02 e (e-f) CP03.....	62
Figura 27 - Superfície do aço duplex 2101 soldado após ataque metalográfico com reagente Behara realizado na seção transversal evidenciando a transição do MB, ZTA e ZF para os (a-b) CP04, (c-d) CP05 e (e-f) CP06.....	63
Figura 28 - Micrografias óticas após ataque com o reagente Behara do (a) CP01 com destaque para a linha entre o primeiro e segundo passe e (b) CP02 com destaque para a região da ZTA.....	64
Figura 29 - Micrografias óticas após ataca com reagente behara evidenciando (a) a mistura entre o MB LDX 2101 e o ER2209 do CP05 e (b) o grão da fase austenita preservada em torno da fase ferrita no CP04.....	64
Figura 30 - Seção transversal do aço duplex 2101 (LDX 210) após ataque metalográfico com reagente Behara. (a) Imagem obtida com luz polarizada e (b) imagem tratada por ImageJ.....	65
Figura 31 - Secção transversal da ZTA do aço duplex 2101 após ataque metalográfico com reagente Behara para os (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3.....	66
Figura 32 - Seção transversal da ZTA do aço duplex 2101 após ataque metalográfico com reagente Behara para os (a) CP4, (b) CP5 e (c) CP6.....	67
Figura 33 - Média e desvio padrão da porcentagem da fase γ presente no MB LDX 2101 e na ZTA para os 6 CPs investigados.....	68
Figura 34 - Média e desvio padrão da porcentagem da fase γ presente na ZF para os 6 CPs investigados.....	68

Figura 35 - Média da extensão da ZTA na parte inferior dos CPs soldados, conforme ilustração da Figura 17 (b), comparando os valores de aportes térmicos e velocidade de soldagem referente ao primeiro passe. Parâmetros de soldagem apresentados na Tabela 2.	69
Figura 36 - Análise microestrutural por EBSD do MB LDX 2101 (a) IPF CCC; (b) IPF CFC; (c) mapa de fases; (d) IPF e ODF CCC; e (e) IPF e ODF CFC.....	70
Figura 37 - Análise microestrutural por EBSD da região soldada do LDX 2101 para a condição do CP01. (a) Região da ZTA; (b) Região da ZF; (c) fases ferrita e austenita. A numeração denota o tipo de mapa, 1: IPF CCC, 2: IPF CFC, e 3: mapa de fases.	71
Figura 38 - Análise microestrutural por EBSD da região soldada do LDX 2101 para a condição do CP03. (a) Região da ZTA; (b) Região da ZF; (c) fases ferrita e austenita. A numeração denota o tipo de mapa, 1: IPF CCC, 2: IPF CFC, e 3: mapa de fases.	72
Figura 39 - Análise microestrutural por EBSD da região soldada do LDX 2101 para a condição do CP04. (a) Região da ZTA; (b) Região da ZF. A numeração denota o tipo de mapa, 1: IPF CCC, 2: IPF CFC, e 3: mapa de fases.....	73
Figura 40 - Análise IPF e ODF da região soldada do LDX2101 para as três condições estudadas. (a) Região da ZTA e (b) Região da ZF do CP01; (c) Região da ZTA e (d) Região da ZF do CP03; (e) Região da ZTA e (f) Região da ZF do CP04. A numeração denota o tipo de mapa. 1: IPF e ODF estrutura CCC, 2: IPF e ODF estrutura CFC.....	75
Figura 41 - (a) MEV indicando a interface da ZTA e da ZF próximo ao furo na amostra de MET, (b) região analisada por EDS em mapa para os diferentes elementos (c) Cu, (d) Cr, (e) Mn, (f) Fe e (g) Ni.....	78
Figura 42 - MET da região da ZTA na seção do LDX 2101 soldado (a), (b) e (c) interface entre grãos, (d) ampliação do contorno de grão com precipitados, (e) concentração de linhas de discordâncias no contorno de grão, (f), (g) e (g) precipitados no contorno de grão.	79
Figura 43 - (a) MET da região da ZTA na seção do LDX 2101 soldado com indicação dos pontos de análises por EDS, (b) espectro do precipitado indicado em (a), (c) espectro do ponto 1, (d) espectro do ponto 2, (e) espectro do ponto 3 e (f) espectro do ponto 4. Intensidade do Cr indicado pela seta vermelha.....	80
Figura 44 - (a) Area de difração selecionada SAD, (b) e (c) pontos de difração da fase analisada	81
Figura 45 - Mapas de microdureza Vickers ao longo da seção transversal com indicação do MB, ZTA e ZF para (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03, (d) CP04, (e) CP05 e (f) CP06.	82
Figura 46 - Micrografias da indentação para medidas de dureza nas fases (a) ferrita - α e (b) austenita - γ	83
Figura 47 - Comparação da média e desvio dos valores de microdureza das fases ferrita - α e austenita - γ para o MB LDX 2101 e para a ZTA próximo a raiz da solda dos 6 CPs estudados.	84
Figura 48 - Comparação da média e desvio dos valores de microdureza das fases ferrita - α e austenita - γ para o MB LDX 2101 e para a ZF (ER2209) dos 6 CPs estudados.....	84
Figura 49 - Curva DL-EPR para o MB LDX 2101 em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$, em que são identificadas a densidade de corrente de reativação (i_r) e a densidade de corrente de ativação (i_a).	85

Figura 50 - Micrografias obtidas por MEV do (a) MB após os ensaios DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ e (b) ampliação da região destacada em (a).	86
Figura 51 - Curvas DL-EPR para as posições (a) 01, (b) 03, (c) 04 e (d) 07 nos diferentes CPs, em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$	87
Figura 52 - Micrografias obtidas por MO após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ (a) posições 01, 02, 07 e (b) 03 da célula eletroquímica.....	88
Figura 53: Média e desvio dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ para (a) posição 01 e (b) posição 05; (c) ilustração da seção transversal da solda indicando as posições 01 e 05, referente à posição da célula durante o ensaio DL-EPR.....	89
Figura 54 - Média e desvio dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ para as posições (a) 02, (b) 04 e (c) 07. 90	90
Figura 55 - ilustração da seção transversal da solda com a indicação das posições 02, 04 e 06 referentes à posição da célula durante o ensaio de DL-EPR.....	90
Figura 56 - Média dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ para todas as posições na linha da raiz da solda; (b) Ilustração da seção transversal da solda com a indicação de todas as posições na linha da raiz da solda referente à posição da célula durante o ensaio de DL-EPR.....	91
Figura 57 - MEV após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP01 (a) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (b) interface entre a ZTA e LF, (c) ampliação da região da LF de (b), (d) ataque corrosivo dentro da fase ferrita e no contorno dos grãos da austenita na região da ZTA.....	92
Figura 58 - MEV após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP02 (a) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (b) ampliação de (a) na região de interface entre a ZTA e LF indicado pela seta amarela, (c) LF inferior do lado direito (posição 04), (d) ataque corrosivo ao redor dos grão de austenita e na ferrita na região da ZTA.....	93
Figura 59 - Micrografias obtidas por MEV após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP03 (a) LF superior do lado esquerdo (posição 07), (b) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (c) ampliação da região da LF em (b) indicado pela seta em amarelo e (d) ataque corrosivo nos grãos de austenita na região da ZTA.	94
Figura 60 - Micrografias obtidas po MEV do CP04 após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ (a) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (b) ampliação da região correspondente ao quadrado em (a) com a interface LF/ZF indicada pela seta em amarelo, (c) ataque corrosivo no contorno das fase austenita-ferrita e na ferrita e (d) modo topo do MEV para identificar a profundidade do ataque corrosivo.....	95
Figura 61 - Micrografias obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP05 (a) LF inferior do lado esquerdo, (b) ampliação da região delimitada pelo quadrado hachurado em (a) mostrando a interface entre a LF e a ZD, indicada pela seta, (c) ZTA na região inferior e do lado direito e (d) ampliação do quadrado em (c) mostrando a ZTA com intenso ataque na fase ferrita e interface fase ferrita- austenita.	96
Figura 62 - Micrografias obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP06 (a) LF inferior do lado esquerdo, (b) ampliação da LF de (a) indicado pela seta em amarelo, (c) LF inferior do lado direito e (d) ampliação da LF de (c) evidenciando os grãos atacados na região da ZTA.	97

Figura 63 - Curvas de polarização para o MB 2101 obtidas após 05 minutos de medições de OCP em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl.	98
Figura 64 - Valores de E_{corr} para a ZF, inferior e superior, do metal de adição (ER2209) para todos os CPs estudados no eletrólito 3,5% (massa) de NaCl.	99
Figura 65 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP01 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.	100
Figura 66 - Micrografias obtidas por MEV do CP01 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo próximo da transição entre o MB e a ZTA no lado superior esquerdo (b) ampliação do ataque observado em (a), (c) ataques corrosivos na ZTA no lado inferior direito, (d) e (e) ampliação das regiões dentro dos quadrados hachurados em (c).	101
Figura 67 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP02 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.	102
Figura 68 - MEV do CP02 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo na LF inferior esquerdo, (b) e (c) ampliação da região atacada em (a).	102
Figura 69 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP02 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.	103
Figura 70 - Micrografias obtidas por MEV do CP03 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. Ataque corrosivo próximo da transição entre o MB para a ZTA (a) lado superior esquerdo, (b) ampliação do ataque observado em (a), (c) lado inferior esquerdo, (d) ampliação do ataque observado em (c), (e) lado inferior direito e (f) ampliação do ataque observado em (e).	104
Figura 71 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP04 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.	105
Figura 72 - Micrografias obtidas por MEV do CP04 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) lado superior esquerdo, ataque corrosivo na ZTA (b) lado inferior esquerdo, (c) lado inferior direito (d) ampliação do ataque observado em (b) e (e) ampliação do ataque observado em (c).	105
Figura 73 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP05 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.	106
Figura 74 - MEV do CP05 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo na ZTA superior esquerdo, (b) ampliação do ataque corrosivo em (a), (c) ataque corrosivo na ZTA inferior esquerdo, (d) ampliação do ataque corrosivo em (c), (e) ataque corrosivo na ZTA inferior direito.	107
Figura 75 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP06 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.	107
Figura 76 - Micrografias obtidas por MEV do CP06 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo na ZTA lado superior esquerdo, (b) e (c) ampliação das regiões com ataque corrosivo mostrado em (a), (d) ataque corrosivo na ZTA lado inferior direito e (e) ampliação do ataque em (d).	108
Figura 77 - Comparação dos valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para a a região inferior que inclui a interface entre ZF e ZTA (a) lado esquerdo e (b) lado direito da seção transversal dos CPs soldados em solução 3,5% (massa) de NaCl.	109

Figura 78 - Curvas de polarização anódica para o aço duplex 2101 obtidas após 05 minutos de medições de OCP em solução 5 g·L ⁻¹ de ácido cítrico, pH 2,4.....	110
Figura 79 - Curvas de polarização anódica para o aço duplex 2101 obtidas após 05 minutos de medições de OCP. Eletrólito: 05 g·L ⁻¹ de ácido cítrico + 0,5 mol·L ⁻¹ de NaCl, pH 2,2..	111
Figura 80 - Micrografias por MEV da superfície do (a) MB 2101 após ensaio de polarização em solução com ácido cítrico com cloreto; (b) ataque corrosivo preferencial na fase α ; (c) ampliação do ataque destacado em (b), com o detector no modo composição e (d) com o detector no modo topo.	112
Figura 81 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para o MB2101, ER2209 e para a LF na parte inferior de todos os CPs estudados. Eletrólito: 0,5 mol·L ⁻¹ de NaCl + 5 g·L ⁻¹ de ácido cítrico, pH 2,2.....	113
Figura 82 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para o MB2101, ER2209 e para a ZTA na parte inferior de todos os CPs estudados. Eletrólito: 0,5 mol·L ⁻¹ de NaCl + 5 g·L ⁻¹ de ácido cítrico, pH 2,2.	113
Figura 83 - Micrografias obtidas por MEV de regiões expostas ao eletrólito incluindo a interface entre o MB LDX 2101, a ZTA e a ZF dos (a) CP01 e (b) CP02 após ensaios de polarização em meio de ácido cítrico com cloreto.....	114
Figura 84 - Micrografias obtidas por MEV de regiões expostas ao eletrólito incluindo a interface entre o MB LDX 2101, a ZTA e a ZF dos (a) CP03 e (b) CP04 após ensaios de polarização em meio de ácido cítrico com cloreto.....	114
Figura 85 - Micrografias obtidas por MEV de regiões expostas ao eletrólito incluindo a interface entre o MB LDX 2101, a ZTA e a ZF dos (a) CP05 e (b) CP06 após ensaios de polarização em meio de ácido cítrico com cloreto.....	115

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% em peso) do aço LDSS 2101 e ER2209.	47
Tabela 2 - Parâmetros de soldagem do passe de raiz na GTAW-DF dos CPs.....	48
Tabela 3 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para MB 2101, obtidos das curvas de polarização em meio de NaCl 3,5 % (em massa).	98
Tabela 4 - Valores de E_{cor} , E_{pite} e ΔE para MB 2101, obtidos das curvas de polarização. Eletrólito: 05 g·L ⁻¹ de ácido cítrico + 0,5 mol·L ⁻¹ de NaCl, pH 2,2.....	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AID	Aço Inoxidável Duplex
χ	Chi
A	Corrente
ABINOX	Associação Brasileira do Aço inoxidável
AI	Aço Inoxidável
API	American Petroleum Institute
ASME	The American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CCC	Cúbica de corpo centrado
CE	Contra eletrodo
CECTM	Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais
CFC	Cúbica de face centrada
CNPEM	Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
CP	Corpo de prova
Cr	Cromo
DF	Dupla fusão
DL-EPR	Reativação potenciodinâmica de ciclo duplo
EBS	Electron backscatter diffraction
E_{corr}	Potencial de corrosão
EDS	Espectroscopia de raios X por dispersão em energia
E_{pite}	Potencial de pite
ER	Eletrodo de referência
ET	Eletrodo de trabalho
Fe	Ferro
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HV	Microdureza Vickers
ia	Corrente máxima de ativação
IPEN	Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares
IPF	Polo invertido
i_r	Corrente máxima de reativação
ISSF	International Satainless Steel Forum
LDSS	Lean duplex stain less
LDX	Lean duplex
LF	Linha de fusão

MA	Metal de adição
MB	Metal base
MET	Microscopia eletrônica de transmissão
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
mm/s	Milímetro por segundo
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscópio ótico
Ni	Níquel
N	Nitrogênio
OCP	Potencial de circuito aberto
ODF	Distribuição de orientação
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
RD	Direção de laminação
RD	Direção normal
SAD	Área de difração selecionada
TEM	procurar e trocar por MET
TIG	Tungsten Inert Gas
TTT	Transformação tempo temperatura
V	Tensão
v	Velocidade de deslocamento
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada
α	Ferrita
γ	Austenita
γ_2	Austenita secundária
ΔE	Variação de potencial
η	Fator de eficiência
σ	Sigma

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS	19
2.1	OBJETIVO GERAL	19
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
2.3	JUSTIFICATIVA	19
3	REVISÃO DA LITERATURA	23
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	23
3.1.1	DADOS HISTÓRICOS E ESTATÍSTICOS DO AÇO INOXIDÁVEL	25
3.1.2	AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX - AID	27
3.1.3	AÇO INOXIDÁVEL <i>LEAN DUPLEX</i> 2101 (LDX 2101)	29
3.1.4	EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO AID	32
3.1.5	PRECIPITAÇÃO DAS FASES NO AID	33
3.2	SOLDAGEM TIG OU GTAW	36
3.2.1	INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS E VARIÁVEIS DO PROCESSO DE SOLDAGEM	39
3.3	CORROSÃO EM JUNTAS SOLDADAS NOS AID	41
3.3.1	AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO EM AÇOS DUPLEX EM ÁREA REDUZIDA	43
3.3.2	MÉTODO DA GOTA SÉSSIL	44
3.4	EFEITO DO ÁCIDO CÍTRICO TÍPICO DA INDÚSTRIA ALIMENTÍCIA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO	45
4	MATERIAIS E MÉTODOS	47
4.1	MATERIAL	47
4.2	MÉTODOS	51
4.2.1	PREPARAÇÃO DA REGIÃO ESTUDADA	51
4.2.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	52
4.2.2.1	Ataque metalográfico	52
4.2.2.2	Microdureza Vickers	52
4.2.2.3	Observações microscópicas	53
4.2.3	ENSAIOS ELETROQUÍMICOS	53
4.3	FLUXOGRAMA	55
5	RESULTADOS	57
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	57
5.1.1	ATAQUE COM ÁCIDO OXÁLICO	57
5.1.2	ATAQUE QUÍMICO COM O REAGENTE BEHARA	61
5.1.3	EBSD	69
5.1.4	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO (MET)	77
5.2	MICRODUREZA VICKERS	81
5.2.1	MICRODUREZA VICKERS DA SEÇÃO TRANSVERSAL NO CORDÃO DE SOLDA	81
5.2.2	MICRODUREZA VICKERS DAS FASES FERRITA E AUSTENITA	83
5.3	ENSAIOS ELETROQUÍMICOS	85
5.3.1	DL-EPR	85

5.3.2	CURVAS DE POLARIZAÇÃO EM NaCl 3,5 % (EM MASSA).....	97
5.3.3	CURVAS DE POLARIZAÇÃO EM ÁCIDO CÍTRICO SEM E COM ADIÇÃO DE CLORETO...	110
6	<u>DISCUSSÃO</u>	<u>116</u>
7	<u>CONCLUSÕES</u>	<u>127</u>
	<u>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</u>	<u>130</u>
	<u>APÊNDICES.....</u>	<u>139</u>
	APÊNDICE A: ATAQUE ELETROLÍTICO COM ÁCIDO OXÁLICO 10 % (v/v)	139
	APÊNDICE B: ATAQUE METALOGRAFICO COM REAGENTE BEHARA.....	145
	<u>ANEXO I - RELATÓRIOS DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTES DE QUALIFICAÇÃO PARA OS CP ESTUDADOS.....</u>	<u>151</u>

1 INTRODUÇÃO

O aço inoxidável duplex (AID) é uma classe de aços que combina características dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. As duas principais fases dos AID são a ferrita (α) e a astenita (γ), presentes em proporções balanceadas (aproximadamente 50:50), resultando em uma microestrutura equilibrada com alta resistência mecânica e à corrosão (1–3). Os principais elementos de liga presentes no AID são cromo (Cr), níquel (Ni), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N). Os AID apresentam importância em diversos setores industriais (2,4–6), por exemplo, na construção de tanques assépticos para a indústria alimentícia.

Os tanques destinados ao armazenamento de produtos, especificamente na indústria suco-cítrica, devem atender a rigorosos requisitos de higiene e segurança, assegurando a qualidade final do produto. E a construção dos tanques envolve investimentos na ordem de milhões. Assim, a escolha dos materiais e dos procedimentos empregados na construção dos tanques se torna etapa crucial do projeto para que a vida útil seja compatível com o investimento inicial (7). Dessa forma, paradas não programadas devem ser evitadas, uma vez que, todas as etapas (redução na produção, tempo de espera para esvaziamento do tanque e execução do serviço de manutenção) envolvem perdas que são maximizadas em função do tempo de liberação do tanque. Além do mais, a corrosividade dos meios típicos da indústria suco-cítrica, cujo pH é ácido (entre 2 e 4), mais a presença de sais, levam a busca de materiais com elevada resistência à corrosão para a construção destes tanques. Portanto, a utilização de materiais de alto desempenho é requerida e o emprego dos AID na construção dos tanques de armazenamento é justificado.

Diversos tanques em funcionamento foram construídos com aços inoxidáveis austeníticos (304L e 306). Contudo, existe uma tendência de substituição pelos AID, os quais apresentam propriedades mecânicas superiores e, dependendo do aço, resistência à corrosão mais elevada quando comparados aos aços austeníticos (7–10). Uma opção para substituir os aços inoxidáveis austeníticos durante a construção dos tanques é o AID de baixa liga (LDSS - Lean duplex stain less steels). Isto se deve ao baixo custo quando comparado com AID convencionais, decorrentes da menor adição de elementos de liga como Ni e Mo em sua composição e por apresentarem propriedades superiores, possibilitando o aumento de vida útil do equipamento,

economia nos custos de manutenção e economia com paradas não programadas (11–13). O baixo teor de Ni na composição é compensada por uma maior quantidade de manganês (Mn) e N. Esses elementos são considerados estabilizadores da fase gama, garantindo uma microestrutura equilibrada com quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita, característica dos aços duplex (1,14).

O processo convencional de união utilizado na confecção dos tanques é a soldagem, o qual modifica significativamente a microestrutura original do aço na região adjacente à junta soldada. A mudança microestrutural ocorre devido aos ciclos térmicos a que o metal é submetido. Microestruturas distintas do metal base (MB) são formadas, como a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF). O metal de adição (MA), muitas vezes de composição diferente do MB, possui microestrutura diferente da observada no MB e na ZTA. Além das mudanças microestruturais, dependendo dos parâmetros de soldagem empregados, pode ocorrer precipitação de fases deletérias, as quais são responsáveis pela fragilização do aço e redução da resistência à corrosão (8,15,16). Com isso, a escolha dos parâmetros de soldagem deve ser realizada de forma criteriosa, a fim de preservar as propriedades do AID.

Durante o processo de soldagem, o aporte térmico e a taxa de resfriamento são considerados parâmetros importantes. Se o resfriamento ocorrer muito lentamente, os grãos crescem de maneira excessiva levando, assim, à formação de fases intermetálicas. Já se o resfriamento ocorrer muito rapidamente, pode gerar desbalanceamento das fases com predominância da ferrita, reduzindo a tenacidade e a resistência à corrosão da junta soldada (17). A resistência à corrosão é afetada, pois a solubilidade do N na ferrita aumenta com as altas temperaturas atingidas durante a soldagem, e com o resfriamento rápido, quando a solubilidade cai, ocorre formação de precipitados de nitreto de cromo e esgotamento de cromo em solução sólida. Uma quantidade limitada de nitretos de cromo não afeta de forma significativa as propriedades da solda, a menos que estejam localizados nos grãos próximos à superfície. Em processos de soldagem com aporte térmico elevado, pode ocorrer a precipitação de outras fases intermetálicas, por exemplo, a austenita secundária (γ_2). Como essa fase tem baixo teor de Cr, Mo e N, faz com que a resistência à corrosão por pite seja inferior à da matriz circundante.

Os parâmetros de soldagem afetam diretamente as características dos AID e, conseqüentemente, sua resistência mecânica e à corrosão. Mesmo afetando as características dos AID, a soldagem é amplamente adotada para unir esses materiais.

Derivações dos processos tradicionais são estudados para minimizar os efeitos causados pelo aquecimento, como o processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) dupla-fusão (DF). Os materiais soldados pelo processo GTAW, que utiliza a técnica de soldagem denominada dupla-fusão para executar o passe de raiz (chamada de GTAW-DF neste trabalho), é realizado por dois soldadores; pelo lado do chanfro, tem-se o soldador do arco principal, responsável por adicionar o MA; e, pelo lado da raiz, o soldador do arco auxiliar (7), responsável por refundir o material depositado pelo soldador principal. As principais vantagens dessa técnica são: redução do tempo de soldagem, menor deformação das chapas ao aplicar um único ciclo térmico, melhor acabamento do passe de raiz e maior possibilidade de aumentar a penetração de soldagem em passe único (18). A escolha da soldagem GTAW-DF foi motivada pela falta de publicação técnico-científica sobre este tema e, também, pela ausência de critérios nos principais códigos de projeto, como ASME e API 650 (19), usados para qualificar procedimentos de soldagem de materiais que serão expostos a meios corrosivos; atribuindo apenas requisitos relativos às propriedades mecânicas.

Neste trabalho, os parâmetros de soldagem GTAW-DF usados para construção de tanques com aço LDX 2101 foram avaliados sob o requisito de resistência à corrosão. Seis corpos de prova (CP) foram fornecidos soldados, utilizando como MB o LDX 2101, e, como eletrodo de adição, o ER2209. Diferentes parâmetros de soldagem foram empregados para cada CP, que foram investigados através de técnicas eletroquímicas associadas à caracterização microestrutural. Os testes eletroquímicos realizados foram o método eletroquímico de reativação potenciodinâmica de ciclo duplo (DL-EPR), e a polarização anódica com o método da gota séssil, em alta concentração de cloreto e em meio simulando o ambiente da indústria suco-cítrica, buscando efetiva contribuição, tanto para o conhecimento científico, quanto para o setor industrial.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Investigar o desempenho em meio corrosivo do aço *lean* duplex 2101 e das juntas soldadas pelo processo GTAW com passe de raiz pelo método dupla-fusão (DF), tipicamente aplicado na construção de tanques para indústria suco-cítrica.

2.2 Objetivos específicos

Para desenvolvimento desta tese foram determinados os seguintes objetivos específicos:

- Caracterizar a microestrutura do aço duplex 2101 nas regiões afetadas pela soldagem GTAW-DF;
- Analisar a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura, dureza e resistência à corrosão do material;
- Investigar o efeito do acoplamento galvânico entre o metal base (aço duplex 2101) e o metal de adição (ER2209) usado no processo de soldagem.

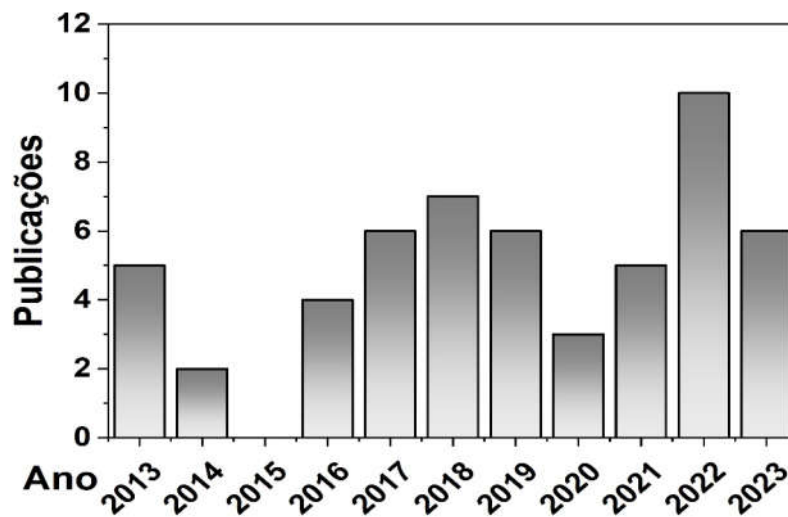
2.3 Justificativa

Foi realizado um levantamento dos artigos científicos publicados nos últimos dez anos pela *Web of Science* utilizando as palavras chaves “**2101**”, “**duplex**” e “**corrosion**”. O resultado trouxe 48 artigos publicados. Junto a essa pesquisa foram adicionados os trabalhos de um novo levantamento contendo o método da gota séssil; para isso foi necessário excluir “**2101**” e adicionar “**Syringe Droplet Cell**”. Trazendo como resultado 06 artigos publicados. Totalizando 54 artigos científicos na última década.

Na Figura 1 é apresentado o número de publicações ao longo da última década. O ano com mais publicações foi 2022 (10 artigos). Entretanto, foi observado que em 2015 nenhuma publicação foi realizada contendo o conjunto de palavras-chaves definidos para busca. Após 2015 houve uma crescente até 2018, totalizando 17

trabalhos entre os anos de 2016 e 2018. Até o 3º trimestre de 2023 foram realizadas 06 publicações.

Figura 1 - Número de publicações de artigos científicos na última década. Pesquisa realizada pela Web of Science contendo as palavras-chaves: “2101”, “duplex”, “corrosion” e syring droplet cell”.



Fonte: autora da tese, adaptado de *Web of Science* (2023).

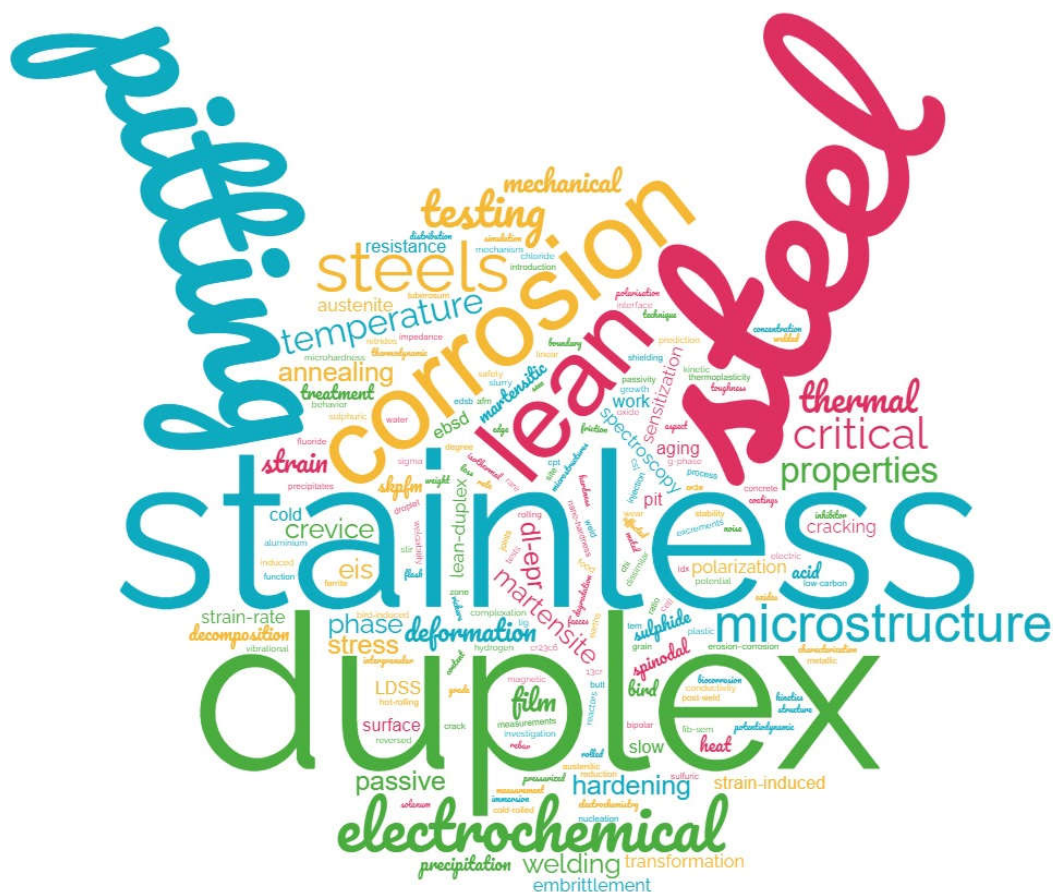
Na Figura 2 é apresentado uma nuvem de palavras montada através das palavras chaves dos 54 artigos. Em destaque a palavra “*Stainless*” e “*duplex*” e “*steel*”, significando que tais palavras foram mais mencionadas. O tipo de corrosão mais citado nos trabalhos foi a corrosão por pite (*pitting*). Dos testes realizados, eletroquímicos e/ou imersão, foi observado que quase metade dos artigos (48 %) utilizaram como eletrólito o NaCl.

Pela nuvem de palavras também foi observado destaque para “*microstructure*”, “*temperature*” e “*annealing*”, uma vez que entre os trabalhos foi observado que 34 (64 %) realizaram tratamentos térmicos e/ou mecânicos. Além dos tratamentos o destaque da palavra “*microstructure*” pode ser atribuído aos 13 trabalhos (24 %) que realizaram a técnica de EBSD e 08 trabalhos com caracterização por TEM (15 %). Ao tratar-se de soldagem (“*welding*”), palavra com pouco destaque na nuvem, foram encontrados 10 trabalhos que estudaram o material 2101 soldado, sendo que 02 abordaram o processo de soldagem do *duplex* 2101 pelo método GTAW-DF.

Outra palavra em destaque foi “*electrochemical*”. Entre os testes eletroquímicos destacam-se: polarização (convencional e com a gota séssil), impedância e DL-EPR. Dos 54 artigos, 40 trabalhos aplicaram algumas das técnicas citadas acima, o que representa 74 % das publicações. Os demais artigos focaram em técnicas de

caracterização ou até mesmo em ensaios de imersão. Na Figura 3 é apresentado um gráfico contendo a distribuição das técnicas eletroquímicas.

Figura 2 - Nuvem de palavras com as palavras chaves apresentadas nos 53 artigos científicos publicados na última década.



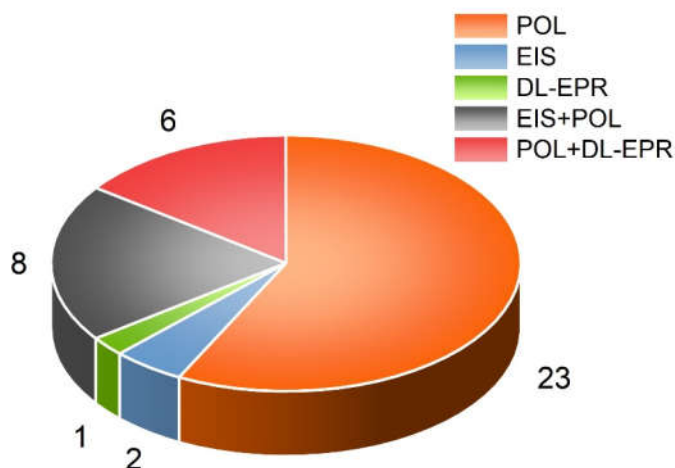
Fonte: autora da tese, adaptado de *Web of Science* (2023).

A técnica eletroquímica mais utilizada foi a polarização (contabilizando a técnica convencional e gota séssil), seja sozinha (23 artigos), em conjunto com os testes de DL-EPR (06 artigos) ou com impedância (08 artigos). Em relação aos testes de DL-EPR, empregados para verificar o grau de sensibilização nos aços inoxidáveis, foi observado que 07 trabalhos no total aplicaram tal técnica.

Com o levantamento dos artigos publicados na última década aplicando as principais palavras chaves que norteiam esta tese, foram encontrados dois trabalhos que investigaram a influência dos parâmetros de soldagem utilizando o processo GTAW-DF no aço inoxidável 2101. Entretanto, não foram encontrados trabalhos que investigassem a influência dos parâmetros de soldagem na resistência à corrosão de

todas as regiões afetadas aplicando o método da gota séssil (Syringe Droplet Cell), simulando o ambiente industrial, junto com as técnicas eletroquímicas convencionais.

Figura 3 - Gráfico contendo as principais técnicas eletroquímicas utilizados nos 54 artigos científicos publicados na última década.



Fonte: autor da tese, adaptado de *Web of Science* (2023).

Sendo assim, esta pesquisa contribuirá com a investigação dos parâmetros de soldagem do processo GTAW-DF no aço *duplex* 2101, através de estudos da resistência à corrosão por métodos eletroquímicos convencionais e pelo método da gota séssil.

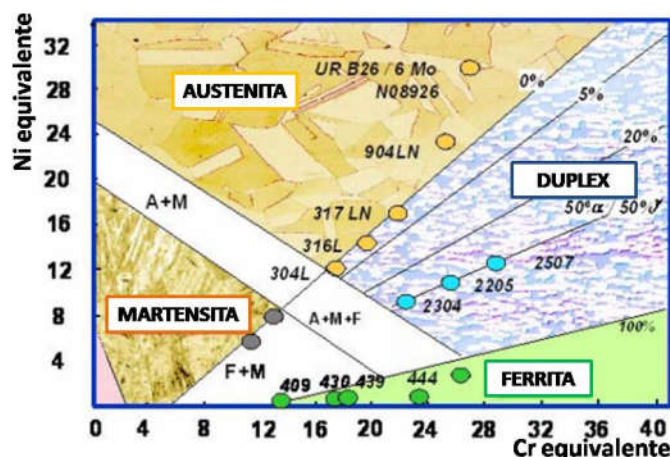
3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Aços inoxidáveis

Os aços que apresentam teores de Cr superiores a 12 % são designados como aços inoxidáveis (AI). Esse tipo de aço tem destaque em aplicações de engenharia devido a sua alta resistência à corrosão que está associada a formação de uma camada de óxido misto na superfície, protegendo a matriz do meio corrosivo (1,20,21). As primeiras composições dos aços inoxidáveis foram desenvolvidas no começo do século XX, pelo inglês Harry Brearley em Sheffield para pesquisas na indústria de armamentos (22,23) . E desde então, estudos vêm sendo desenvolvidos para investigar o efeito dos elementos de liga na microestrutura e nas propriedades dos aços inoxidáveis.

A microestrutura tem efeito significativo nas propriedades mecânicas, e, por esta razão, os aços inoxidáveis são classificados de acordo com sua microestrutura à temperatura ambiente. Na Figura 4 é apresentado o diagrama de Schaeffler para as ligas de aço inoxidável. Pelo diagrama de *Schaeffler* é possível obter informações sobre a microestrutura em função da porcentagem em massa dos elementos estabilizadores da ferrita (cálculo do Cr equivalente) e dos elementos estabilizadores da austenita (cálculo do Ni equivalente).

Figura 4 - Diagrama de *Schaeffler* para as ligas de aço inoxidável evidenciando as diferentes microestruturas.



Fonte: Adaptado de Charles J., 2007 (24)

No diagrama de *Schaeffler* para as ligas de Al é observado a identificação de 4 tipos de microestruturas, porém os aços inoxidáveis podem ser agrupados em 5 categorias: martensíticos; ferríticos, austeníticos; endurecíveis por precipitação; e ferríticos-austeníticos (duplex) (1,14). Os AID, classe que o material dessa tese pertence, serão explorados mais adiante.

Martensíticos: os aços martensíticos correspondem a ligas de Fe-Cr (11-18 %). São magnéticos e possuem teor de carbono (C) geralmente acima de 0,1 %. O mais comum é o AISI 410. São austenitizados a temperaturas elevadas (925-1070) °C, o que causa a dissolução dos carbonetos e obtenção da austenita uniforme. Dentro dessa classificação há os supermartensíticos, com teores de C abaixo de 0,1 %, que são endurecidos por tratamento térmico de têmpera.

Ferríticos: ligas de Fe-Cr com teores de Cr mais elevados do que os martensíticos. A estrutura dessas ligas é essencialmente ferrítica em toda faixa de temperatura. Mais comuns são os aços AISI 405, 430, 430F, 446 e 502. Não são endurecidos por tratamento térmico de têmpera.

Austeníticos: ligas de Fe com teor de Cr entre 16 e 30 % e Ni entre 8 e 35 %, e teor de C geralmente inferior a 0,08 %. Possuem características não magnéticas e a microestrutura austenítica é obtida direto do processo de solidificação ou após tratamento térmico. Destacam-se os aços AISI 301, 302, 304, 304L, 316 e 316L.

Endurecíveis por precipitação: Ligas Fe com teor de Cr entre 12 e 17 %, Ni entre 4 e 8 % e Mo até 2 %. Endurecimento da martensita de baixo carbono ocorre pela precipitação de compostos intermetálicos. Esses tipos de aços podem ser classificados em três famílias: martensíticos, austeníticos e semi-austeníticos.

Ferríticos-austeníticos (duplex): ligas Fe com teor de Cr entre 18 e 27 %, Ni entre 4 e 7 %; Mo 1-4 %. Possuem microestruturas com proporção de fases austenítica e ferrítica aproximadamente iguais. São caracterizados por possuir características dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, tais como, resistência mecânica, boa tenacidade e resistência à corrosão.

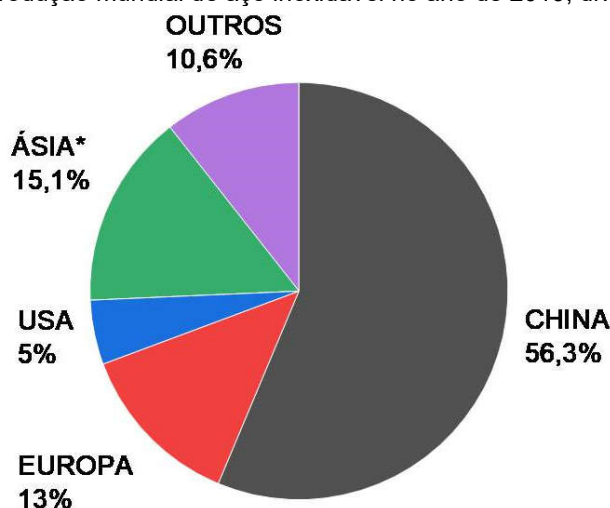
O balanço das fases na microestrutura originada pela variação nas composições dos aços inoxidáveis, possibilita a aplicação destes em diversos segmentos da engenharia. Segmentos estes que necessitam de materiais com maior resistência à corrosão quando comparados com os aços convencionais. Por esse motivo, desde a sua descoberta, a utilização dos aços inoxidáveis teve significativa influência na economia mundial.

3.1.1 Dados históricos e estatísticos do aço inoxidável

De acordo com a Associação Brasileira do Aço inoxidável (ABINOX) (25), a história do aço inoxidável no Brasil teve seu início na década de 40 com a Companhia Aços Especiais de Itabira, no estado de Minas Gerais (*Acesita*). Os fundadores tinham o objetivo de construir uma usina de aços especiais autossuficiente em matérias primas e energia. Porém, foi apenas em 1965 que a produção de aço inoxidável se iniciou. No ano de 1988 o processo de privatização da Acesita começou e em 1992 foi criado o Núcleo de Desenvolvimento Técnico do Aço inoxidável. A pós um ano a capacidade de produção do aço inoxidável atingiu 120 mil toneladas. Em 2007 a Acesita passou a se chamar ArcelorMittal Inox do Brasil, ocorrendo o lançamento mundial da marca. Em 2011, o desmembramento dos segmentos de aço inox do grupo Arcelor levou a alteração do nome para Aperam South America, cujo foco era o segmento de aço inoxidáveis e especiais. Hoje em dia a Aperam South America é a principal produtora de aço inoxidável do Brasil.

A produção mundial de aços inoxidáveis vem apresentando crescimento devido a fatores como desenvolvimento e redução de custo durante a produção e a inúmeras aplicações desse material em diversos setores. Na Figura 5 é apresentada a produção mundial de aço inoxidável no ano de 2019, dividida por regiões. Somente a China foi responsável por mais de 50% da produção mundial. Segundo o *International Stainless Steel Forum* (ISSF), a produção no ano de 2019 foi de 52,2 milhões de toneladas. Em 2022, foram produzidos 55 milhões de toneladas de aço inoxidáveis de acordo com *Worldstainless*, e a previsão é de um investimento de US\$ 8 bilhões no segmento, para suprir o aumento da demanda até 2025 (26,27).

Figura 5 - Produção mundial de aço inoxidável no ano de 2019, dividida por regiões.

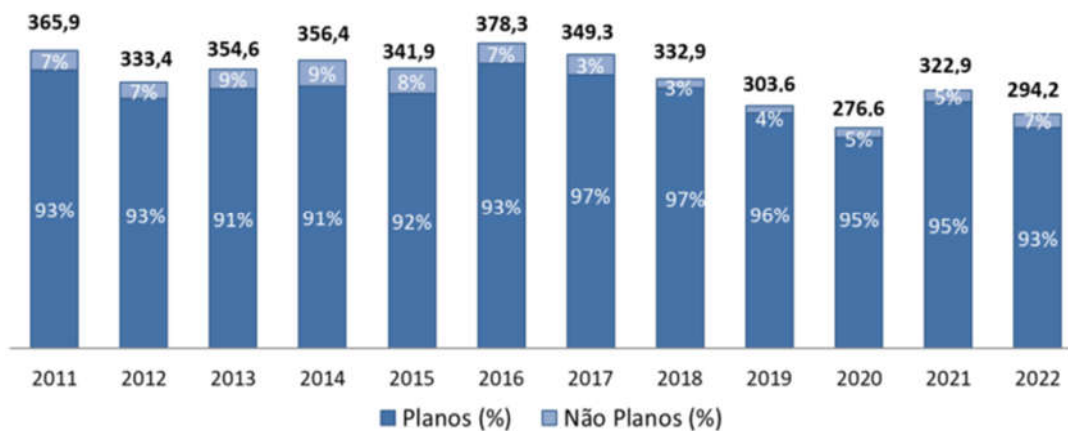


*sem China e Coréia

Fonte: Adaptado de *Stainless Steel in Figures*, ISSF (2020) (27)

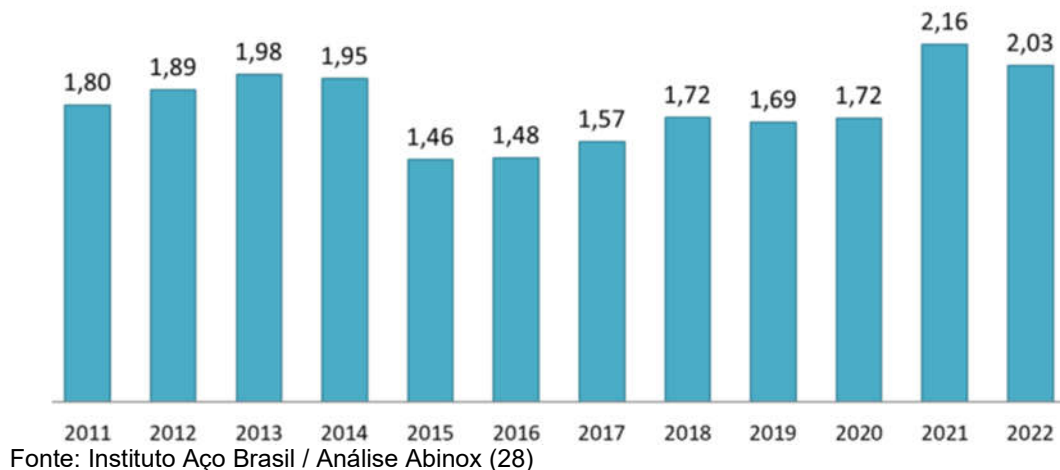
A produção mundial de aço inoxidável emprega, direta ou indiretamente, 300 mil pessoas. E, desde 1970, tem ocorrido um aumento médio de 6 % na produção por ano (27). No Brasil, de acordo ABINOX (28), em 2022 a produção nacional de aço inoxidável foi próxima de 294 mil toneladas, conforme indicado no gráfico da Figura 6. É possível observar uma produção estável desde 2011 até 2022. Foi observado queda na produção no ano de 2020 devido a pandemia de COVID-19. Em relação ao consumo per capita, Figura 7, o Brasil na última década ficou abaixo dos 2 Kg por habitante, o que é considerado baixo para os países em desenvolvimento.

Figura 6 - Gráfico da produção brasileira de aço inoxidável desde 2011- t x 1000



Fonte: Instituto Aço Brasil / Análise Abinox (28)

Figura 7 - Gráfico do consumo aparente per capita de aço inoxidável no Brasil (planos + não planos) a partir de 2011 em Kg/habitante



A diversidade de aplicação dos aços inoxidáveis justifica sua importância econômica nacional e mundial. Esta diversidade de produtos é possível pelos diferentes tipos de aços inoxidáveis produzidos através da variação de seus elementos de liga, o que influencia as características e propriedades do aço.

3.1.2 Aços inoxidáveis duplex - AID

Os AID vêm ganhando aceitação nos diversos setores industriais, como na área de petróleo e gás, farmacêutica, automobilística, alimentícia, entre outros. Isso ocorre devido a sua microestrutura balanceada entre ferrita e austenita; o que garante a esses tipos de materiais a combinação de resistência mecânica, tenacidade e excelente resistência à corrosão (20,24,29,30).

Os AID podem ser classificados como: *baixa liga*, considerados os AID econômicos, pois possuem menores teores de elementos de ligas, sem molibdênio na composição. Podem ser uma opção para os aços inoxidáveis austeníticos, como o AISI 304L e AISI 316L; *média liga*, possuem resistência a corrosão intermediária entre os aços inoxidáveis austeníticos, superausteníticos e os superduplex, são os mais utilizados encontrando campo de aplicação em vários segmentos industriais, destacando-se no papel e celulose, química e petroquímica; *alta liga*: conhecidos como superduplex, os quais apresentam alta resistência a corrosão por pite,

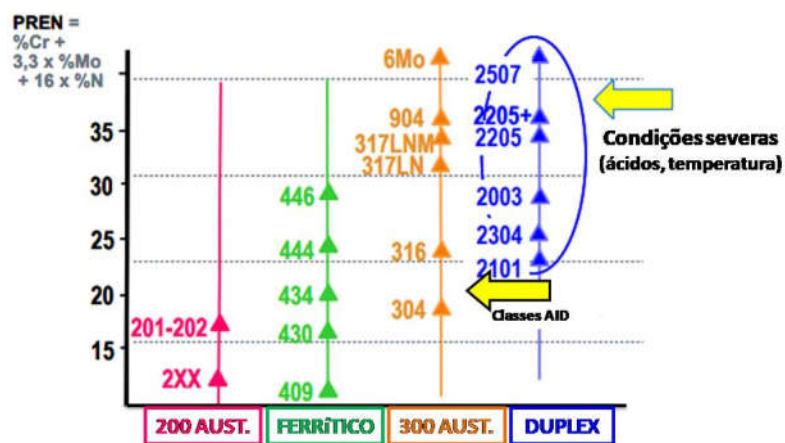
comparável aos superausteníticos. Contêm 5 a 6 % de molibdênio sendo aplicados em ambientes com altas concentrações de cloreto (21,31).

Como a microestrutura é dependente tanto da composição quanto do tratamento térmico realizado, os efeitos dos elementos de liga devem ser considerados. Uma outra forma de classificar os AID é em função de sua resistência à corrosão por pites baseado em sua composição química. Esta usa o *Pitting Resistance Equivalent Number (PREN)* (32,33). O PREN é calculado de acordo com as concentrações de Cr, Mo e N, como apresentado na fórmula a seguir:

$$\text{PREN} = (\%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N) \quad [1]$$

Na Figura 8 é apresentada a classificação dos aços inoxidáveis de acordo com o valor do seu PREN. Pode-se observar que a classe duplex é a que apresenta maiores valores de PREN, juntamente com os aços austeníticos, do que sugere maior resistência a corrosão por pite destas duas classes quando comparadas com as demais classes.

Figura 8 - Ranking PREN e famílias de aços inoxidáveis



Fonte: Adaptado de Charles J., (2007) (24)

Em relação a sua resistência à corrosão quando comparado aos inoxidáveis austeníticos e ferríticos, o AID é mais resistente à corrosão intergranular do que o austeníticos, pois como ocorre a combinação das fases ferrita-austenita, a fase ferrita permite a precipitação dos carbonetos de cromo sem o esgotamento do cromo nos contornos de grão. Já quando comparado aos ferríticos, os AID apresentam alta

solubilidade e lenta difusão do hidrogênio na austenita, tornando-os mais resistentes do que os ferríticos (34).

A alta resistência à corrosão dos AID também pode ser associada ao tipo de óxido que se forma na superfície do material. Os óxidos são constituídos por nanocristais, hidróxidos de Cr e Fe e óxidos mistos (21). A espessura, estrutura e composição do óxido nos AID depende tanto da composição da liga quanto das condições de formação. Outras características que também influenciam na formação do óxido são tratamento térmico, deformações mecânicas, a presença de hidrogênio, bem como a temperatura e o pH do meio que o material está exposto.

Os AID são aplicados em diversos componentes da indústria petroquímica, nuclear, papel e alimentícia (2,4–6). Nos últimos anos, a flutuação no custo dos elementos de liga, tais como Ni e Mo, levou ao desenvolvimento por ligas com menores teores desses elementos, classificadas como aços inoxidáveis *Lean Duplex*. A adição de Mn e N, contribui para o equilíbrio entre as fases ferrita/austenita, tornando o material mais viável economicamente.

3.1.3 Aço inoxidável *lean duplex* 2101 (LDX 2101)

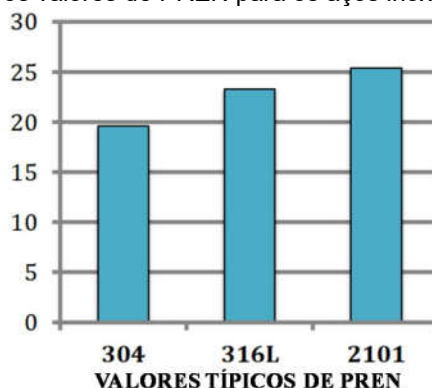
Devido à crescente demanda em aplicações dos AID, o foco de desenvolvimento tem sido nos aços inoxidáveis *lean duplex*. A designação para o aço inoxidável *lean duplex* 2101 ocorre de acordo com a norma empregada, por exemplo, UNS S32101, ASTM A240, ENS 14162, SAF2101. Para efeito deste trabalho, o aço usado será identificado como LDX 2101.

Esses tipos de aços possuem composição química com Cr entre 20 % e 24 %, Ni entre 1 % e 5 %, Mo entre 0,1 % e 0,3 %, e N entre 0,1 % e 0,22 %. A adição de Mn (até 5 %) e N (próximo de 0,2 %), garantem o equilíbrio entre as fases ferrita e austenita, pois por ser um elemento gamagênico, o Mn aumenta a solubilidade do N na austenita. Há uma pequena diferença na partição do Cr entre as fases ferrita e austenita no aço LDX 2101. Esse tipo de aço apresenta uma distribuição de Cr mais uniforme, enquanto outros tipos de aço duplex com alto teor de Ni apresentam maior concentração de Cr na ferrita e de Ni na austenita. Nos aços com maior teor de Ni, a distribuição de fases muda e o Cr fica mais concentrado na fase ferrita (3). Com a

composição química balanceada em Cr, Mn e N, esse tipo de aço apresenta boa resistência à corrosão localizada, corrosão sob tensão e em frestas (30).

O LDX 2101 apresenta PREN inferior a 25, e próximo ao dos aços inoxidáveis austeníticos 316L, Figura 9, o que pode sugerir resistência à corrosão por pite semelhante. Devido ao baixo teor de Mo, os *lean duplex* apresentam melhores desempenhos em ambientes ácidos oxidantes quando comparados com os aços inoxidáveis duplex e superduplex (30,35).

Figura 9 - Gráfico com os valores de PREN para os aços inoxidáveis 304, 316L e 2101



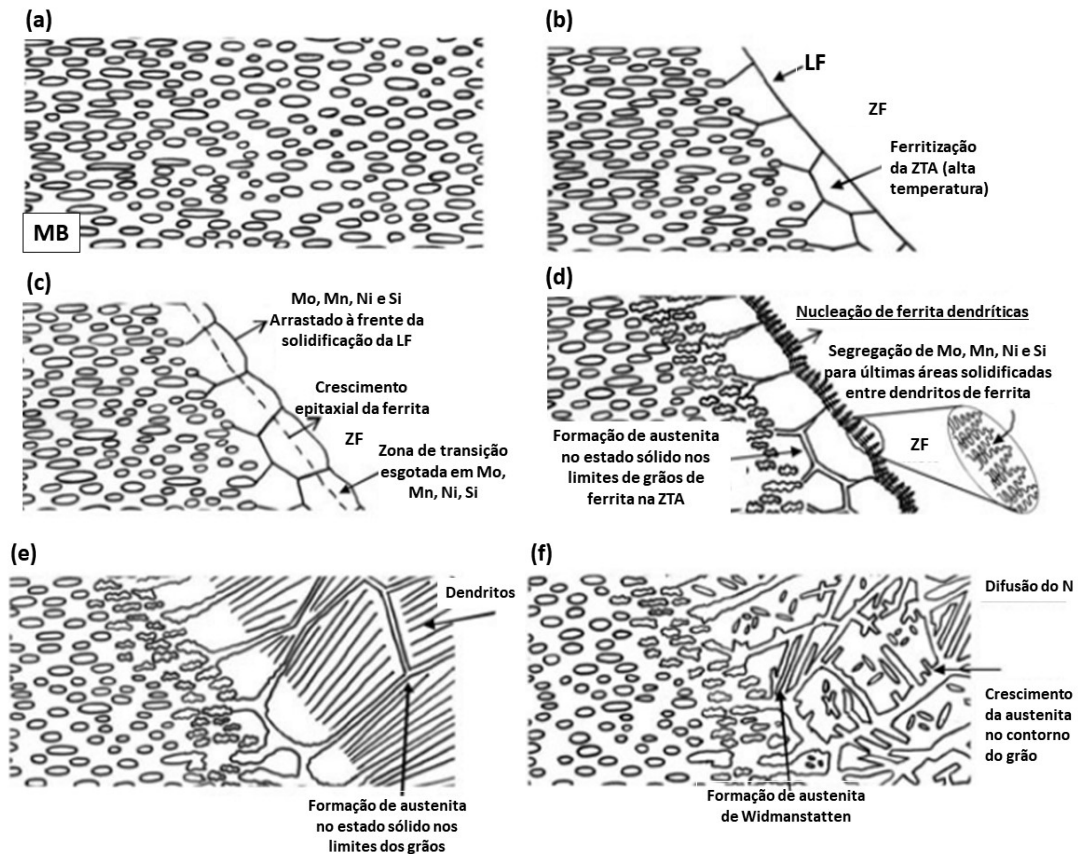
Fonte: Adaptado de JSL (36)

As principais aplicações são em peças que necessitam de resistência à corrosão melhor do que 304L. É ideal para ser aplicado na produção de tanques que necessitam de resistência à corrosão e mecânica, durabilidade, e baixo custo a longo prazo, por exemplo, em tanques de óleos, vinho, água potável e de esgoto, etanol, suco de fruta e biodiesel. Os LDX 2101 apresentam boa soldabilidade. Entretanto, devido ao risco de fragilização, não deve ser utilizado em temperaturas acima de 250 °C (30).

No processo de soldagem, o aço LDX 2101 apresenta menor segregação de elementos metálicos e melhor equilíbrio na formação da fase austenita em comparação com outros tipos de aços duplex. A adição de nitrogênio, durante o processo de soldagem TIG, pode contribuir para neutralizar a perda desse elemento no material, e, assim, contribuir para o equilíbrio entre as fases (3). Mesmo apresentando menor segregação, a soldagem altera de forma significativa a microestrutura e composição das regiões afetadas pelo processo de união. E a distribuição dos elementos nessas regiões interferem na resistência mecânica e à corrosão do LDX 2101. Na Figura 10 (a-f) é apresentado o princípio de solidificação

de forma dendrítica e formação de austenita durante o processo de soldagem do aço LDX 2101 (3).

Figura 10 - Princípio da solidificação dendrítica e formação de austenita na solda do aço LDX 2101.



Fonte: adaptado de Westin e Hertzman (3)

A solidificação da ferrita ocorre por meio de crescimento epitaxial e planar, com o Cr e Fe em solução, enquanto os demais elementos são empurrados para a frente da linha de solidificação, na interface sólido-líquido. Com o aumento do super-resfriamento constitucional, o crescimento planar continua. A medida que o crescimento celular e a taxa de crescimento S-L fica elevada, se torna instável favorecendo outro tipo de crescimento, como celular e dendrítico. O enriquecimento dos elementos na ZF adjacente à região próxima à linha de solidificação persiste e, a partir desse estágio, a solidificação continua como crescimento dendrítico colunar, ou seja, formam-se grãos alongados tendo uma orientação preferencial. O Cr se distribui de maneira uniforme no metal de solda, com maior concentração na ferrita, enquanto os demais elementos (Mn, Mo, Ni e Si) são concentrados na área interdendrítica. Já

o N tem alta taxa de difusão e auxilia na estabilização e formação da austenita nos contornos dos grãos de ferrita crescendo como austenita *Widmanstätten*, ou precipitando como nitretos de cromo nos grãos de ferrita.

3.1.4 Efeito dos elementos de liga no AID

Os AID são ligas cujos elementos principais são Fe e Cr e uma menor concentração de outros elementos. O Cr é o elemento de liga mais importante pois dá as principais características desse tipo de aço. Os elementos de liga adicionados aos AID têm o objetivo tanto de manter a relação das fases α/γ , quanto exercer papel primordial nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do material.

Entre os elementos tem-se os chamados elementos de liga ferritizantes, também conhecidos como elementos alfa-gênicos, cujo papel é favorecer a formação e estabilização da ferrita. E os elementos de liga austenitizantes, denominados gama-gênicos, são adicionados para favorecer a formação e estabilização da austenita. A seguir serão apresentados alguns dos principais elementos de liga empregados nos AID e as suas funções e características durante a formação da liga.

Cromo: responsável pela passivação da superfície dos aços inoxidáveis. É um elemento alfa-gênico e seu incremento aumenta a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. O Cr quando presente em solução sólida na matriz combina com o oxigênio presente no ar e forma a camada de óxido protetora. Pode ser adicionado até teores de 29 %, entretanto, próximo a esse limite afeta as propriedades mecânicas, soldabilidade e comportamento em altas temperaturas de operação quando o material é submetido a operação contínua. O aumento de teores de cromo leva à formação de intermetálicos ricos nesse elemento, especialmente a fase sigma (σ) (23,33,38,39).

Níquel: elemento gama-gênico, principal estabilizador da fase austenita. Pode ser encontrado em teores entre 8 e 10 %. Promove a repassivação do filme óxido, principalmente em ambientes redutores. Entretanto, diminui a resistência à corrosão sob tensão. Também tem influência no aumento da tenacidade, ductilidade e soldabilidade (23,40).

Molibdênio: juntamente com o Cr atua na estabilização da ferrita e do filme óxido em meios contendo cloreto. Aumenta a resistência à corrosão localizada e em frestas. Tem influência no aumento da resistência mecânica (23,33).

Carbono: é um elemento austenitizante elevando a resistência mecânica e ao desgaste. Entretanto, esse elemento é prejudicial aos AID, pois sua presença durante a têmpera, pode levar à formação de martensita. O C junto com o Cr forma carbonetos de cromo que são causadores do fenômeno conhecido como sensitização (39).

Nitrogênio: elemento que estabiliza a austenita e pode substituir o Ni, diminuindo o custo de produção do aço. Reduz a segregação do Cr e Mo na fase ferrita. Eleva a resistência mecânica e à corrosão localizada no material. A adição de N melhora a corrosão intergranular na zona termicamente afetada nos AID de baixo carbono quando submetidos a processos de soldagem (23,39).

Manganês: esse elemento vem sendo usado para substituir o Ni. Atua como estabilizador da fase austenita. É um dos elementos principais dos AID de baixa liga, conhecidos como família "*lean duplex*". Teores de 0,5 a 5 %, eleva a resistência à corrosão e ao desgaste. Baixos teores de Mn associados ao Ni elevam a resistência mecânica do material (41).

Os elementos de ligas nos AID dão as características específicas a cada tipo de AID, além de manter a relação entre a ferrita/austenita. Entretanto, a adição de elementos de liga associados a tratamentos térmicos durante o processo de fabricação, ou processos de soldagem, pode levar à precipitação de fases diferentes da ferrita e austenita (13). A precipitação dessas fases, muitas vezes indesejáveis, afeta as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos AID.

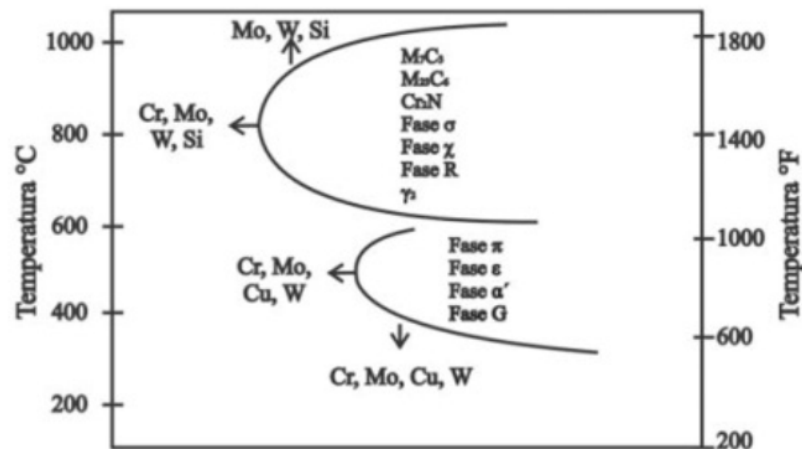
3.1.5 Precipitação das fases no AID

A combinação de propriedades dos AID é obtida pelo aumento dos teores de Cr e Mo e N em relação aos outros tipos de aços inoxidáveis. O Cr, o Mo e o N aumentam a resistência à corrosão do material. Além disso, o N atua como soluto intersticial, elevando a resistência mecânica. Essas alterações na composição

química também aumentam a estabilidade e precipitação de fases intermetálicas nos AID, e prejudica tanto a resistência mecânica quanto a resistência à corrosão (33).

Na Figura 11 é apresentado o diagrama TTT para um AID. O diagrama pode ser dividido em duas faixas; altas (600 – 1000) °C, onde ocorre a precipitação das principais fases, e temperaturas abaixo de 600 °C. Os AID quando submetidos aos tratamentos térmicos e/ou processos de soldagem tendem a formar fases intermetálicas indesejáveis, uma vez que, a precipitação dessas fases ocorre em uma larga faixa de temperatura (300 a 1000) °C. As fases mais conhecidas que precipitam após tratamentos térmicos ou processo de soldagem são: fase sigma (σ), fase Chi (χ), carbonetos, nitretos de cromo, austenita secundária (γ_2) e fase R (11,42,43).

Figura 11 - Precipitação de fases secundárias nos aços inoxidáveis duplex



Fonte: Adaptado de Charles J., (43)

Fase sigma (σ): Pode ser considerada umas das principais fases. Precipita na faixa de temperatura de 600 °C a 1000 °C. É uma fase intermetálica dura e frágil com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado rica em elementos como Cr e Mo. A precipitação da fase depende da composição dos AID; com baixos teores de elementos de liga, a faixa de precipitação da fase σ é mais baixa. Sua formação ocorre na ferrita ou na interface ferrita/austenita com uma morfologia celular, pois a ferrita é rica em elementos que formam a fase σ , como o Cr e Mo. A presença da fase sigma nos AID compromete tanto a resistência à corrosão quanto a tenacidade. Do ponto de vista da resistência à corrosão, durante a transformação da ferrita para austenita, a ferrita fica enriquecida em Cr e Mo, levando à formação da fase σ . As áreas em torno

ficam empobrecidas em Cr, com isso, ocorre a diminuição da resistência à corrosão (33,44).

Fase Chi (χ): a precipitação desta fase ocorre na faixa de temperatura de 700 °C a 900 °C. Tem estrutura cristalina cúbica. É frágil e tem influência tanto na resistência à corrosão quanto na tenacidade dos AID. É composta por $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ou $(\text{Fe,Ni})_{36}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$. Na maior parte das vezes a fase χ coexiste com a fase σ , porém em menores quantidades. É uma fase rica em Mo, com isso, sua formação deixa as regiões adjacentes empobrecidas desse elemento (33,45).

Carbonetos: os carbonetos podem aparecer no AID na forma de M_{23}C_6 , com temperatura de precipitação entre 950 °C e 1050 °C cuja estrutura cristalina é cúbica de face centrada, ou como M_7C_3 de estrutura ortorrômbica, que precipita em temperaturas abaixo de 950 °C, sendo a segunda composição mais frequente. Precipitam preferencialmente na interface ferrita/austenita. O crescimento dos carbonetos ocorre da interface para o interior da ferrita. Nos AID essas fases não são encontradas com facilidade, pois os AID tem baixos teores de carbono (45).

Nitretos de cromo (Cr_2N): devido ao aumento do teor de N nos novos AID esse tipo de precipitado torna-se importante. A precipitação ocorre na faixa de temperatura entre 700 °C e 900 °C. A maior concentração de nitrogênio é na austenita. Entretanto, a precipitação ocorre na ferrita, pois o processo de difusão é maior. Pode precipitar nos contornos de grão em formas de placas finas (46,47). A precipitação dos nitretos de cromo também pode acontecer durante o processo de resfriamento, a partir da temperatura de solubilização, pois ocorre a supersaturação de nitrogênio na ferrita, gerando precipitados inter e intragranulares (33).

Austenita secundária (γ_2): formada pela decomposição da ferrita após o aço ser submetido a tratamento térmico ou processo de soldagem. Ocorre em diferentes faixas de temperaturas; entre 700 °C e 900 °C é formada pela precipitação da fase sigma ($\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$), com zonas pobres em Cr e Mo, e ricas em Ni. Na faixa de 650 °C a 800 °C forma-se como precipitados de *Widmanstätten* em diferentes formatos. E em temperaturas abaixo de 650 °C precipita similar à transformação martensítica (33,46)

Fase R: precipita em menor quantidade entre 550 °C e 700 °C. Rica em Mo ocorre tanto intergranular quanto intragranularmente, e como as outras fases indesejáveis, afeta a resistência à corrosão por pite e diminui a tenacidade (33).

A presença das fases indesejáveis nos AID ocorre devido aos inúmeros elementos de liga que são adicionados para conferir ao material resistência mecânica e à corrosão. Além de garantir o equilíbrio entre microestrutura bifásica de ferrita e austenita (característica dos AID). Como visto, a precipitação ocorre em uma grande faixa de temperatura como resultado de processos de fabricação, tratamentos térmicos e, principalmente, processos de soldagem com parâmetros inadequados que favorecem a precipitação dessas fases (48,49).

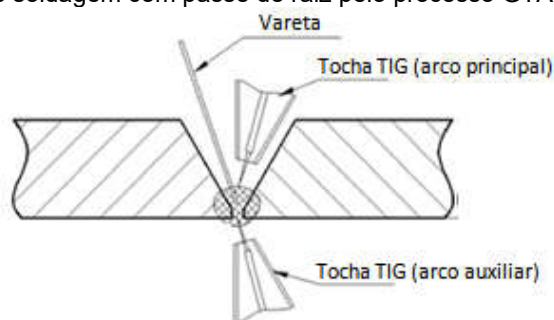
3.2 Soldagem TIG ou GTAW

A soldagem é um dos processos de união de materiais mais importantes na indústria. A aplicação dessa técnica é bem aceita nos AID, pois apresentam excelente soldabilidade pelos diferentes métodos de soldagem. O processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), também conhecido como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), utiliza um eletrodo sólido de tungstênio não consumível. O eletrodo, o arco e a área em volta da poça de fusão da solda são protegidos por uma atmosfera de gás inerte, por exemplo, o argônio é o mais aplicável na prática. Em alguns casos pode ocorrer a adição de N₂ junto ao argônio que pode aumentar o teor da austenita no metal de solda (50).

Para efeito deste trabalho, o tipo de soldagem será tratado como GTAW. A soldagem GTAW produz uma solda limpa e de alta qualidade, pois como não ocorre formação de escória, não há necessidade de limpeza no final do processo (51,52). Os fenômenos e mudanças microestruturais que ocorrem no processo convencional de soldagem GTAW já estão bem estabelecidos na literatura (8,11,13,53). Caso o resfriamento seja muito rápido, não haverá tempo para formação de austenita e, devido à baixa solubilidade de nitrogênio na ferrita, a precipitação de nitretos de cromo será favorecida (29,30,54). Entretanto, caso o resfriamento seja lento e ocorra a exposição por longos tempos às temperaturas entre 600 °C e 1000 °C pode ocorrer a precipitação de outros compostos intermetálicos, prejudicando também as propriedades mecânicas e resistência à corrosão da junta soldada (29,39).

Existe uma derivação do processo convencional GTAW, o qual emprega o método de dupla fusão (GTAW-DF), também conhecida como soldagem TIG sincronizada (*Synchronized TIG Welding*) (52), para o qual os dados na literatura ainda são escassos, especialmente considerando a aplicação em AID. Basicamente, a derivação do processo de soldagem utiliza dois soldadores para executar o passe de raiz: o soldador do arco principal e o soldador do arco auxiliar. O procedimento é mostrado esquematicamente na Figura 12. Este processo é normalmente usado em situações em que é necessária uma solda de alta resistência, e é importante conseguir penetração e fusão completas em toda a junta.

Figura 12 - Esquema de soldagem com passe de raiz pelo processo GTAW, método dupla-fusão



Fonte: Adaptado de Huang et al., 2015 (55).

O soldador do arco principal inicia a soldagem pela ignição do arco do lado de cima do chanfro, criando o passe de raiz, sendo este soldador o responsável por depositar o metal de adição (heterogêneo). O objetivo é conseguir uma penetração profunda e garantir que toda a espessura da junta esteja adequadamente fundida. Este passe é crucial para criar uma base sólida para os passes de soldagem subsequentes, caso seja necessário. Pelo lado da raiz, tem-se o soldador do arco auxiliar, que se desloca sincronizado com o soldador do arco principal, mas com um atraso que resulte numa distância de 5 a 25 mm do arco principal. O soldador do arco auxiliar atua sem metal de adição e seu deslocamento ocorre de forma autógena, ou seja, apenas com o arco aberto refundindo o metal depositado pelo soldador do arco principal, gerando um acabamento de melhor qualidade pelo lado interno do chanfro (que geralmente é a face interna do tanque). O objetivo do arco auxiliar é caldear a poça de fusão feita pelo arco principal, puxando o metal de adição para baixo, aumentando a penetração da junta soldada e proteger a poça de fusão contra oxidação (52,55,56).

Pode-se citar como as principais vantagens do passe de raiz na dupla-fusão: redução do tempo de soldagem, menor deformação das chapas ao aplicar um único ciclo térmico e melhor acabamento do passe de raiz (55). Outras vantagens do processo são acabamento de alta qualidade, boa profundidade de penetração, eficiência da soldagem e menores distorções (57,58). Devido ao desenvolvimento relativamente recente, os parâmetros otimizados do processo GTAW-DF investigando a resistência à corrosão não são ainda conhecidos.

Os tanques fabricados com AID, e que são utilizados para armazenamento na indústria, devem operar dentro do intervalo de temperatura de segurança indicado para esse tipo de material. Entretanto, o processo de fabricação (soldagem) ultrapassa consideravelmente esse limite e na junta soldada há susceptibilidade à precipitação de fases indesejadas. As elevadas temperaturas atingidas na região imediatamente abaixo do arco elétrico levam à fusão do aço, eliminando completamente a estrutura original da liga. No processo de resfriamento, os AID solidificam como ferrita, resultando em uma estrutura completamente ferrítica ao final da solidificação. A austenita forma-se posteriormente, por exposição a temperaturas menores das que as atingidas na região da solda, ao longo dos contornos de grão da ferrita. Esta precipitação se dá através de um processo de nucleação e crescimento, resultando em uma estrutura de grãos ferríticos contornados por austenita (29,39). A transformação de ferrita para austenita, que determinará o balanço de fases no metal de solda, é dependente da composição e da taxa de resfriamento (29,59). Neste sentido, o aporte térmico e a taxa de resfriamento são parâmetros importantes na soldagem (60–65).

O processo de resfriamento após a soldagem influencia diretamente a microestrutura, podendo levar à ferritização da estrutura e precipitação de fases deletérias. Com isso, a manutenção no teor de austenita deve ser buscada por meio da otimização dos parâmetros de soldagem (66). No caso do processo GTAW-DF, o efeito do aquecimento duplo no passe de raiz deve ser avaliado, especialmente considerando que esta será a região em contato direto com o produto a ser consumido, ou seja, ficará exposta dentro do tanque de armazenamento.

Os parâmetros de soldagem devem ser investigados para que após a soldagem, a microestrutura do material seja próxima ao material sem o processo de soldagem, ou seja, microestrutura na qual austenita e ferrita estejam presentes em proporções próximas. Assim, a caracterização da microestrutura da junta soldada é

importante para correlacionar a resistência à corrosão das soldas com as diferentes regiões produzidas pelo processo de soldagem.

3.2.1 Influência dos parâmetros e variáveis do processo de soldagem

Durante a soldagem os parâmetros do processo influenciam na qualidade final da junta soldada, bem como na sua microestrutura, resistência mecânica e a corrosão. Portanto, os parâmetros de soldagem devem ser criteriosamente escolhidos para excelência do processo. Entre os parâmetros do processo destacam-se o gás de proteção, sendo o argônio o mais empregado; porém, gases como hélio, nitrogênio e gás carbônico podem ser misturados ao argônio para melhorar as condições de soldagem. Outro parâmetro importante é o MA) que deve ter composição similar à do metal base (MB), e um teor maior de Ni (cerca de 2 % a 4 % a mais), para garantir a proteção da austenita na junta soldada, pois, dependendo da taxa de resfriamento, a quantidade de ferrita na ZF e ZTA pode aumentar afetando a tenacidade e a resistência à corrosão nessas regiões (67).

Outros parâmetros são a corrente de soldagem e a velocidade de deslocamento (mm/s). A corrente de soldagem influencia a penetração do cordão de solda sendo que maiores valores de corrente aplicada resultam em maior penetração. Entretanto, altas correntes são difíceis de controlar e necessitam de maior velocidade de soldagem. Correntes baixas podem ocasionar falta de fusão e baixa penetração (68). A velocidade de deslocamento é proporcional à corrente de soldagem, ou seja, maiores velocidades necessitam de correntes mais elevadas. Velocidades mais altas reduzem a ocorrência de distorções no material. A velocidade de soldagem também tem influência na penetração e largura do cordão de solda; maiores velocidades geram diminuição na penetração e na largura do cordão.

O aporte térmico (J/mm) é a energia térmica que o material soldado recebe. É calculado pela multiplicação da tensão (V) e da corrente (A), dividido pela velocidade de deslocamento (v). Como durante o processo de soldagem pode ocorrer perdas térmicas, se faz necessário multiplicar por um fator de eficiência (η), conforme mostrado na equação [2]. A eficiência no caso do processo GTAW é de 0,5 a 0,8 para operação em corrente contínua, e 0,2 a 0,5, quando a operação é em corrente

alternada. Especificações de procedimentos de soldagem utilizam a faixa de 0,5-2,5 kJ/mm como aporte térmico de soldagem para os AID (69).

$$\text{Aporte térmico} = \frac{V \cdot A}{v} \eta \quad [2]$$

O aporte térmico está relacionado à história térmica da junta soldada, assim como à precipitação de fases deletérias e a microestrutura da liga LDX 2101 [10]. Os estudos conduzidos por Nunes et al. (70) evidenciaram que diferentes aportes térmicos resultam em diferentes microestruturas e propriedades mecânicas de juntas soldadas de um AID, e que a variação da densidade de corrente e da velocidade de deslocamento, para um mesmo aporte térmico, resulta em distintas microestruturas e propriedades mecânicas.

A microestrutura da junta soldada da liga LDX 2101, observada por Westin et al. (35) e por Guilherme et al. (56), evidenciaram a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura da solda, destacando o balanço entre austenita e ferrita, a morfologia das fases, e a ocorrência de zonas empobrecidas em cromo relacionadas, principalmente, à precipitação de nitretos de cromo, principalmente o Cr₂N (71,72).

Ramirez et al. (73) estudaram diversos aços inoxidáveis (inclusive os *lean duplex*) e demonstraram que a microestrutura apresenta certa fração de fase austenita *Windmanstätten*, e de austenita secundária. Esta última é formada quando a ferrita saturada, contendo precipitados de nitreto de cromo, é reaquecida por passes subsequentes em uma soldagem multipasse. Ainda, nesta mesma pesquisa, os autores relacionaram a ocorrência de Cr₂N ao rápido resfriamento e ao elevado teor de ferrita.

A formação da austenita no metal de solda ocorre por sua rápida e contínua precipitação nos contornos de grão da ferrita e, em função do subsequente resfriamento, a austenita precipita como Widmanstätten, crescendo de forma intragranular. A taxa de transformação da austenita é governada por inúmeros fatores, em função das características do aço e do processo de soldagem. No que tange o processo de soldagem, este é influenciado pelo pico de temperatura, pelo tempo acima da faixa de temperatura de transformação, e pela taxa de resfriamento. Essas variáveis, por sua vez, alteram o tamanho de grão da ferrita, quantidade de

precipitados, taxa de nucleação e crescimento da austenita e composição química das fases (29,35). Ainda, o reaquecimento em uma soldagem multipasse influencia a formação da austenita (73).

3.3 Corrosão em juntas soldadas nos AID

A qualidade de uma junta soldada é influenciada pelas condições e parâmetros utilizados durante o processo de soldagem, o que altera a microestrutura do material. A heterogeneidade na microestrutura acontece devido a distribuição de temperatura durante o processo de união que ocorre de maneira não uniforme (74). Essas mudanças microestruturais estão relacionadas aos problemas de resistência à corrosão em componentes soldados. Para um desempenho otimizado frente a corrosão, a microestrutura da solda e das regiões afetadas pelo processo de soldagem devem conter uma quantidade relativamente balanceada entre as fases ferrita e austenita. Um elevado teor de ferrita na microestrutura da região afetada pela solda reduz a resistência à corrosão por pite, enquanto, um elevado teor de austenita diminui a resistência à corrosão sob tensão (29,75,76).

Na literatura (61,77–80) é reportado que a precipitação de fases secundárias durante o processo de soldagem pode ter efeitos deletérios na resistência à corrosão, devido ao empobrecimento em Cr que ocorre ao redor dessas fases, especialmente relevante no caso de formação de nitretos de cromo. A zona empobrecida de Cr se forma em torno da precipitação de nitreto de cromo, diminuindo a resistência à corrosão por pites do material.

A execução de diversos passes de soldagem também influencia na heterogeneidade da microestrutura. Hosseini et al. (81) estudaram o efeito da soldagem multipasse na resistência à corrosão do aço super duplex UNS S2507. A união foi realizada de forma autógena (sem metal de adição), variando o número de passes (1 a 4) e o aporte térmico (pequeno e grande). Segundo os autores, os testes destinados a avaliação da sensibilização mostraram que a refusão que ocorre nas amostras com múltiplos passes resultou em significativa perda de resistência à corrosão. A presença de fases secundárias, sigma e nitretos, além da ferritização da microestrutura, foram apontadas como causas da perda da resistência à corrosão.

Em processo de soldagem realizada também de forma autógena no aço UNS S2205 (82), a ZF apresentou menor resistência à corrosão em comparação ao MB, sendo observada corrosão por pite dentro dos grãos da ferrita na raiz da junta soldada. Ao submeter as amostras soldadas ao envelhecimento, os autores observaram a presença da fase R, prejudicando a tendência a repassivação e, diminuindo a resistência à corrosão por pite no MB e na ZF, destacando a importância do controle microestrutural durante e após o processo de soldagem.

Os valores de aporte térmico empregados estão diretamente relacionados com as mudanças microestruturais e alteração na resistência à corrosão da junta soldada. Em pesquisa conduzida por Miranda-Pérez et al. (83) foi investigada a resistência à corrosão na soldagem do aço UNS S2205 submetido a aportes térmicos diferentes. Os estudos concluíram que as propriedades de corrosão estavam relacionadas com o aporte de calor durante a soldagem e que as melhores propriedades de corrosão foram obtidas com o aporte de calor mais elevado.

Para se obter uma junta soldada de elevado desempenho frente a corrosão, deve-se considerar também o ciclo térmico de soldagem de soldas multipasse e a taxa de resfriamento. A literatura classifica a taxa de resfriamento da soldagem TIG como moderada, e isto está relacionado com a densidade de corrente e a velocidade de deslocamento na soldagem (32,35). Chen e colaboradores (65) demonstraram que o teor de ferrita na ZTA aumenta proporcionalmente com a taxa de resfriamento, enquanto a temperatura crítica de pite foi inversamente proporcional a taxa de resfriamento.

A simulação termomecânica Gleeble na ZTA do aço inoxidável *lean* duplex 2304 em uma soldagem multipasse foi investigada por Tan et al. (84). Os autores correlacionaram o aumento da resistência à corrosão por pite com a aplicação dos passes de enchimento, pois estes reduziram o teor de ferrita na microrregião de ZTA da raiz. Em trabalhos distintos foi demonstrado que, em uma soldagem multipasse, os passes de enchimento reaquecem o passe de raiz e, assim, ocorreu a precipitação de nitreto de cromo a partir da ferrita saturada, especificamente na linha de fusão (LF) (56,73,84).

A maioria dos trabalhos citados anteriormente estão relacionados à avaliação da resistência à corrosão em área relativamente grande. Para materiais que são suscetíveis à corrosão localizada, como os AID, é de importância fundamental a utilização de técnicas locais para avaliação da resistência à corrosão localizada.

3.3.1 Avaliação da resistência à corrosão em aços duplex em área reduzida

As zonas geradas durante o processo de soldagem apresentam características completamente diferentes, e a resistência à corrosão pode variar de maneira significativa, conforme visto por Xiong J. Tan M. Y. e Forsyth M. (74) ao restringir a área em estudos com solda nos aços 316 e UNS S2205. Os autores verificaram que a alteração da microestrutura, composição e morfologia da superfície interferiu nas características de corrosão em cada região. Além disso, foi visto que o aço 316 apresentou menor resistência à corrosão por pite do que o aço duplex UNS S2205. Entretanto, após o processo de soldagem foi o aço UNS S2205 que apresentou menor resistência a corrosão por pite.

A análise da microestrutura e a resistência à corrosão intergranular na ZTA do aço LDX 2101 soldado por uma derivação do método TIG foi realizado por Shi Y. et al., (85). Foi avaliado o comportamento do aço com diferentes aportes térmicos. Os autores observaram que a fração volumétrica da austenita aumentou e a fração do CrN diminuiu com o aumento do aporte térmico. Os testes DL-EPR verificaram que a resistência à corrosão intergranular aumentou proporcionalmente com o aporte térmico. O ataque ocorreu preferencialmente na região da ZTA, na ferrita e na interface entre a ferrita e a austenita.

Em estudos conduzidos por Geng et al. (86) no aço duplex UNS S2205, em que a união foi realizada pela execução de dois passes de soldagem fazendo uso de metal de adição (ER2209), verificaram que ao estudar junta soldada dividida em 5 regiões, avaliadas individualmente através de curvas de polarização anódica, o menor potencial de corrosão foi observado para a região LF, seguido pela ZF, o que sugeriu que as zonas expostas às temperaturas mais altas apresentaram maior tendência à corrosão, e esta tendência diminuiu com o aumento da distância da ZTA para o MB. Ainda, conforme observado por Geng et al. (86), as regiões analisadas não apresentaram diferenças significativas em relação ao valor de potencial de pite, entretanto, a densidade de corrente seguiu a mesma sequência observada para o potencial de corrosão.

Estudos recentes com soldagem do aço duplex UNS S2205 (87) mostraram que a ZTA apresentou a menor resistência à corrosão por pite entre as zonas testadas. Na ZTA e na ZF, as regiões com nitreto de cromo e austenita secundária foram mais propensas à iniciação do ataque corrosivo. Foi observado também que no MB a resistência à corrosão por pite da austenita foi menor que a da ferrita. No entanto, a austenita na ZF apresentou maior resistência à corrosão por pite do que a ferrita. Os autores relacionaram a precipitação de nitreto de cromo como o principal motivo da geração de pites na ferrita, e diminuição da sua resistência à corrosão.

Guilherme e colaboradores (56) também observaram no LDX 2101 soldado que a LF foi a região com menor resistência à corrosão, o que foi atribuído aos nitretos de cromo precipitados dentro dos grãos da ferrita e no contorno entre as fases. Concluíram ainda que as amostras soldadas com maiores valores de aporte térmico e menor corrente apresentaram melhor desempenho frente à corrosão quando comparado com amostras soldadas com menores aportes e maior corrente. Em relação ao topo e raiz, a parte do topo foi a que apresentou o maior valor de PREN, o que foi associado à presença de elementos do eletrodo de adição (2209).

Em outro trabalho com o LDX 2101 realizado por este mesmo grupo, Guilherme et al., (12) compararam a resposta eletroquímica das diferentes regiões de solda em campo utilizando uma célula eletroquímica portátil com os testes realizados em laboratório. Os resultados em campo e em laboratório indicaram que a LF foi a microrregião mais suscetível à corrosão localizada, com menores valores de potenciais de corrosão e pite.

3.3.2 Método da gota séssil

Nos testes eletroquímicos a resposta da resistência a corrosão em AID pode sofrer interferência de frestas entre o eletrodo de trabalho e a barreira, geralmente proporcionada por *o-rings* que delimita a área exposta, principalmente na presença de íons cloreto. Com isso, a aplicação do método da gota séssil tem o objetivo de delimitar uma área do eletrodo de trabalho, eliminando barreiras físicas, tais como, *o-rings* e resinas.

É reportado na literatura por Panindre et al., 2018 (88). o uso de uma célula eletroquímica utilizando uma seringa que permite a realização de medidas de potenciais de corrosão de metais que são susceptíveis à corrosão em frestas em testes realizados no aço inoxidável 304H. Em outro trabalho, o método da gota séssil foi utilizado para avaliar como a temperatura influenciava na corrosão por pite do AID 2205 (89). Hernández e colaboradores (90), com base no trabalho de Panindre et al. (88), investigaram a influência do meio (aerado e desaerado) nos valores de potencial de corrosão e de pite do aço inoxidável 304.

O uso do método da gota séssil também foi aplicado na investigação da microestrutura e resistência à corrosão por pite e intergranular após diferentes temperaturas de revenimento em aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono (91). Outra aplicação da técnica da gota séssil foi em aços carbono, inoxidáveis duplex, 316L, 22%Cr e 25%Cr, além de liga de Alumínio da série 6000, para estudar como os excrementos dos pássaros afetavam o comportamento de corrosão dos materiais (92).

Os trabalhos encontrados na literatura relatam bons resultados com uso do método da gota séssil nos testes de polarização em meio contendo cloreto. Entretanto, não foram encontrados trabalhos que aplicaram tal técnica na investigação da resistência à corrosão por pites do LDX 2101, e, a utilização da técnica para avaliar as diferentes regiões formadas após o processo de soldagem nesse material.

3.4 Efeito do ácido cítrico típico da indústria alimentícia na resistência à corrosão

O ácido cítrico é empregado em vários segmentos da indústria alimentícia. Particularmente na indústria de sucos com o objetivo de promover acidez e estimular o sabor natural da fruta. Nas indústrias alimentícias o ácido cítrico é geralmente dissolvido previamente, criando uma solução aquosa ácida. Ele fornece um ambiente corrosivo para os tanques, tubulações, contêineres, componentes da planta química e equipamentos que estão em contato com esse meio (93).

O efeito do ácido cítrico em aço duplex de baixo teor de níquel foi investigado por Mulimbayan e Nema (94). Aplicando técnicas eletroquímicas concluíram que a temperatura da solução tem correlação negativa com a resistência à corrosão da liga

estudada. Verificaram que o aumento da temperatura do ácido cítrico resultou no aumento das densidades de corrente de corrosão.

Sekine et al. (95) investigaram o comportamento frente a corrosão de aços inoxidáveis em ácidos acético e fórmico. Foi observado que as taxas de corrosão eram dependentes das concentrações dos ácidos e da temperatura de serviço, que por sua vez, está intimamente ligada à condutividade da solução, teor de água e oxigênio (96). Adams et al. (96) concluíram que a adição de cloreto teve efeito perceptível na diminuição da resistência à corrosão de ligas de aços inoxidáveis duplex em vários meios contendo ácidos orgânicos, entre eles o ácido cítrico, acelerando o ataque corrosivo nas ligas. Outra evidência relacionada à adição de cloreto foi no ataque seletivo da austenita ao elevar a temperatura do meio.

Diante do exposto na revisão de literatura se observa a importância do aço inoxidável, bem como, a necessidade do desenvolvimento de novas ligas que atendam a demanda comercial e industrial. Entretanto, as novas ligas de AID, além de resistência mecânica, precisam apresentar boa resistência à corrosão.

A utilização de técnicas eletroquímicas com eletrólitos que simulam o meio em que o material será aplicado se faz necessário para o estudo de como será o comportamento em operação. Na literatura não foram encontrados trabalhos que estudem a influência do processo de soldagem GTAW-DF no aço lean duplex 2101, por técnicas eletroquímicas localizadas, simulando o ambiente industrial e avaliando a resistência à corrosão nas diferentes regiões formadas.

A união desses materiais ocorre principalmente pelo processo de soldagem, o que resulta em modificações na composição local e nas microestruturas. As características de resistência à corrosão dos AID podem ser adversamente afetadas. A avaliação de como os parâmetros utilizados interfere na microestrutura e, conseqüentemente, na resistência mecânica e à corrosão é necessária para compreender o comportamento corrosivo após o processo de soldagem. Este trabalho pretende contribuir para o conhecimento da resistência à corrosão localizada nas regiões afetadas pela solda GTAW-DF no aço lean duplex 2101 e o efeito dos parâmetros de soldagem nesta resistência.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O material utilizado nesta pesquisa foi aço inoxidável *lean duplex* grau 2101, cuja composição é apresentada na Tabela 1. Seis (6) corpos de prova (CP) foram produzidos durante a construção de tanques em uma indústria suco-cítrica de Catanduva, interior de São Paulo. A técnica de soldagem empregada foi uma réplica da técnica utilizada no canteiro de obra pelos fabricantes *Ziemann-Holvrieka* (Alemanha) e *Dedini* (Brasil) para a união entre as virolas que compõem o costado do tanque. Foi utilizado o procedimento de soldagem GTAW com alimentação manual de vareta ER2209, Tabela 1, e passe de raiz pelo método dupla-fusão (DF).

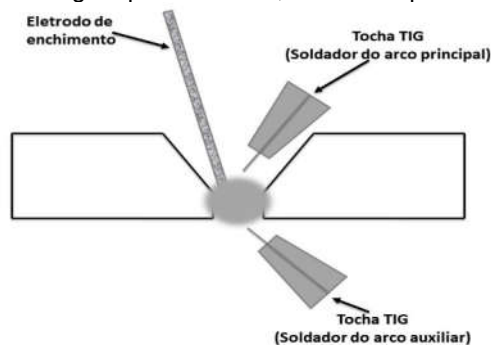
Tabela 1 - Composição química (% em peso) do aço LDSS 2101 e ER2209.

	Fe	C	Cr	Ni	Mo	Mn	P	S	Si	N	Cu
2101	Bal	0,019	21,32	1,15	0,19	4,87	0,024	0,001	0,73	0,22	0,53
ER2209	Bal	0,020	22,90	8,60	3,20	1,60	0,017	0,001	0,40	0,16	0,10

Fonte: autora da tese.

Na Figura 13 é apresentada a ilustração esquemática do processo de soldagem GTAW-DF indicando o posicionamento do arco principal e do arco secundário realizados por dois soldadores, simultaneamente.

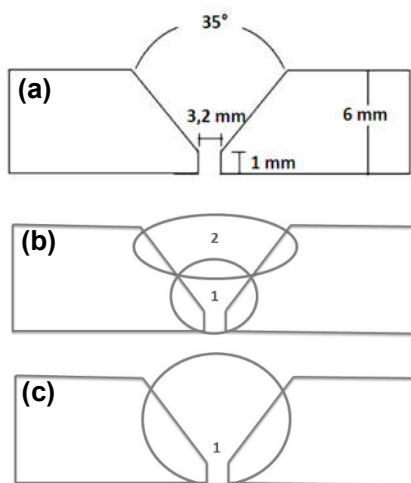
Figura 13 - Esquema de soldagem passe de raiz, método dupla-fusão pelo processo GTAW



Fonte: adaptado de Huang et al. (2015) (97)

Na Figura 14 (a) é apresentando a ilustração esquemática das peças soldadas, indicando o ângulo do chanfro de 35°, a distância da raiz de 1 mm e a distância entre o metal base (MB) 2101 de 3,2 mm. Na Figura 14(b-c) é mostrada a diferença dos CPs soldados com dois passes (CPs 01, 02 e 03) e com um passe (CPs 04, 05 e 06). Os parâmetros utilizados para soldar os CPs neste estudo, tais como, corrente, tensão, velocidade e aporte térmico, são apresentados na Tabela 2.

Figura 14 - (a) Ilustração esquemática da junta soldada; (b) sequência de passes para os CPs 01, 02 e 03; (c) passe para os CPs 04, 05 e 06.



Fonte: autora da tese.

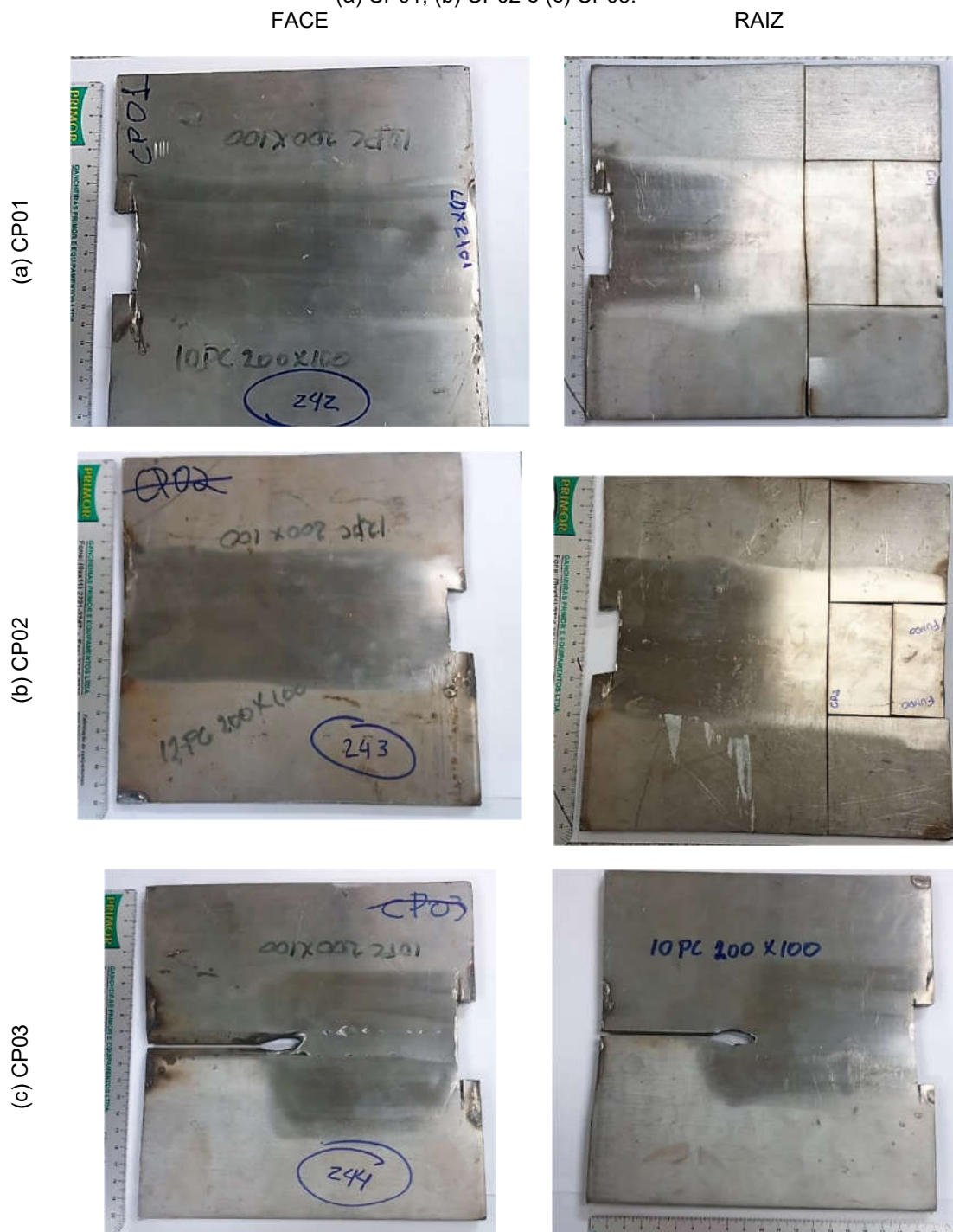
Tabela 2 - Parâmetros de soldagem do passe de raiz na GTAW-DF dos CPs soldados.

CP	Passe	Corrente		Tensão		Velocidade	Aporte térmico
	(n°)	(A)	(A)	(V)	(V)	(cm/min)	KJ/mm
01	1	140	130	18	12	8,82	1,4
	2	140	140	11	11	3,03	3,0
02	1	230	220	18	18	19,04	1,3
	2	230	230	16	16	9,52	2,6
03	1	320	300	22	19	17,1	2,2
	2	320	320	20	20	9,3	4,1
04	1	230		17		15,2	1,5
05	1	230		15		23,0	0,9
06	1	230		17		31,5	0,7

Fonte: autora da tese.

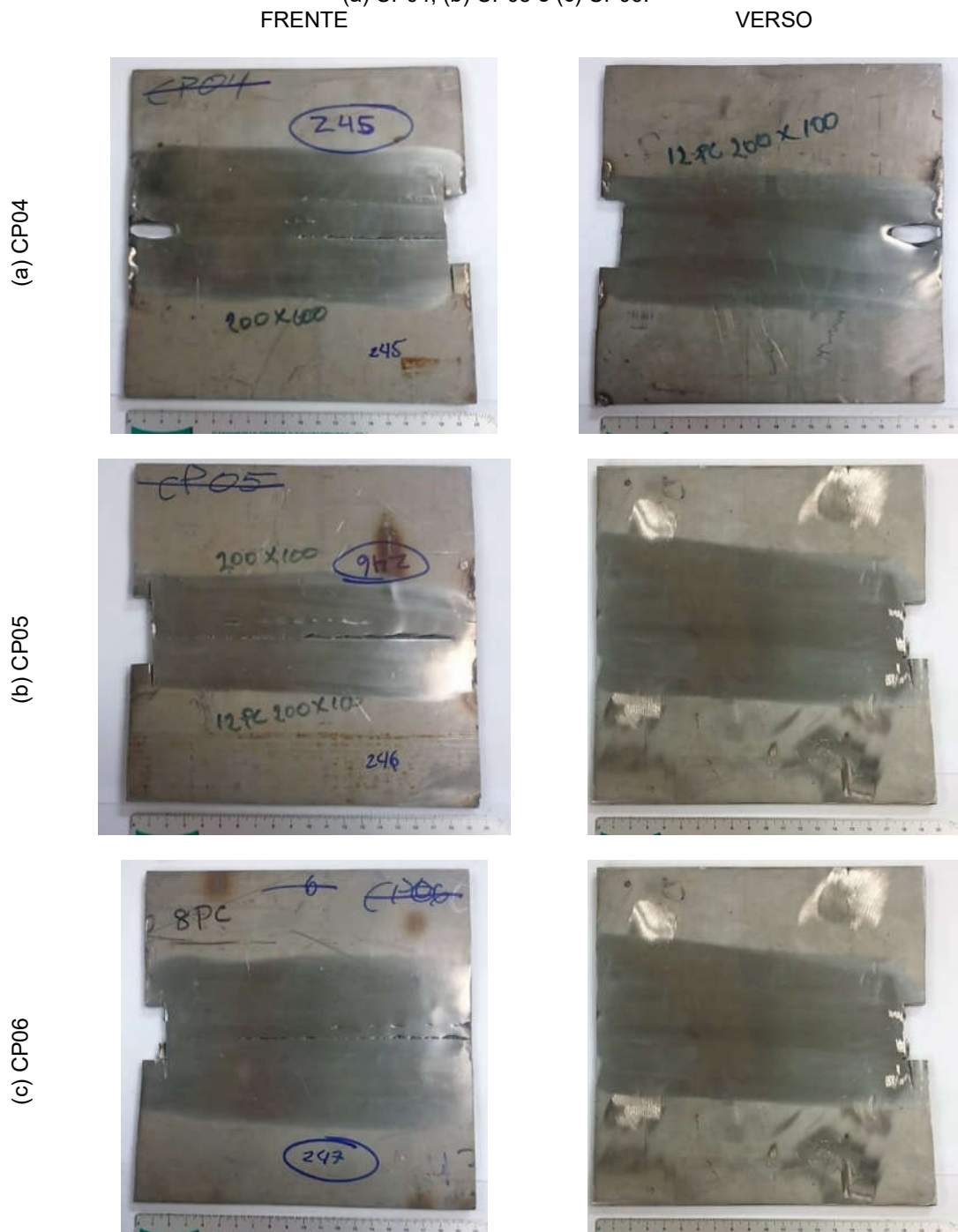
Na Figura 15 (a-c) e na Figura 16 (a-c) são apresentadas as macrografias da face e do raiz dos CPs como recebidos para os CPs submetidos a dois passes e a um passe, respectivamente.

Figura 15 - Macrografias das chapas soldadas como recebidas dos CPs submetidos a dois passes
(a) CP01, (b) CP02 e (c) CP03.



Fonte: Autora da tese.

Figura 16 - Macrografias das chapas soldadas como recebidas dos CPs submetidos a um passe
(a) CP04, (b) CP05 e (c) CP06.



Fonte: Autora da tese.

A soldagem dos CPs foi realizada em corrente contínua, com polaridade direta (CC-). A composição do gás de proteção foi Argônio 99,9 % com vazão de 16 L/min. Para os CPs de dois passes (CP01, CP02 e CP03) foram utilizados eletrodos ER2209 com bitola de 2,5 mm de diâmetro para o primeiro passe e bitola 3,2 mm de diâmetro

para o segundo passe. Já para os CPs de um passe (CP04, CP05 e CP06) foi utilizado apenas o eletrodo ER2209 com bitola de 3,2 mm de diâmetro.

4.2 Métodos

4.2.1 Preparação da região estudada

Após o corte na seção transversal dos CPs soldados foi realizado o lixamento da superfície com lixas de SiC até #1200, utilizando água como líquido refrigerante. Após o lixamento, as amostras foram submersas em álcool etílico 99,5 % para a realização da limpeza ultrassônica, a fim de remover as impurezas presentes na superfície. Em seguida, foram enxaguadas com água destilada, e secadas com jato de ar quente. Para o ataque metalográfico foi realizado o lixamento até #2000, seguido de polimento com suspensão de diamante de 3 μm e 1 μm , e o polimento com sílica coloidal de 0,25 μm . A preparação das amostras para o EBSD foi iniciada com o embutimento e polimento manual até #1200, seguindo para o polimento vibratório com suspensões de diamante de 3 μm e 1 μm e sílica coloidal (0,04 μm) por aproximadamente 3 horas.

O preparo para as análises de MET foi iniciado com o corte em lâminas finas com aproximadamente 0,6 mm de espessura na seção transversal da região soldada, com equipamento *Minitom* da *Strurs*. Seguindo para o afinamento da espessura com lixas de #600 até #2000; atingindo a espessura entre 0,10-0,20 mm. Após atingir a espessura foi realizado o ataque metalográfico com o reagente Vilella (0,5 mL de ácido pícrico, 2,5 mL HCl, 50 mL C₂H₅OH) para revelar a região de interesse da junta soldada. O corte eletrolítico dos discos com 3,8 mm de diâmetro na região da ZTA foi feito no equipamento de eletroerosão na máquina de descarga elétrica *Servomet* SMD. Após, os discos foram desbastados para criação de uma cavidade (*dimple*) com o auxílio do equipamento, Back MODEL 515 - *Precision Dimpling Instrument*. O furo centralizado foi realizado na máquina Tenupol com eletrólito composto por 20 % de ácido perclórico e 80 % de Etanol. Seguindo para o polimento do furo no equipamento PIPS II System *Precision Ion Polishing System*. A finalidade das etapas de preparação é produzir uma região transparente ao feixe para serem observadas pelo MET. As análises foram realizadas na borda do furo, local este com a menor espessura.

4.2.2 Caracterização microestrutural

4.2.2.1 Ataque metalográfico

Foram realizados dois tipos de ataque metalográfico: com ácido oxálico e com o reagente Behara. No ataque eletroquímico com solução de ácido oxálico 10 % (v/v), o CP foi conectado ao pólo positivo, e um outro metal ao pólo negativo da fonte de tensão. A densidade de corrente empregada foi de 1 A/cm², durante 15 segundos. Após o ataque, os CPs foram observados com auxílio de microscópio óptico. Já o ataque Behara foi realizado com solução contendo 80 mL de água destilada, 20 mL de ácido clorídrico e 0,6 g de metabissulfito de potássio. O ataque foi realizado através da imersão das amostras em solução por 10 segundos. Após a imersão as amostras foram lavadas em água corrente, água destilada, secadas com jato de ar quente e observadas em microscópio óptico com luz polarizada.

As fases presentes e a fração de área das fases no MB, na ZTA e na ZF foram identificadas e quantificadas através do tratamento de imagem com o auxílio do programa *ImageJ* (102). Para o cálculo da porcentagem de cada fase foi realizado o tratamento de 5 diferentes áreas distintas do MB e da ZTA e da ZF em todas as condições de soldagem, calculando a porcentagem da fase γ e seu respectivo desvio padrão. A qualidade da imagem de entrada (contraste entre as duas fases) proporcionou por meio do *software* a geração de uma imagem satisfatória de reprodução para ser usada no cálculo das áreas. As amostras atacadas com o reagente Behara também foram utilizadas para analisar a diferença de dureza entre as fases α e γ nas diferentes regiões das amostras soldadas.

4.2.2.2 Microdureza Vickers

Medidas de microdureza Vickers foram realizadas na seção transversal do cordão de solda para os 6 CPs investigados utilizando equipamento da Struers modelo DURAMIN-40AC3, localizado no Instituto SENAI de Inovação em Manufatura Avançada e Microfabricação. A escala de dureza utilizada foi de 0,3 HV, com tempo

de indentação de 10 segundos. Para as análises de microdureza das fases α e γ , a escala de dureza utilizada foi de 0,05 HV, com tempo de indentação de 10 segundos.

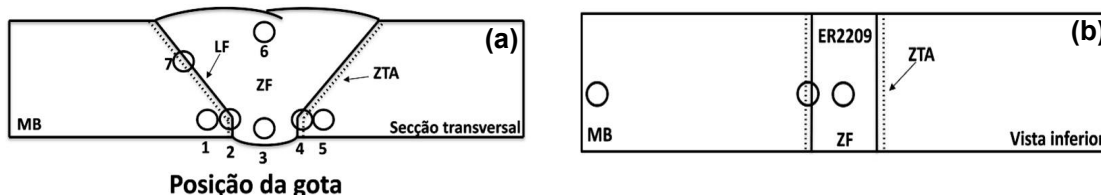
4.2.2.3 Observações microscópicas

As observações microscópicas iniciais foram realizadas com microscópio ótico (MO) com luz polarizada, localizado no Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CECTM-IPEN). Também foi utilizada microscopia eletrônica de varredura (MEV) em equipamento da Hitachi modelo TM-3000, com tensão de aceleração de 15 keV, localizado no Instituto SENAI de Inovação em Manufatura Avançada e Microfabricação. As análises por EBSD foram realizadas no microscópio FEI Quanta 650 FEG, com detector *Oxford X-Max* e software de aquisição de dados AZtec v3.3, localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM). Já as observações por Microscopia eletrônica de transmissão (MET) foram realizadas no equipamento da JEOL JEM 2100 com tensão de aceleração máxima de 200 kV localizado na central analítica do Instituto de Química da USP.

4.2.3 Ensaio eletroquímicos

As medidas eletroquímicas foram conduzidas com aparatos compostos por três eletrodos: eletrodo de trabalho (ET); eletrodo de referência (RE) de Ag/AgCl KCl_{sat}, e contra eletrodo (CE) de fio de platina. Os ensaios foram realizados no mínimo em triplicata para avaliar sua reprodutibilidade. As áreas analisadas na seção dos CPs soldados foram as microrregiões do passe de raiz (linha inferior), LF inferior e superior, ZTA e a parte inferior, como indicado na Figura 17 (a-b).

Figura 17 - (a) Ilustração da seção transversal da solda indicando as posições do capilar da microcélula para avaliação do passe de raiz (posições 1 a 5), topo (posição 6) e linha de fusão (posição 7); (b) ilustração esquemática da vista inferior e das posições dos ensaios eletroquímicos realizado em meio de ácido cítrico.



Fonte: autora da tese.

Os testes de Reativação Eletroquímica Potenciodinâmica com ciclo duplo, DL-EPR, foram realizados em uma microcélula com capilar de 1,5 mm de diâmetro (Figura 18 (a-b)). Foi utilizada solução com $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$. O ensaio foi iniciado após 05 minutos de medida do potencial de circuito aberto (OCP), seguido da obtenção da curva desde o potencial de $-500 \text{ mV}_{(\text{Ag}/\text{AgCl})}$, com varredura na direção anódica, até $300 \text{ mV}_{(\text{Ag}/\text{AgCl})}$, seguindo a varredura na direção catódica, até $-500 \text{ mV}_{(\text{Ag}/\text{AgCl})}$. A taxa de varredura adotada foi de $1,67 \text{ mV}\cdot\text{s}^{-1}$.

Os testes de polarização potenciodinâmica foram realizados a partir de 05 minutos de medidas de OCP, com potencial inicial de $-0,2 \text{ mV}$ vs. OCP e potencial final de $1,0 \text{ V}$ vs. ER, com taxa de varredura de $1,67 \text{ mV}/\text{s}$. Nesta etapa foi empregado o método da gota séssil (Figura 19 (a-b)), cuja área exposta corresponde a $0,07 \text{ cm}^2$. Inicialmente os ensaios de polarização foram realizados ao longo da seção transversal das amostras soldadas, Figura 17(a), utilizando eletrólito com NaCl 3,5%, para avaliar a resistência à corrosão por pite.

Figura 18 - Ilustração da célula eletroquímica utilizada nos ensaios de DL-EPR (a) vista da célula eletroquímica com as partes desmontadas e (b) vista da célula montada.

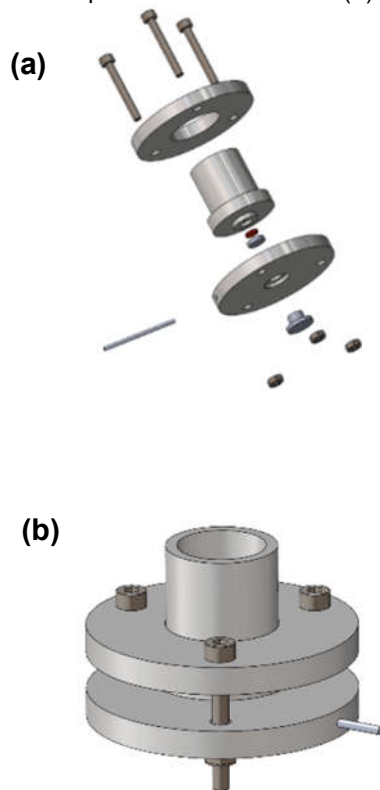
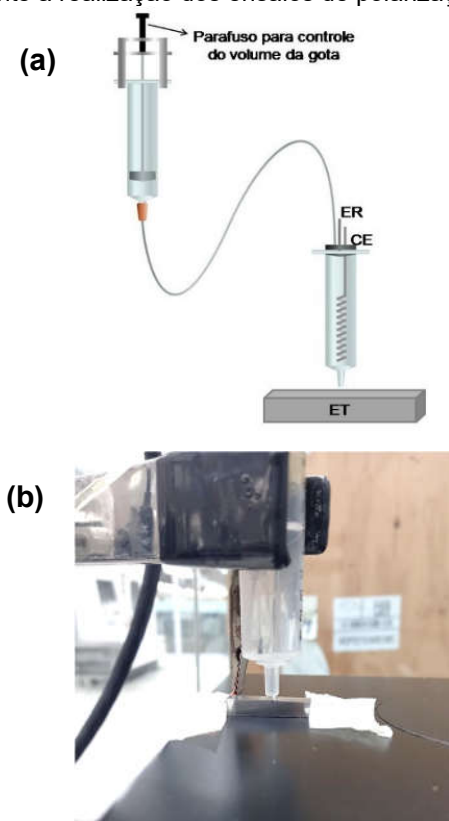


Figura 19 - (a) Ilustração esquemática do aparato experimental gota séssil e (b) foto do aparato montado durante a realização dos ensaios de polarização com a gota séssil.



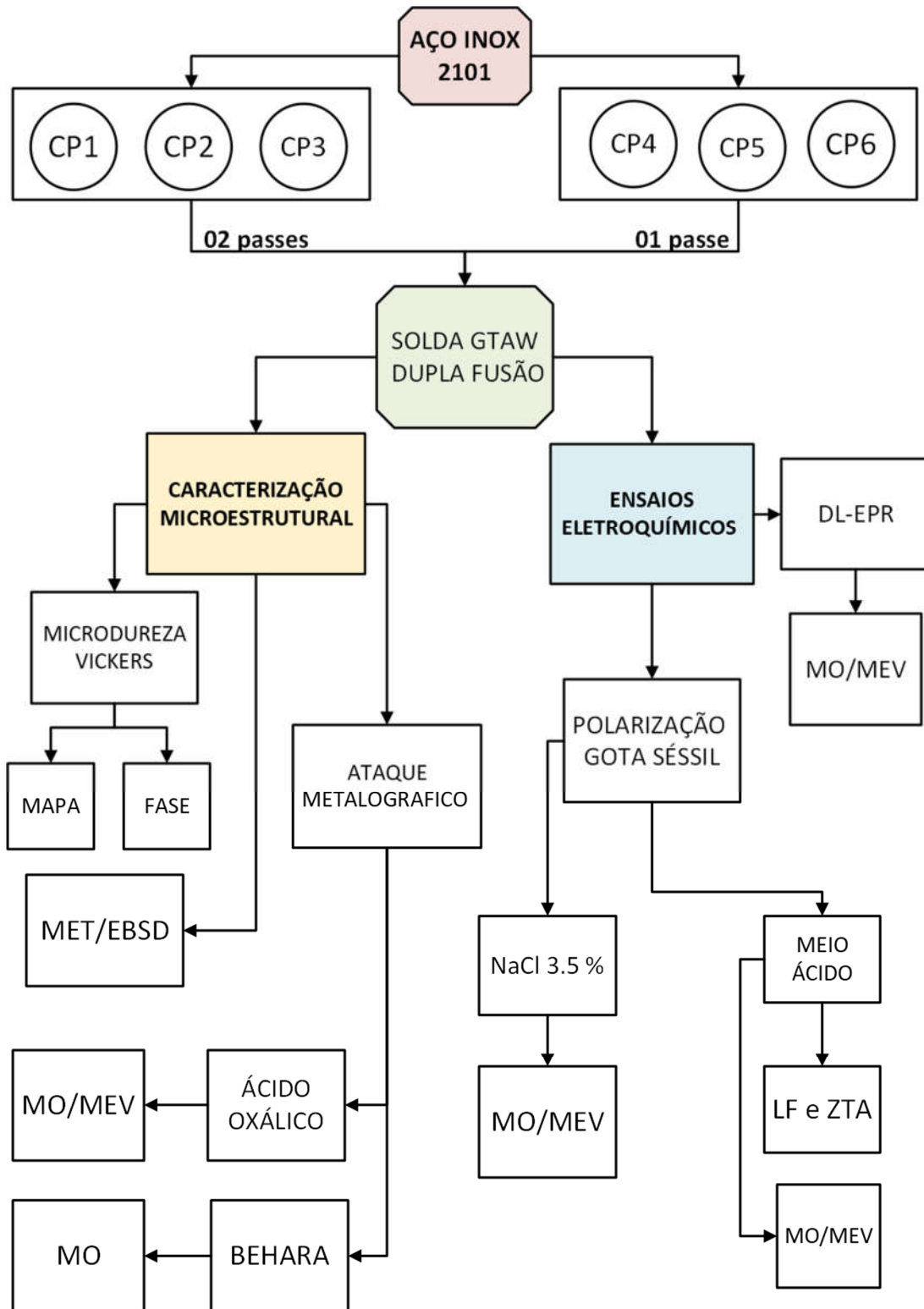
Fonte: autora da tese.

A segunda parte dos ensaios de polarização foi realizada para simular o ambiente da indústria suco-cítrica, utilizando (1) eletrólito composto por $5 \text{ g}\cdot\text{L}^{-1}$ de ácido cítrico, pH 2,4, e (2) solução composta por $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ de NaCl + $5 \text{ g}\cdot\text{L}^{-1}$ de ácido cítrico a pH 2,2. Os ensaios foram realizados no MB e na parte inferior das amostras soldadas, como identificado na Figura 17(b); região que ficará exposta ao meio corrosivo dentro do tanque de armazenamento.

4.3 Fluxograma

Os ensaios realizados durante este projeto de doutorado foram divididos em caracterização microestrutural/mecânica e caracterização eletroquímica. Na Figura 20 é apresentado o fluxograma com a sequência dos procedimentos e técnicas realizadas para o desenvolvimento e conclusão da tese.

Figura 20 - Fluxograma com as etapas e técnicas realizadas para o desenvolvimento da tese.



Fonte: autora da tese.

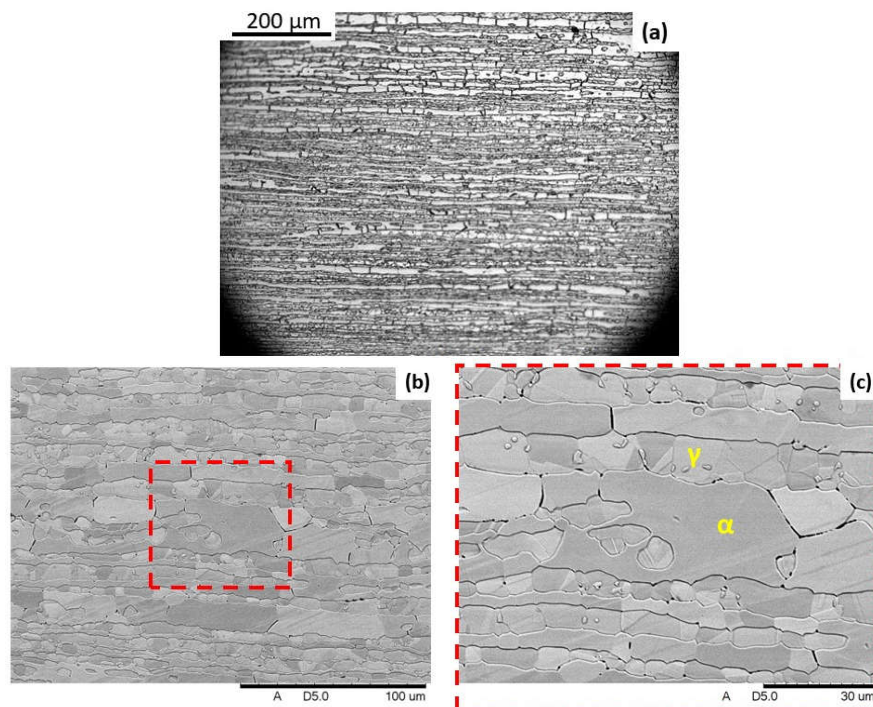
5 RESULTADOS

5.1 Caracterização microestrutural

5.1.1 Ataque com ácido oxálico

O ataque ao aço MB LDX 2101 foi realizado com ácido oxálico 10 % (v/v) para identificar possíveis precipitados de nitretos de cromo, inicialmente na seção transversal do MB LDX 2101. Considerando os 6 CPs estudados foram identificados os aspectos identificados na Figura 21 (a-c).

Figura 21 - (a) Micrografias obtidas por microscopia ótica da seção transversal após ataque com ácido oxálico 10 % (v/v) do MB LDX 2101, (b) MEV da seção transversal, e (c) ampliação da região demarcada pelo quadrado pontilhado com indicação das fases ferrita e austenita.

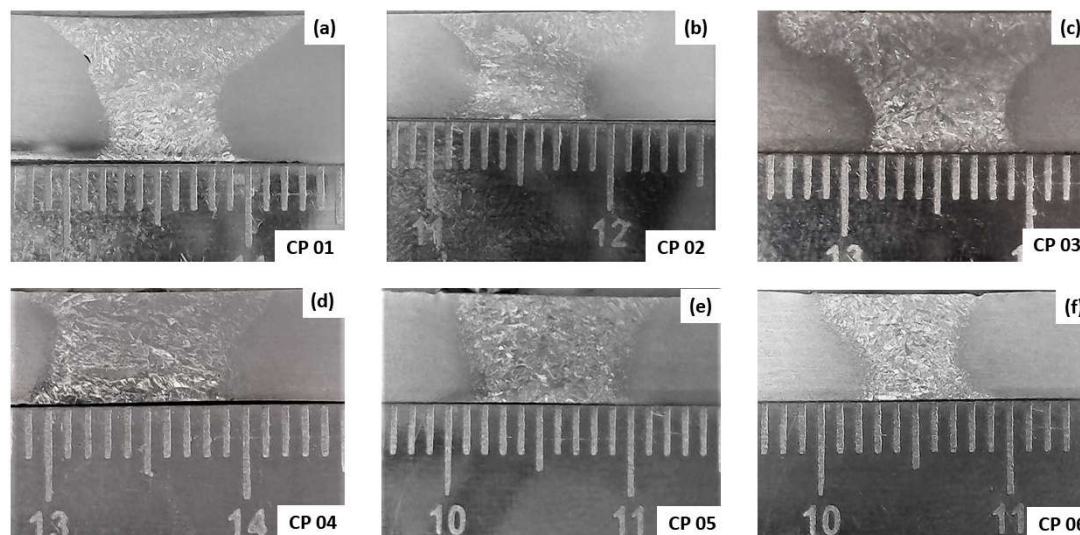


Fonte: Autora da tese.

Os grãos se apresentam alongados, característicos de materiais submetidos ao processo de laminação, e é observada diferença na coloração de alguns grãos. Nas macrografias, após o ataque eletrolítico na região do cordão das soldas, Figura 22 (a-f), foi possível observar o formato e a extensão da ZF em cada CP. Foi identificado que a ZF se apresenta com diferente geometria para cada CP. Em relação a raiz da solda, foi observado que os CPs, em geral, apresentaram, em média,

extensão de aproximadamente 08 mm. Todavia, para o CP04 foi observado extensão de 10 mm. No CP04 foi utilizada menor velocidade de soldagem e maior valor de aporte térmico. Tasalloti et al., (98) observaram que tanto a ZTA quanto a ZF aumentaram com o aumento do aporte térmico. Entre os CPs de dois passes (CP01, CP02 e CP03), para o CP01 e CP03 maior largura da ZF na parte superior da seção transversal, isso não foi observado para o CP02. Já para os CPs de apenas um passe (CP04, CP05 e CP06), apenas o CP06 apresentou menor extensão da ZF. Para esse CP foi utilizado menor valor de aporte térmico e maior velocidade de soldagem.

Figura 22 - Macrografias dos vários CPs deste estudo após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v). (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03, (d) CP04, (e) CP05 e (f) CP06.



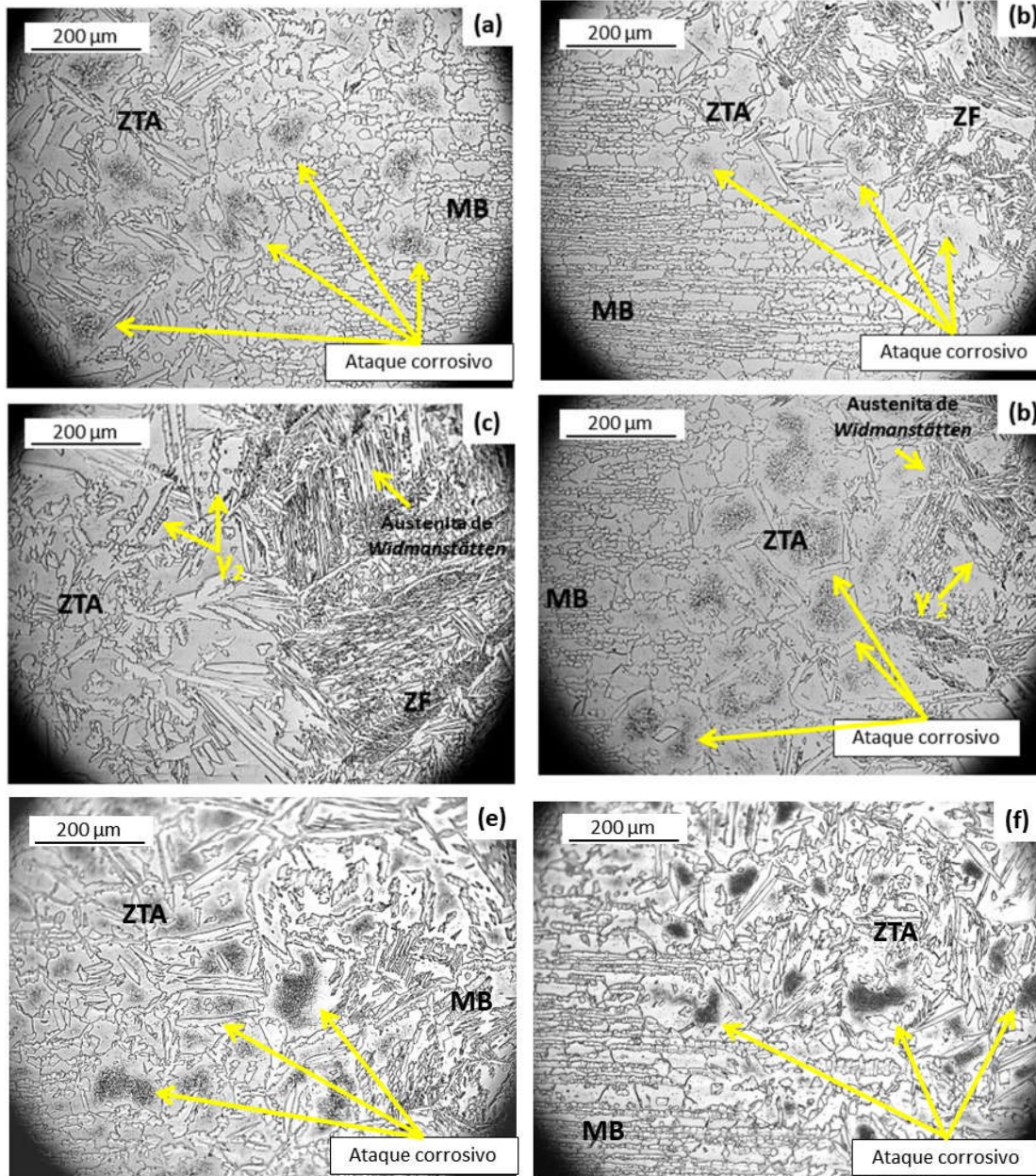
Fonte: autora da tese.

Na Figura 23 (a-f) são apresentadas micrografias óticas das regiões afetadas pelo processo de soldagem para todo os CPs estudados. Foi possível observar, pela diferença de orientação e formato dos grãos, a transição entre o MB, ZTA e ZF. As micrografias complementares de todas as regiões de cada CP se encontram no APÊNDICE A.

Foram observados ataques corrosivos concentrados dentro do grão da ferrita, indicados pelas setas em amarelo. Entretanto, no CP03, Figura 23 (c), esse tipo de ataque corrosivo foi menos concentrado, quase não sendo possível identificá-lo ao longo da ZTA. O ataque corrosivo presente em toda a extensão da ZTA é típico de presença de nitretos de cromo, como relatado na literatura (7,87). Já nos grãos de

austenita foi observado ataque apenas em seus contornos, enquanto o interior do grão permaneceu intacto.

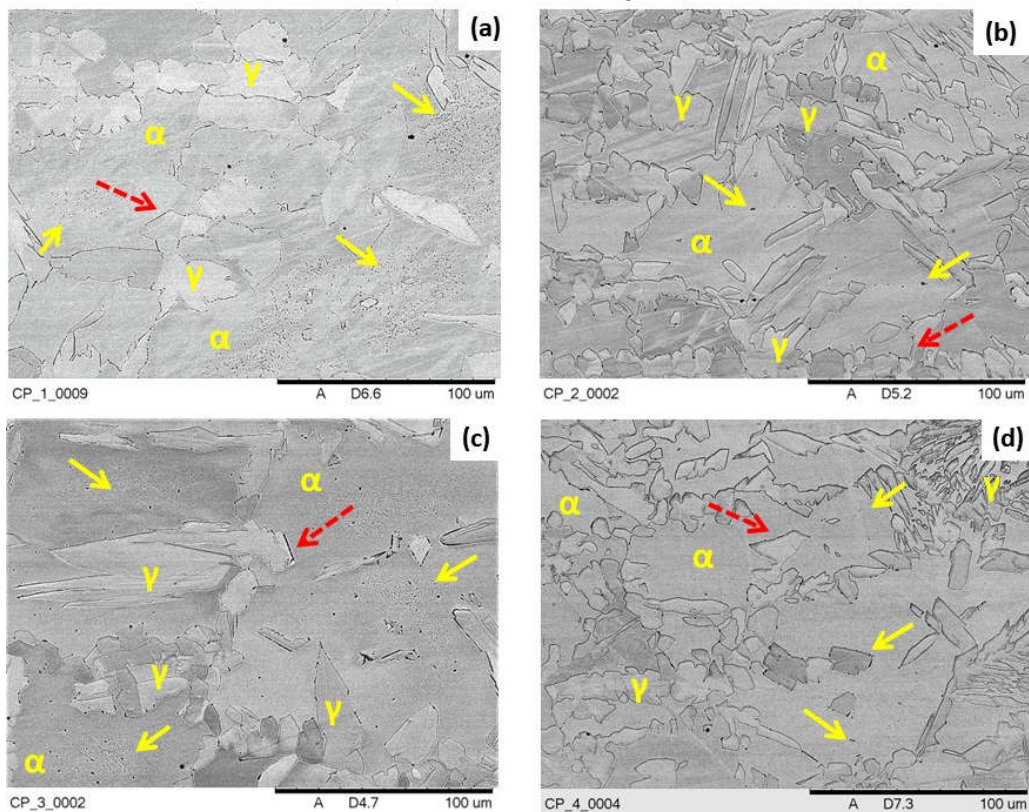
Figura 23 - Micrografias óticas após ataque eletrolítico dos CPs com ácido oxálico 10 % (v/v) do (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03, (d) CP04, (e) CP05 e (f) CP06. As setas em amarelo com indicação das regiões com ataque corrosivo dentro do grão da ferrita. Indicação de austenita secundária e austenita de *Widmanstätten*.



Fonte: autora da tese.

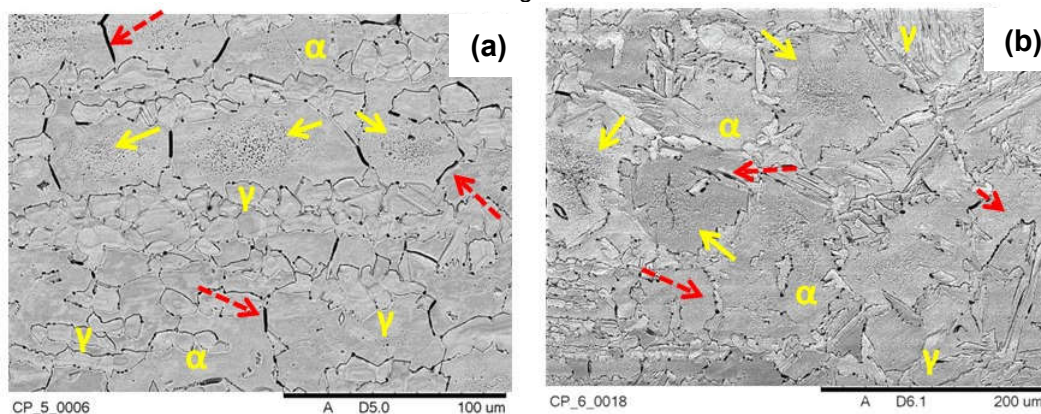
Na região da ZF foi observado morfologia diferente dos grãos presentes na ZTA e no MB. Com o ataque com ácido oxálico foi revelado maiores quantidades da fase austenita com morfologia de “agulhas” (ou “estacas”) em toda ZF. Este formato é reportado na literatura como austenita *Widmanstätten* (99–101) e foi observado em todas os CPs estudados; não sendo notado diferença na morfologia entre os CPs de um e dois passes. A presença de austenita secundária (γ_2), foi observada próximo a interface entre a ZTA e a ZF. A morfologia da austenita secundária é similar a “argolas” ligadas entre si. Esse tipo de fase foi observado mais facilmente nos CP submetidos a dois passes (CP01, CP02 e CP03). Na Figura 24 (a-d) e na Figura 25 (a-b) são apresentadas, respectivamente, imagens obtidas por MEV dos ataques nos CPs estudados após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 %(v/v).

Figura 24 - Micrografias eletrônicas por varredura após ataque eletrolítico dos CPs com ácido oxálico 10 %(v/v) do para o (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03 e (d) CP04, com setas em amarelo evidenciando pontos de ataque corrosivo dentro do grão da ferrita e setas vermelhas indicando ataque no contorno dos grãos.



Fonte: autora da tese.

Figura 25 - Micrografias eletrônicas por varredura após ataque eletrolítico dos CPs com ácido oxálico 10 % (v/v) do para o (a) CP05 e (b) CP06 com setas em amarelo evidenciando pontos de ataque corrosivo dentro do grão da ferrita e setas vermelhas indicando ataque no contorno dos grãos.



Fonte: autora da tese.

Foi observado ataque corrosivo dentro da região na ferrita da ZTA, que é indicado pelas setas amarelas, como observado pelas análises de microscopia ótica. Além dos ataques internos aos grãos também foram observados ataque intergranular nos grãos sensibilizados, como indicado pelas setas em vermelho. O ataque intergranular ocorreu ao redor dos grãos de ferrita que continha os ataques indicados pelas setas em amarelo, sendo mais evidente para os CP05 e CP06.

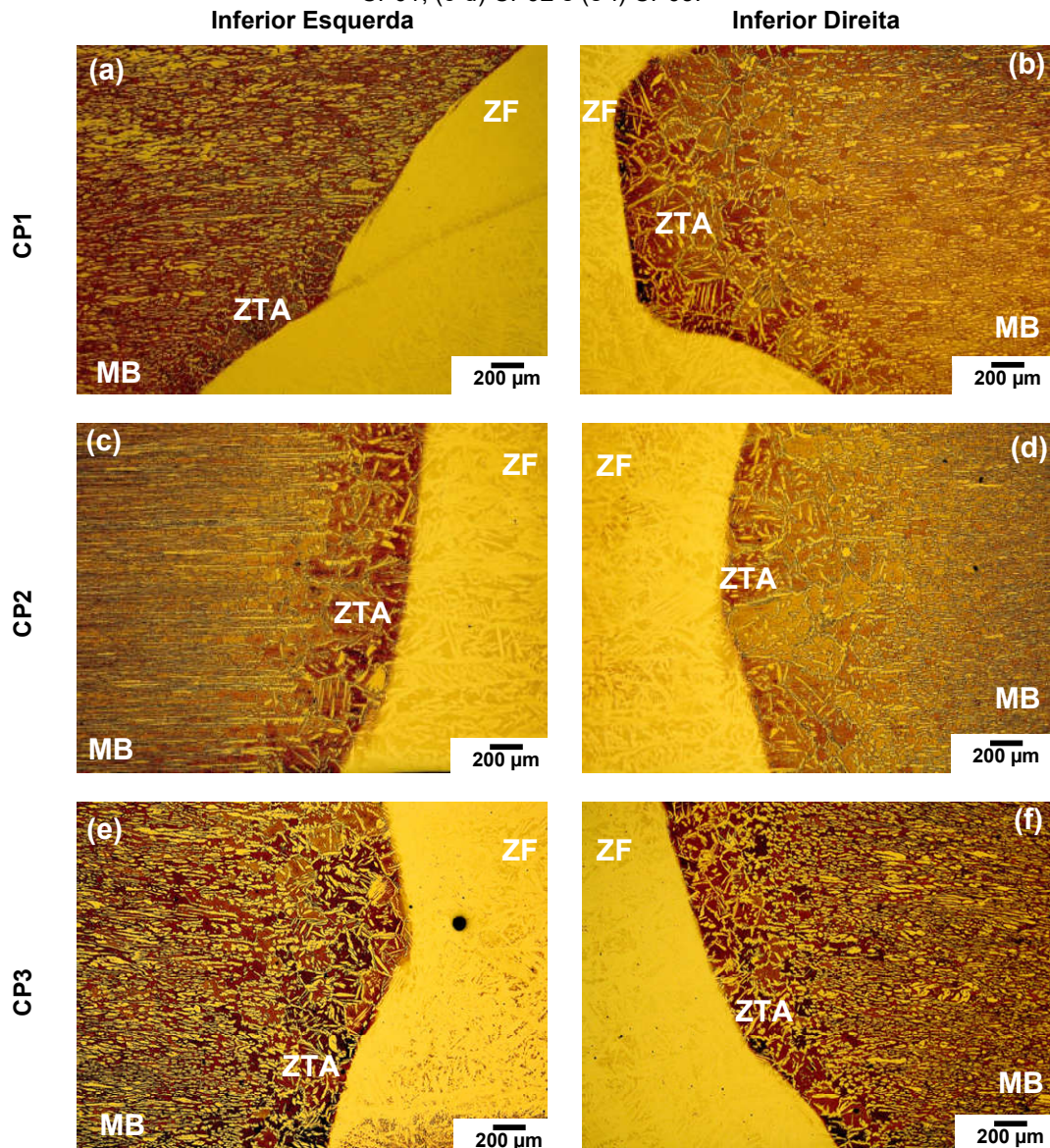
5.1.2 Ataque químico com o reagente Behara

Na Figura 26 (a-f) são apresentadas micrografias óticas das amostras soldadas após ataque metalográfico com reagente Behara para os CP submetidos a dois passes e na Figura 27 (a-f) para os CPs de um passe. As micrografias detalhadas com todas as regiões de cada CP são apresentadas no APÊNDICE B.

O ataque com o reagente Behara foi realizado para identificar as fases ferrita e austenita no AID em cada região ao longo da seção soldada. Essa identificação ocorreu pela diferença de coloração entre elas, com o auxílio de um MO com luz polarizada. A fase ferrita foi identificada pela coloração marrom (escura), e a fase austenita, pela coloração amarela (clara). Assim como no ataque com o ácido oxálico, o ataque com reagente Behara foi revelou a morfologia e orientação dos grãos no MB, ZTA e ZF. Na região da ZF não foi observado ataque intenso, como na ZTA e no MB.

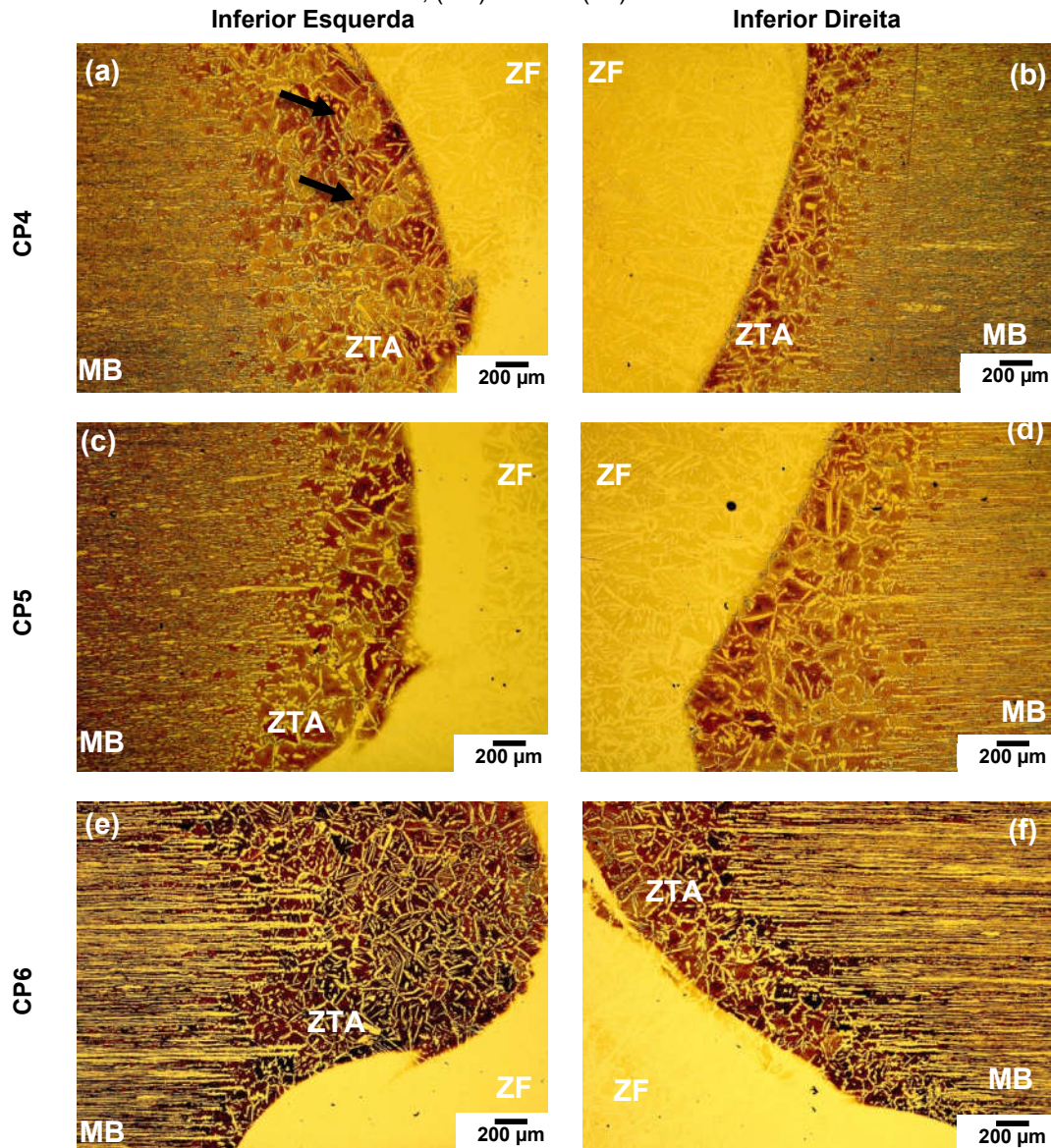
Isso se deve ao material usado como metal de enchimento, ER2209, possuir composição mais nobre do que o MB LDX 2101, mostrando-se mais resistente ao ataque desse reagente.

Figura 26 - Superfície do MB LDX 2101 soldado após ataque metalográfico com reagente Behara realizado na seção transversal evidenciando a transição do MB, ZTA e ZF para os (a-b) CP01, (c-d) CP02 e (e-f) CP03.



Fonte: autora da tese.

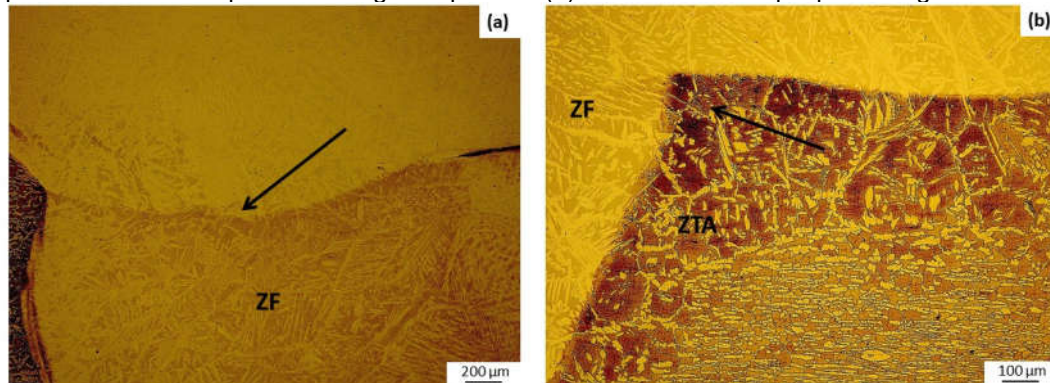
Figura 27 - Superfície do aço duplex 2101 soldado após ataque metalográfico com reagente Behara realizado na seção transversal evidenciando a transição do MB, ZTA e ZF para os (a-b) CP04, (c-d) CP05 e (e-f) CP06.



Fonte: autora da tese.

Entre os CPs soldados com dois passes (CP01, CP02 e CP03) apenas no CP01 foi identificada a LF presente no meio ZF, entre o primeiro e o segundo passe, como indicado pela seta na Figura 28 (a). Nos cordões de solda em que foi observada a formação de um ângulo próximo a 90° na LF entre a ZF e a ZTA, Figura 28 (b), a extensão da ZTA foi maior, caso do CP02 e CP03. O CP06 foi o que apresentou a ZTA mais extensa entre o meio e a raiz da solda, principalmente no lado esquerdo, Figura 27 (e).

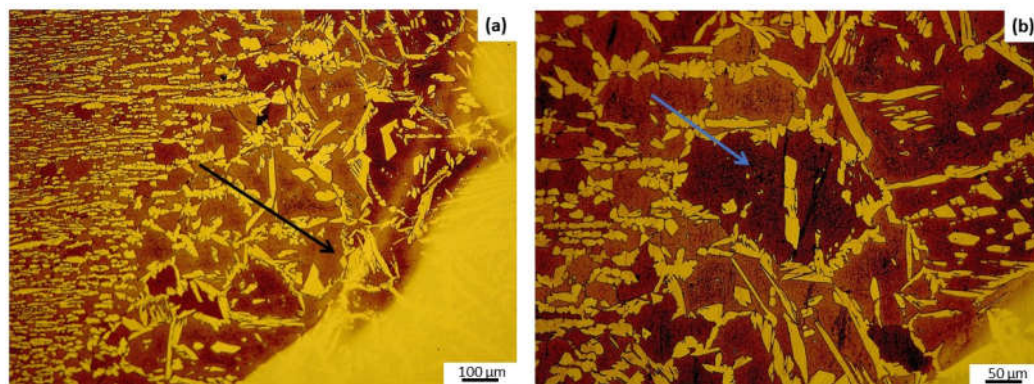
Figura 28 - Micrografias óticas após ataque com o reagente Behara do (a) CP01 com destaque para a linha entre o primeiro e segundo passe e (b) CP02 com destaque para a região da ZTA.



Fonte: autora da tese.

Nos CPs de um passe (CP04, CP05 e CP06) foi observada que a ZTA foi menor na parte de cima (topo) da região soldada, alargando ao longo da seção do cordão. Há alguns pontos que evidenciaram a mistura entre o MB LDX 2101 e o ER2209, Figura 29 (a), não ocorrendo uma LF bem definida, como comumente foi observado nos CPs de dois passes. Nos CP04 e CP05 foram observados alguns grãos de austenita preservados e grãos da ferrita no entorno mais atacados, como indicado pelas setas na Figura 27(a) e ampliado na Figura 29 (b) para o CP04, comportamento este que não foi identificado nos demais CPs.

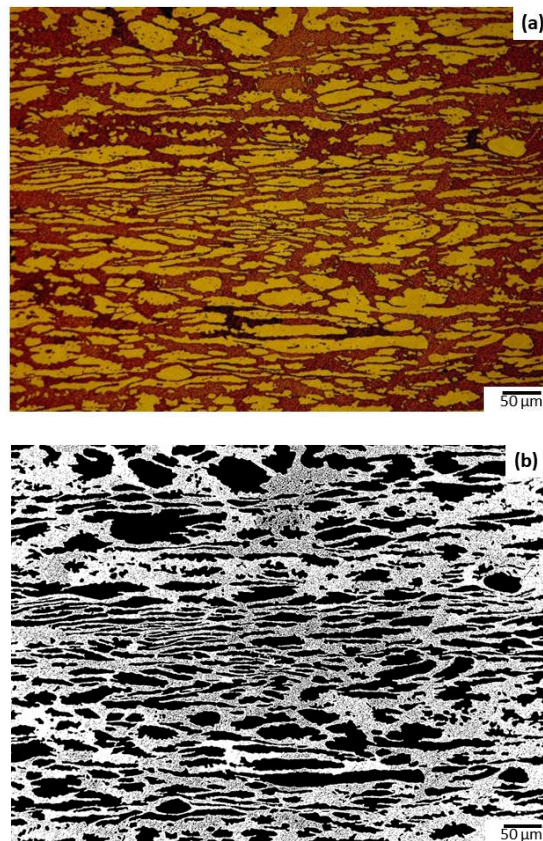
Figura 29 - Micrografias óticas após ataca com reagente behara evidenciando (a) a mistura entre o MB LDX 2101 e o ER2209 do CP05 e (b) o grão da fase austenita preservada em torno da fase ferrita no CP04.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 30 (a-b) é apresentada a microestrutura obtida por MO e com luz polarizada na seção transversal do MB LDX 2101 após ataque metalográfico com reagente Behara. Com o auxílio do programa *ImageJ* foi quantificada a fração de área das fases no MB e na ZTA dos CPs estudados (102). Para isto, foi feito o tratamento da imagem, e contabilizada a porcentagem de fases para o MB, (Figura 30(a-b)), a ZTA dos CP01, CP02 e CP03 (Figura 31 (a-c)) e dos CP04, CP05 e CP06 (Figura 32 (a-c)).

Figura 30 - Seção transversal do aço duplex 2101 (LDX 210) após ataque metalográfico com reagente Behara. (a) Imagem obtida com luz polarizada e (b) imagem tratada por *ImageJ*.

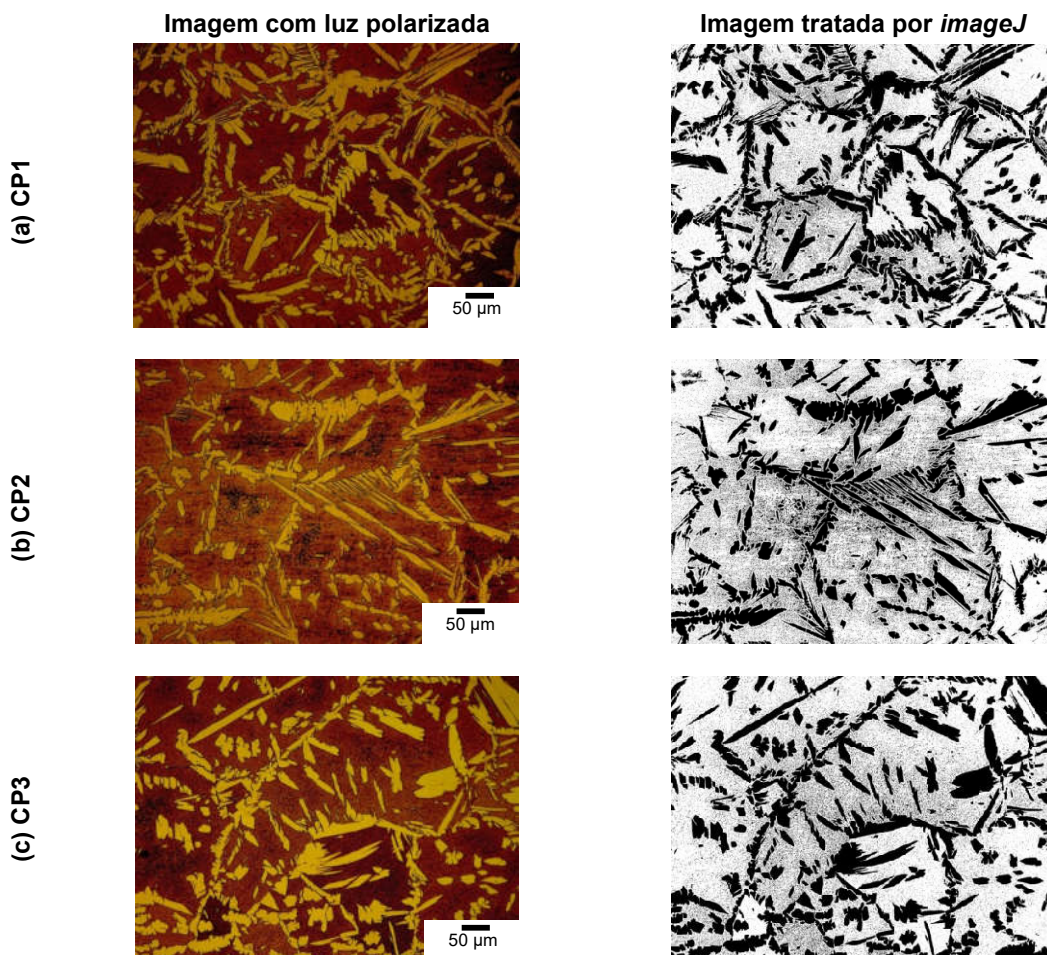


Fonte: autora da tese.

A Figura 30 (a) corresponde a imagem obtida no MO com luz polarizada, em que a parte escura (marrom) corresponde à fase α , e a parte clara (amarelo) à fase γ . Na Figura 30 (b) é apresentada a imagem após tratamento pelo *ImageJ*, sendo, a fase escura (preto) correspondente a γ , e a clara (branco), a α . Comparando o MB e as ZTAs foi possível observar diferença na proporção das fases, ou seja, no MB foi

observado equilíbrio entre as duas fases, enquanto para as ZTA foi observada diminuição da fase γ , e aumento da α .

Figura 31 - Secção transversal da ZTA do aço duplex 2101 após ataque metalográfico com reagente Behara para os (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3.

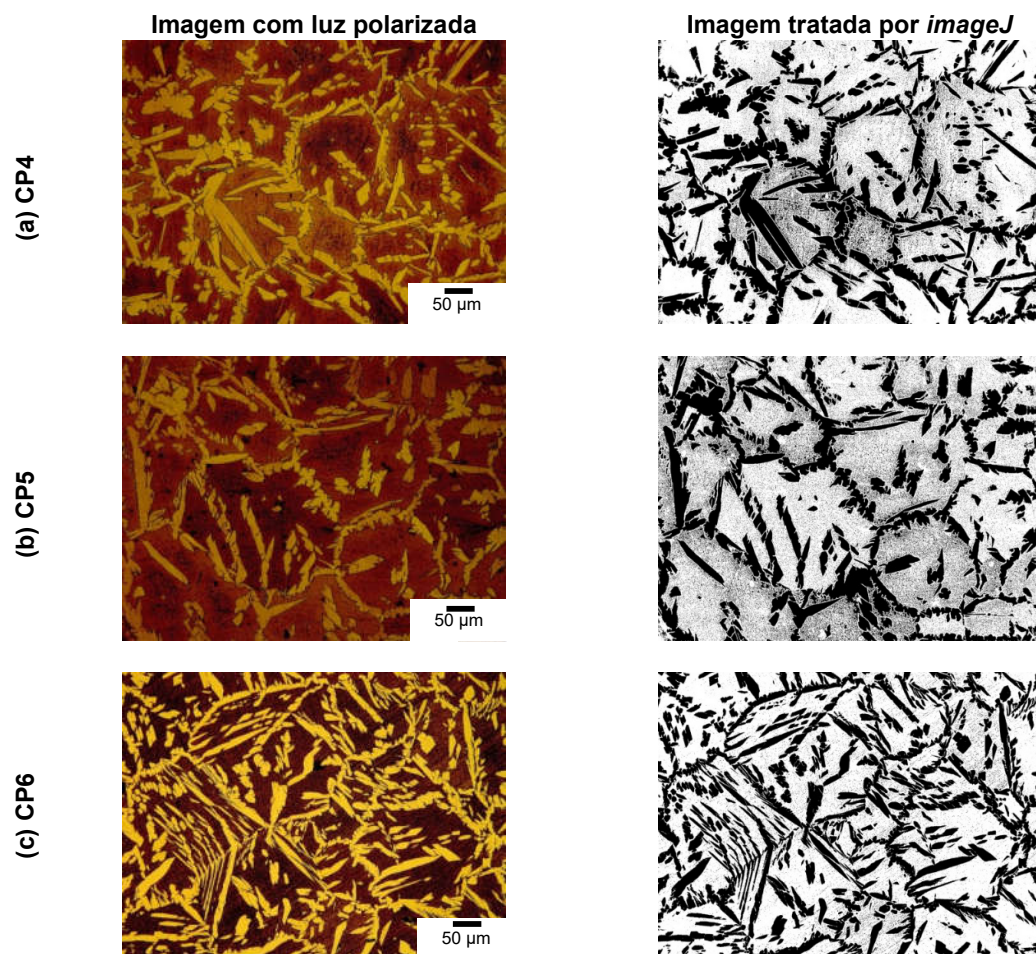


Fonte: autora da tese.

Na Figura 33 é apresentado gráfico com a porcentagem de fase γ no MB e na ZTA para os diferentes CPs, e na Figura 34 gráfico para a ZF. Pode-se observar para o MB que a fração da fase γ foi próxima a 50%, como já era esperado e relatado na literatura (2,7,103). Entretanto, para a ZTA houve diminuição da fase γ ; indicando a influência do aquecimento e no resfriamento na modificação das fases nas regiões adjacentes à linha de fusão (LF). Ao analisar a concentração das fases na região da ZF, a fase austenita foi em maior proporção do que a ferrita. O erro máximo para o CP03 foi próximo da média das áreas analisadas para o CP01, com isso pode-se dizer que nos CPs submetidos a dois passes a concentração da fase austenita na ZF foi

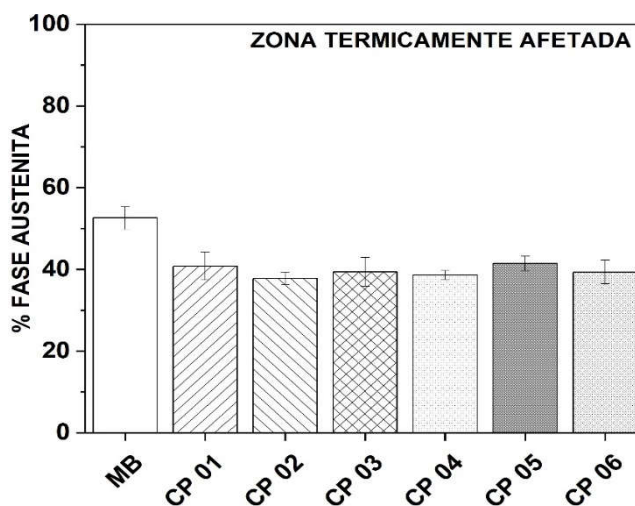
em torno de 60 % em fração de área. Ao analisar os CPs de um passe, no CP06 foi observado a maior concentração da fase austenita na ZF. Já para os CP04 e CP05 a concentração foi próxima a 50 %. Os erros nos cálculos para a ZF foram altos, pois como a região da ZF foi mais resistência ao ataque com o reagente Behara, o contraste entre as fases foi menor.

Figura 32 - Seção transversal da ZTA do aço duplex 2101 após ataque metalográfico com reagente Behara para os (a) CP4, (b) CP5 e (c) CP6.



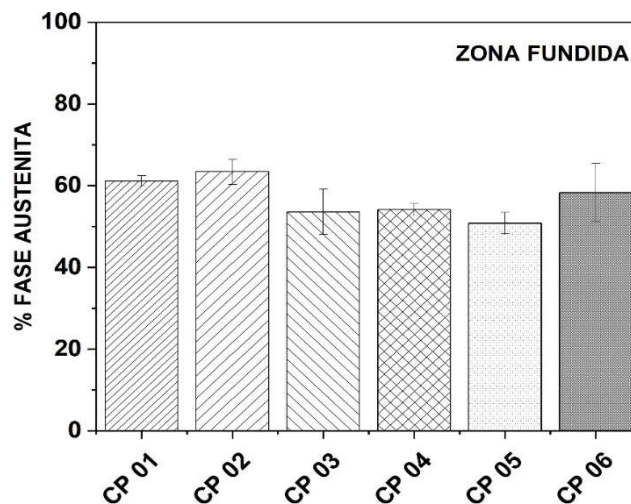
Fonte: autora da tese.

Figura 33 - Média e desvio padrão da porcentagem da fase γ presente no MB LDX 2101 e na ZTA para os 6 CPs investigados.



Fonte: autora da tese.

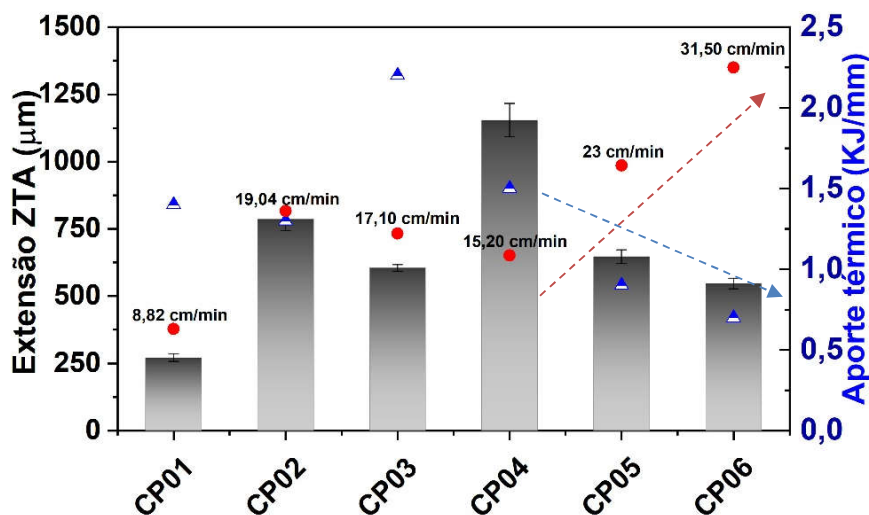
Figura 34 - Média e desvio padrão da porcentagem da fase γ presente na ZF para os 6 CPs investigados.



Fonte: autora da tese.

Comparando-se somente as ZTAs de todos os CPs, houve aumento da quantidade de γ com o aumento da energia de soldagem. Pode-se explicar esse fenômeno pelo maior tempo de exposição ao campo ferrítico. A Figura 35 apresenta a média e o desvio das medidas da extensão da ZTA para as condições estudadas, junto com os valores de velocidade de soldagem (em preto) e aporte térmico (em azul).

Figura 35 - Média da extensão da ZTA na parte inferior dos CPs soldados, conforme ilustração da Figura 17 (b), comparando os valores de aportes térmicos e velocidade de soldagem referente ao primeiro passe. Parâmetros de soldagem apresentados na Tabela 2.



Fonte: autora da tese.

Os valores de aporte térmico e velocidade de soldagem são referentes ao primeiro passe de todas as condições, apresentados na Tabela 2. As medidas foram realizadas na parte inferior (Figura 17 (b)), pois como visto no ataque metalográfico, a ZTA foi irregular ao longo da seção transversal. Os CPs soldados com um passe seguiram a tendência: quanto maior a velocidade de deslocamento e menor aporte térmico, menor a extensão da ZTA. Para os CPs com dois passes houve interferência entre os parâmetros de cada passe, sendo complexa a avaliação do efeito de um passe sobre o outro, não ocorrendo correlação entre os parâmetros de soldagem e a extensão da ZTA.

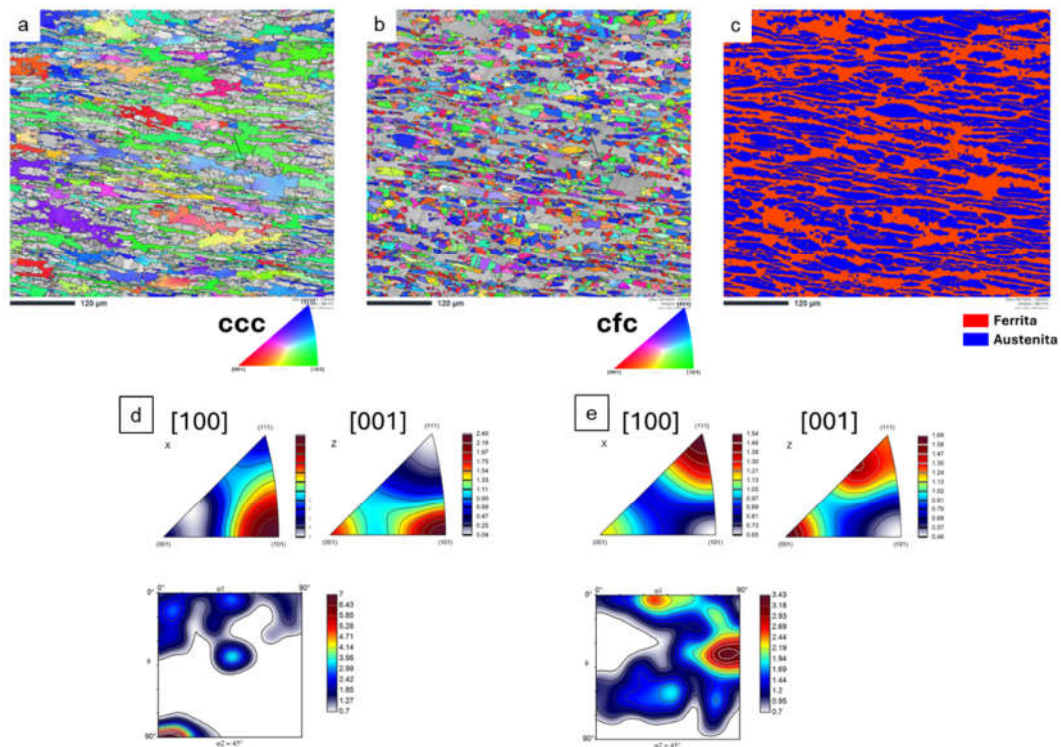
5.1.3 EBSD

Para uma avaliação mais detalhada da microestrutura desenvolvida pelo processo de soldagem GTAW-DF do LDX 2101, nas condições descritas, foi realizada a análise por EBSD. Foram escolhidas duas amostras submetidas a dois passes, CP01 e CP03, e uma amostra submetida a um passe, CP04. O principal objetivo das escolhas desses CPs, entre os 06 estudados, foi avaliar a influência na microestrutura com a aplicação do segundo passe.

Na Figura 36 (a-e) é apresentada a análise microestrutural por EBSD para o MB LDX 2101. Inicialmente, foi feita a caracterização do MB por EBSD para comparar o efeito na microestrutura pelo processo de soldagem, complementando as outras

caracterizações microestruturais já realizadas no decorrer deste trabalho. Pode-se observar na imagem para orientação de cada fase; ferrita (CCC), Figura 36 (a), e austenita (CFC), Figura 36 (b), que a microestrutura corresponde a um material laminado. Ambas as fases desenvolveram um arranjo típico em forma de bandas alternadas de austenita e ferrita, alinhadas paralelamente à direção de laminação (RD). O mapeamento das fases, Figura 36 (c), mostrou fração de ferrita em torno de 46% e austenita 54%.

Figura 36 - Análise microestrutural por EBSD do MB LDX 2101 (a) IPF CCC; (b) IPF CFC; (c) mapa de fases; (d) IPF e ODF CCC; e (e) IPF e ODF CFC



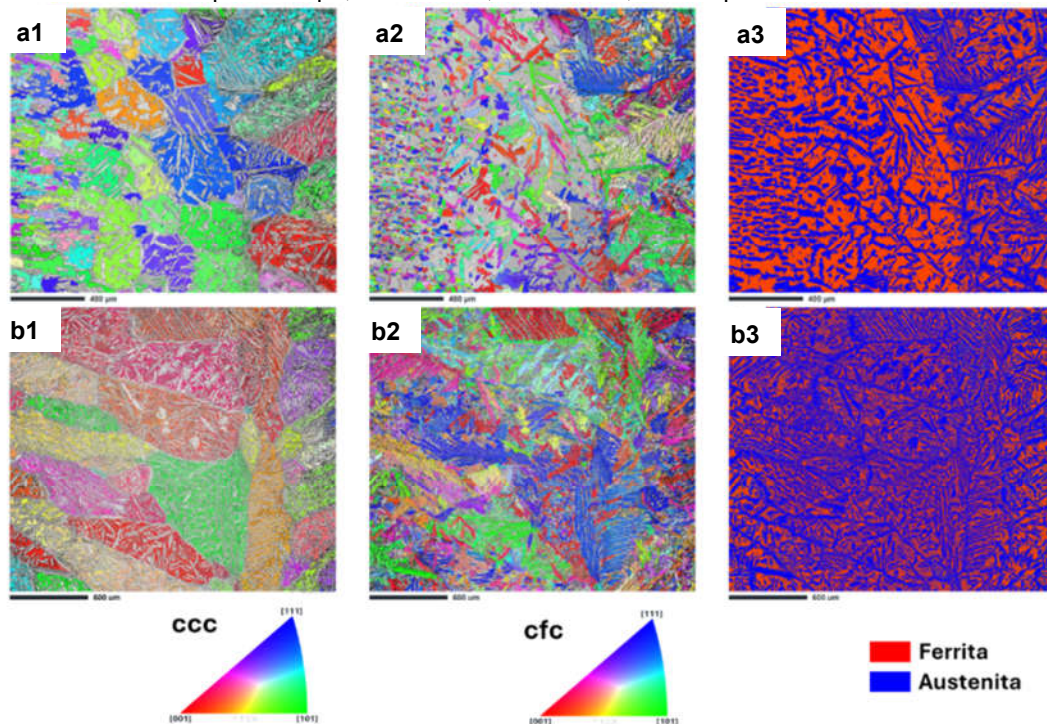
Fonte: autora da tese.

A orientação de cada fase pode ser visualizada e definida pelas figuras de polo invertidas (IPF), Figura 36 (d), e de função de distribuição de orientação (ODF), Figura 36 (e), fase ferrítica (CCC) e austenítica (CFC), respectivamente. Assim, a ferrita apresentou notável intensidade de alinhamento de planos $\{110\}$, tanto na direção de laminação, como na direção normal à superfície. A ferrita tem uma textura alinhada com a direção de laminação que é representada pelo alinhamento na *alpha-fibra* ($\langle 110 \rangle // RD$) com um componente intenso na relação $\{100\} \langle 1-1 0 \rangle$. A relação de textura é tipicamente associada a um processo de laminação. Por outro lado, quando

analisado o desenvolvimento da fase austenítica, foi observada uma distribuição de orientação mais dispersa e menos intensa. Essa distribuição de orientação, segundo os IPF's, mostra tendência de alinhamento de planos $\{111\}$ e $\{100\}$ nas direções RD e normal (ND). O mapeamento ODF identificou uma textura específica dividida entre $\{100\}\langle 001\rangle$ (cubo) e $\{112\}\langle 111\rangle$ (Cu). Esse tipo de textura é descrito como uma mistura de textura proveniente de recristalização e deformação, o que acontece durante a laminação a quente.

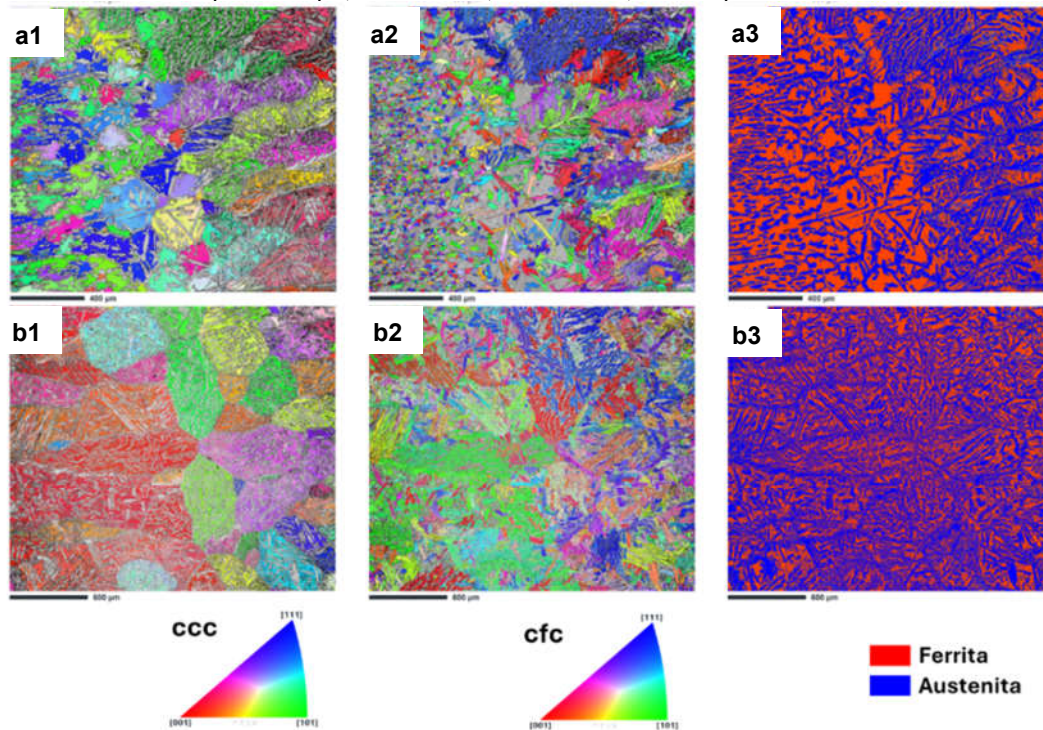
A análise de orientação para as três condições é apresentada na Figura 37 (a-b) para o CP01, Figura 38 (a-b) para o CP 03 e Figura 39 (a-b) para o CP04. Deve-se apontar que a numeração associada a cada letra de referência significa: 1 mapa IPF da fase CCC, 2 mapa IPF da fase CFC e, 3 mapa de fases. A escolha desses CPs para realização do EBSD foi para comparar a aplicação de dois passes com a uma condição de um passe apenas. A análise comparativa das três condições (CP01, CP03 e CP04), segundo o mapeamento de orientação IPF, mostrou a mudança progressiva na distribuição e morfologia da austenita conforme passa do MB para a ZTA.

Figura 37 - Análise microestrutural por EBSD da região soldada do LDX 2101 para a condição do CP01. (a) Região da ZTA; (b) Região da ZF; (c) fases ferrita e austenita. A numeração denota o tipo de mapa, 1: IPF CCC, 2: IPF CFC, e 3: mapa de fases.



Fonte: autora da tese.

Figura 38 - Análise microestrutural por EBSD da região soldada do LDX 2101 para a condição do CP03. (a) Região da ZTA; (b) Região da ZF; (c) fases ferrita e austenita. A numeração denota o tipo de mapa, 1: IPF CCC, 2: IPF CFC, e 3: mapa de fases.



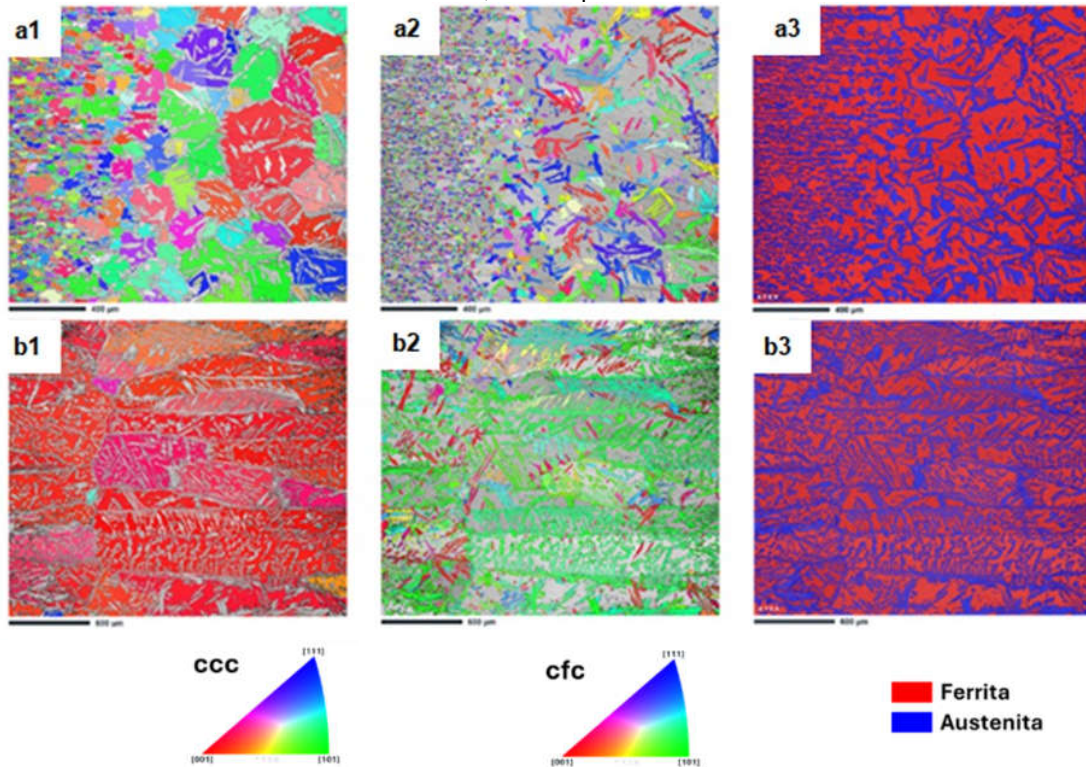
Fonte: autora da tese.

Para melhor análise da evolução da orientação cristalográfica em função do efeito do gradiente térmico desenvolvido pelas condições de soldagem, a avaliação dos mapas de EBSD foi realizada utilizando como referência a observação segundo a direção RD. O uso desta referência de análise mostrou melhor visualização do resultado da evolução de orientação microestrutural das condições de soldagem estudadas. Assim, como característica geral, nota-se que as mudanças no processo de soldagem, como velocidade de soldagem e aporte térmico, modificam a morfologia e fração das fases, sendo a austenita a que mostra diferenças de morfologia segundo sua formação intergranular ou intragranular, a qual depende do histórico térmico.

Na região da ZTA pode ser observado que, segundo o mapa IPF, os grãos de ferrita exibem uma orientação independente. Assim, é possível notar que para o CP01 e CP03 a transição da ZTA para a ZF apresentou um incremento considerável na formação de austenita, tanto intergranular como intragranular, sendo a formação da austenita função do histórico térmico da junta soldada. Na ZTA a formação intergranular foi mais proeminente. Para todas as condições estudadas, nota-se que o fenômeno comum observado na ZTA é o engrossamento da ferrita e a formação de

austenita intergranular, marcando um formato equiaxial logo em seguida à zona de transição do MB. Esse fenômeno é o resultado das altas temperaturas atingidas durante o processo de soldagem, o qual fica evidente devido à reorientação dos planos, como apresentado nos mapas para todas as condições.

Figura 39 - Análise microestrutural por EBSD da região soldada do LDX 2101 para a condição do CP04. (a) Região da ZTA; (b) Região da ZF. A numeração denota o tipo de mapa, 1: IPF CCC, 2: IPF CFC, e 3: mapa de fases.



Fonte: autora da tese.

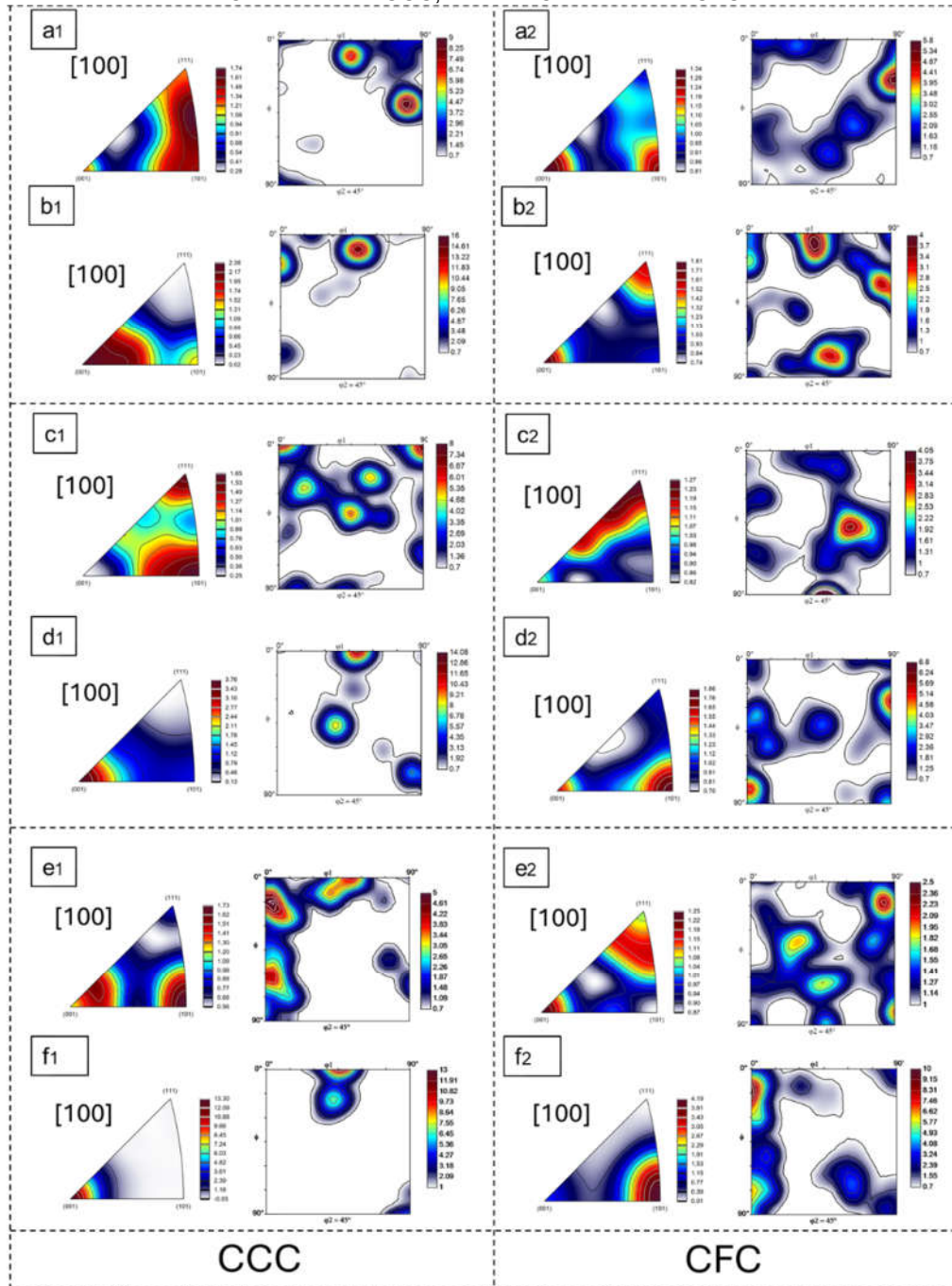
No caso da soldagem, a reorientação dos planos é dependente do gradiente máximo de temperatura e sua facilidade de transferência de calor (104). A relação de fases, segundo o mapeamento de fases por EBSD para a ZTA em todas as condições, é apresentada na Figura 37 (a3) para o CP01, Figura 38(a3) para o CP03 e, Figura 39 (a3) para o CP04. Foi observado que no CP01 e CP03, foi mantida uma relação de fases semelhante, constituída por 52,7% de ferrita e 47,3% de austenita e, 48,7% de ferrita e 51,3% austenita, respectivamente. Desta forma, devido ao histórico térmico similar no processo de soldagem, estas duas condições possuem valores de fração de fases similares. No entanto, a condição 4, mostrou fração diferente, sendo 61,6% de ferrita e 38,4% de austenita.

Os mapeamentos de orientação IPF realizados na região da ZF, assim como na região da ZTA, também foram analisados na direção RD devido às considerações antes expostas, Figura 37 (b), Figura 38 (b) Figura 39 (b). Com referência à orientação para o CP01 e CP03, foi observado que a morfologia da ferrita inicialmente teve aspecto colunar passando para um formato semi-equiaxial ao centro da solda. Essa morfologia não foi observada no CP04, onde a ferrita apresentou um aspecto colunar, Figura 39 (b1 e b2). Nos CP01 e CP03, Figura 37 (b1) Figura 38 (b1), foi observado que os grãos colunares de ferrita delta, no lado esquerdo das imagens, possuem tendência de orientação cristalográfica na direção [001]. Essa tendência de orientação não foi observada para grãos semi-equiaxiais que se formaram na região mais central do cordão de solda, os quais mostraram aleatoriedade de orientação cristalográfica para essas duas condições. No CP04 foi observada orientação cristalográfica que coincidiu com os grãos colunares de ferrita das outras duas condições. Essa orientação está mais alinhada à direção [100], paralela à direção de laminação, por sua vez, associada à direção de gradiente térmico no cordão de solda.

Quando se trata o fenômeno da similaridade de orientação cristalográfica dos grãos colunares de ferrita delta na região de transição da ZTA para a ZF, direção [100] para todas as condições, é provável que o desenvolvimento da microestrutura e a orientação preferencial, que será abordada com maior especificidade na continuação, esteja influenciada pelo gradiente de temperatura inicial do processo de soldagem, sendo que a direção do gradiente de temperatura tem a mesma direção que a da laminação (RD). Por outro lado, quando foi analisado o desenvolvimento de orientação cristalográfica da austenita para as condições de estudo, não foi observada distribuição com tendências predominantes na relação de orientação para os CP01 e CP03, Figura Figura 37 (b2) e Figura 38 (b2). Já para o CP04, Figura 39 (b2), assim como observado para a fase ferrítica, a fase austenítica mostrou uma orientação preferencial dominante alinhada à direção [101]. Esse efeito de orientação confirma o efeito de solidificação com tendência de gradiente homogêneo para essa última condição. Foi determinado, via o mapeamento de fases, que a fração de fases foi de 40,6%, 45,8% e 57,7% de ferrita delta, e 59,4%, 54,2% e 42,26% de austenita para os CPs 01, 03 e 04, respectivamente.

Na Figura 40 são apresentadas as análises IPF e ODF para comparação do efeito das condições de soldagem no desenvolvimento de textura nas condições estudadas.

Figura 40 - Análise IPF e ODF da região soldada do LDX2101 para as três condições estudadas. (a) Região da ZTA e (b) Região da ZF do CP01; (c) Região da ZTA e (d) Região da ZF do CP03; (e) Região da ZTA e (f) Região da ZF do CP04. A numeração denota o tipo de mapa. 1: IPF e ODF estrutura CCC, 2: IPF e ODF estrutura CFC



Fonte: autora da tese.

Ao analisar a região da ZTA, a microestrutura apresentou um desenvolvimento de orientação cristalográfica visivelmente afetado pelo ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem. Em características de textura, as condições 1 e 3, Figura 40

(a1 e c1) não apresentaram forte alinhamento cristalográfico para a fase ferrítica. No entanto, há uma forte tendência de orientação de planos $\{101\}$ e $\{111\}$ na direção $[100]$ que é a direção associada ao gradiente de extração de calor. Nota-se que essa região perdeu sua componente de orientação associada à fibra de textura RD, mostrando mais relação a orientações dependentes de gradientes térmicos não homogêneos com tendências de orientação específica $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{100\}\langle 001 \rangle$.

No CP01 e CP02, Figura 40 (c2 e c2), embora nenhuma grande mudança seja observada na fase γ , observa-se uma grande fragmentação de orientação. Podendo ter componentes de orientação associados a relação $\{112\}\langle 111 \rangle$, como também à relação $\{111\}\langle -110 \rangle$. Evidenciando que o histórico térmico nesta região foi afetado pelo reaquecimento após o segundo passe. Para CP04, Figura 40 (e1), como foi mencionado anteriormente, a condição de único passe pode ter condicionado o desenvolvimento de orientação para a direção da fibra de laminação, a qual coincide com a direção de gradiente térmico. Essa tendência é confirmada pelo ODF que mostra alta probabilidade de relação de planos na fibra RD. Assim, consequência destas evoluções dos ciclos térmicos pelo processo de soldagem, a textura da ZTA é modificada em comparação com a do MB, no entanto guarda alguma relação segundo a direção de gradiente térmico.

Ao se tratar da ZF, os CP01 e CP03, Figura 40 (b) e Figura 40 (d), mostraram similar efeito à zona ZTA. No entanto, como foi visto nos mapas IPF, estas duas condições guardam uma relação de orientação bastante forte para os planos (100) na direção $[100]$ na fase ferrita. As imagens ODF, mostram esta relação. Esse fenômeno está associado ao fato de uma fração dos grãos colunares manter a direção de solidificação sem ser afetados pelo segundo passe de soldagem, uma vez que a energia empregada no segundo passe não tenha sido suficiente para fundir todo o material depositado no primeiro passe. A fase austenítica, confirma a sua aleatoriedade, produto do ciclo de reaquecimento. Por outro lado, quando analisado o CP04, é notado que a fase ferrita está alinhada com a direção $[100]$. Da mesma forma, a fase austenítica mantém uma forte textura na direção $[100]$ e os planos (101) . Essa condição confirma o gradiente térmico homogêneo, tendo uma solidificação direcionada ao centro do cordão.

5.1.4 Microscopia eletrônica de transmissão (MET)

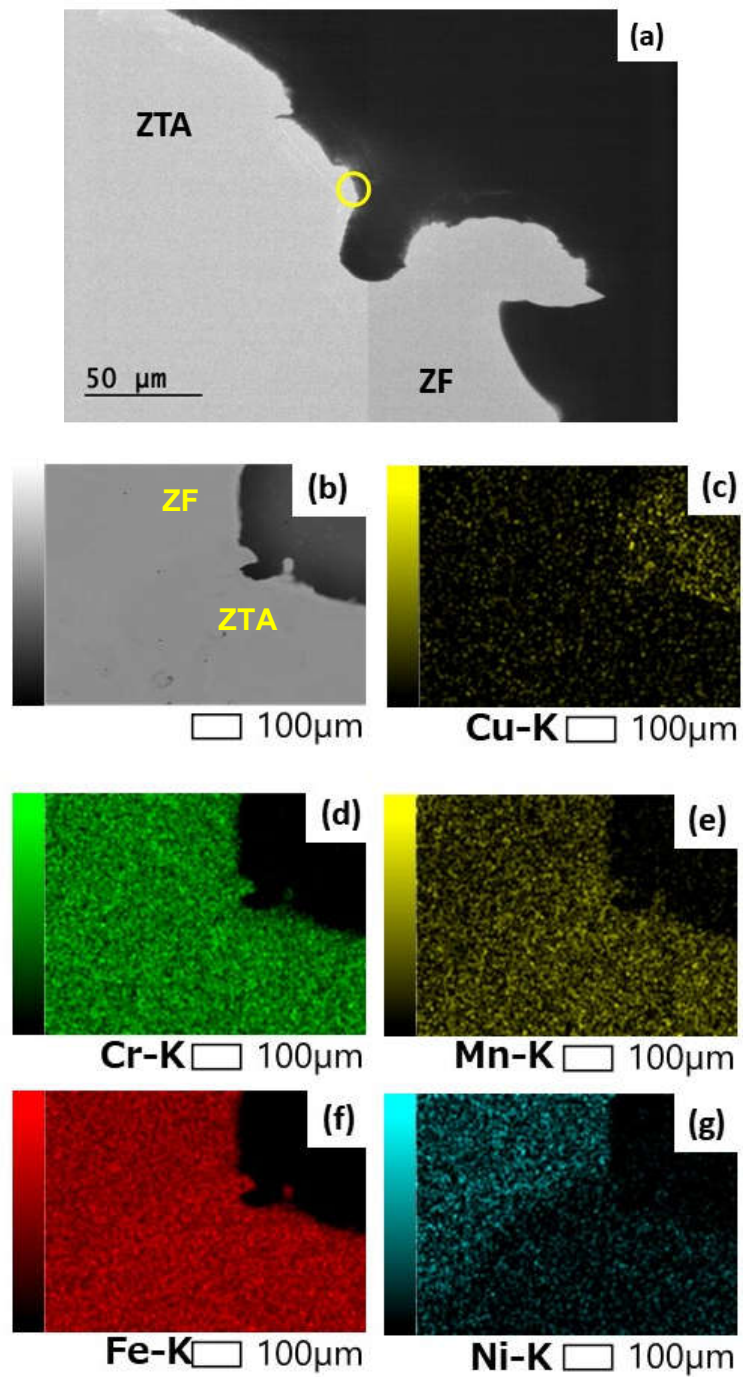
As análises de MET foram realizadas com o objetivo de identificar os precipitados formados pelo processo de soldagem na região da ZTA. Na Figura 41(a) é apresentada imagem de MET, na Figura 41 (b) microscopia eletrônica de varredura e na Figura 41 (c-g) os mapas de EDS da região onde foi realizado o furo para as análises MET, cuja região analisada é destacada pelo círculo amarelo. A interface pode ser confirmada pela diferença de intensidade de coloração do elemento Ni, uma vez que o MB LDX 2101 contém 1,15 (% em peso) e o ER 2209 8,60 (% em peso). É válido ressaltar que as imagens com os mapas de EDS estão opostas à imagem de varredura, como identificado na Figura 41 (b).

Na Figura 42 (a-h) é apresentada imagem por MET realizados na seção transversal da solda, na região da ZTA. O principal objetivo das análises foi identificar os possíveis precipitados contendo cromo, causado pela sensitização do material durante o processo de soldagem. Linhas de discordâncias foram observadas em maior densidade dentro do grão e ao longo dos contornos de grão, Figura 42 (a-b) e Figura 42 (e). Os emaranhados de linhas mais escuras próximo à LF pode ser identificado como a interação dos precipitados com as linhas de discordâncias (105).

Foram observadas também linhas de discordâncias próximo aos precipitados presentes nos contornos de grão, Figura 42 (f-h). Os precipitados presentes no contorno de grão apresentaram formato de bastão, em média de 500 nm de comprimento.

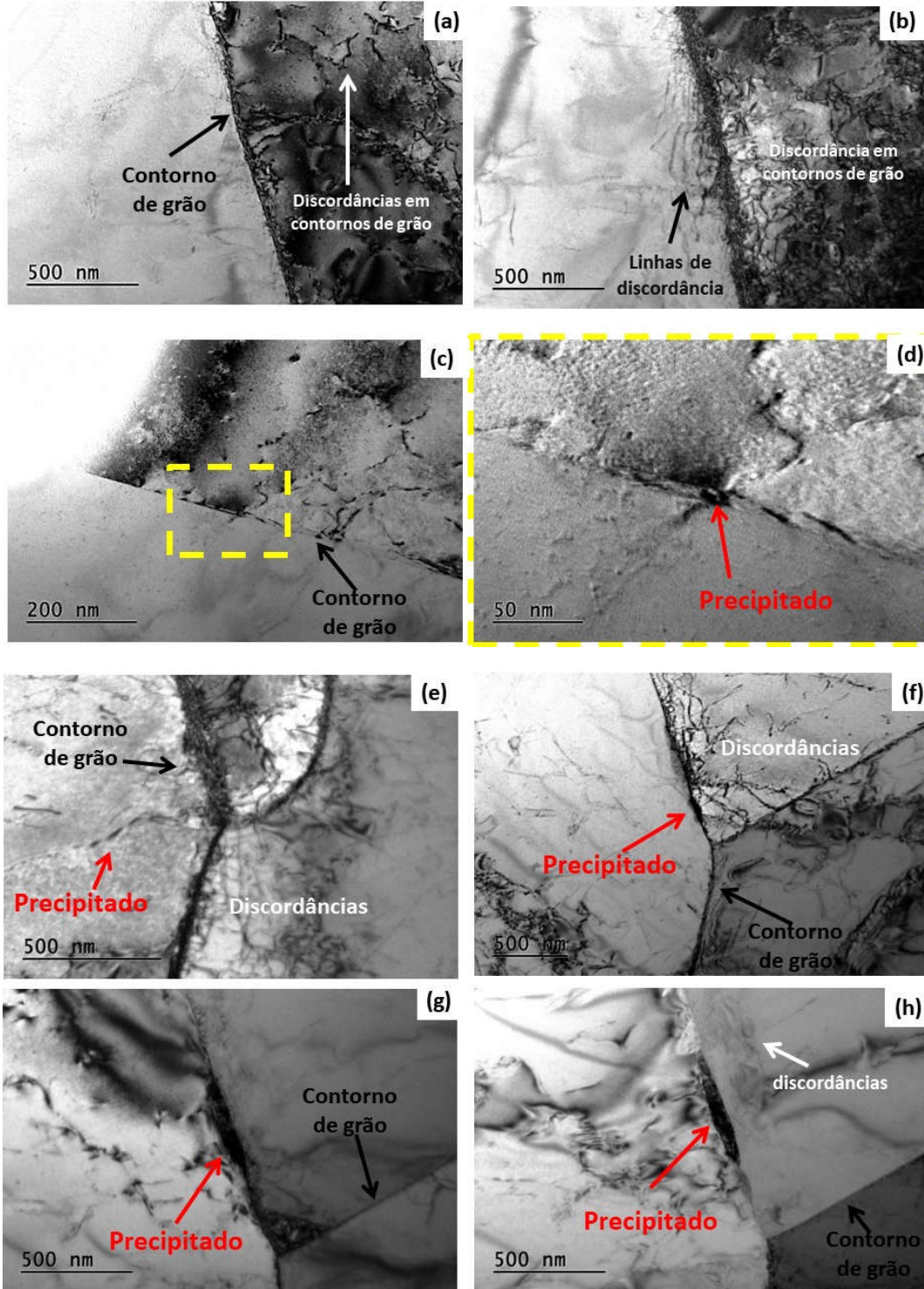
Na Figura 43 (a) é apresentada a imagem contendo o precipitado em forma de bastão presente no contorno de grão. Na Figura 43 (b-g) são apresentados os espectros de análise de EDS para os pontos identificados na Figura 43 (a). Devido ao pequeno tamanho da partícula, a análise pode ter sofrido interferência da composição química da matriz, como pode ser observado pelo elevado teor de ferro identificado, elemento este que não faz parte da composição dos possíveis precipitados. Foi identificado alto teor de cromo no precipitado analisado por EDS. Foi observado que a medida que se afasta do precipitado, menor concentração de cromo foi identificado, observado pela diminuição dos espectros de Cr, indicado pelas setas vermelhas, indicando que a migração do cromo para o precipitado, deixando a região adjacente ao mesmo empobrecida.

Figura 41 - (a) MEV indicando a interface da ZTA e da ZF próximo ao furo na amostra de MET, (b) região analisada por EDS em mapa para os diferentes elementos (c) Cu, (d) Cr, (e) Mn, (f) Fe e (g) Ni.



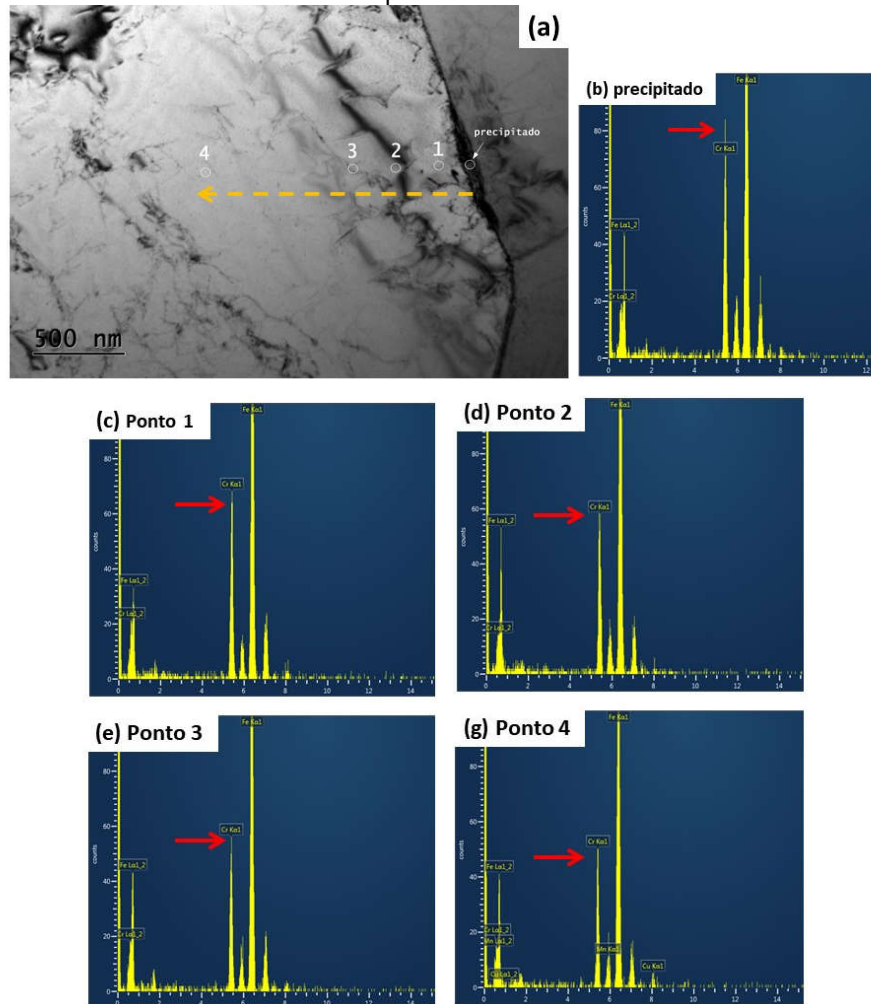
Fonte: autora da tese.

Figura 42 - MET da região da ZTA na seção do LDX 2101 soldado (a), (b) e (c) interface entre grãos, (d) ampliação do contorno de grão com precipitados, (e) concentração de linhas de discordâncias no contorno de grão, (f), (g) e (h) precipitados no contorno de grão.



Fonte: autora da tese.

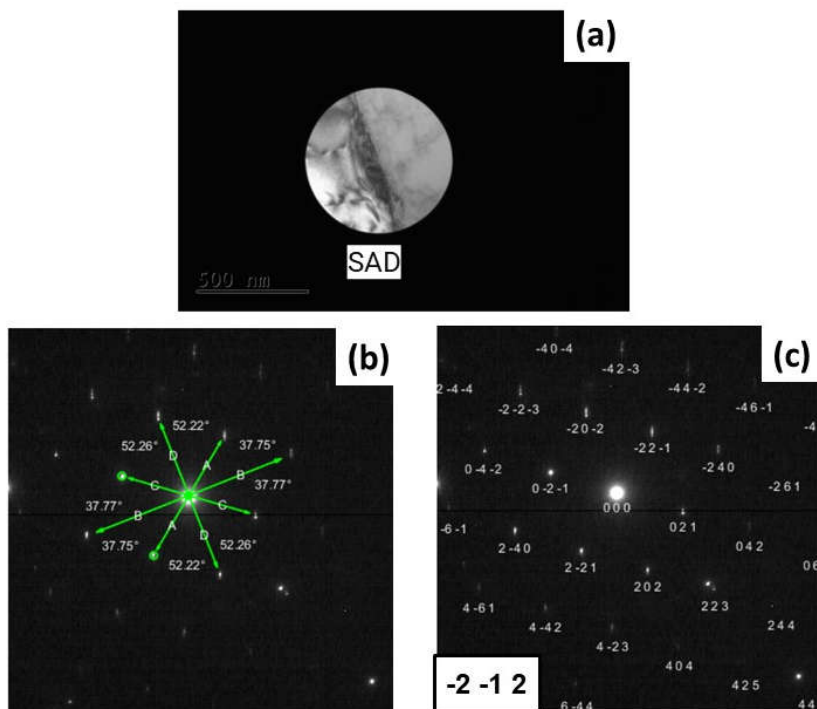
Figura 43 - (a) MET da região da ZTA na seção do LDX 2101 soldado com indicação dos pontos de análises por EDS, (b) espectro do precipitado indicado em (a), (c) espectro do ponto 1, (d) espectro do ponto 2, (e) espectro do ponto 3 e (f) espectro do ponto 4. Intensidade do Cr indicado pela seta vermelha.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 44 (a) é apresentado a área de difração selecionada (SAD) para o precipitado. O padrão de difração foi ajustado pelo software *CrystBox diffractGUI* e na Figura 44 (b) são apresentados os vetores de rede quantificados com os comprimentos dos vetores, suas proporções e distâncias angulares. Já a Figura 44 (c) são apresentados os pontos de difração com os vetores de rede individuais, cujo eixo da zona calculado foi -2 -1 2. O melhor ajuste para esse padrão de difração foi do nitreto de cromo. Porém, não se pode afirmar que os demais precipitados observados ao longo dos contornos de grão sejam todos nitretos, uma vez que a precipitação de carbeto de cromo também é possível.

Figura 44 - (a) Area de difração selecionada SAD, (b) e (c) pontos de difração da fase analisada



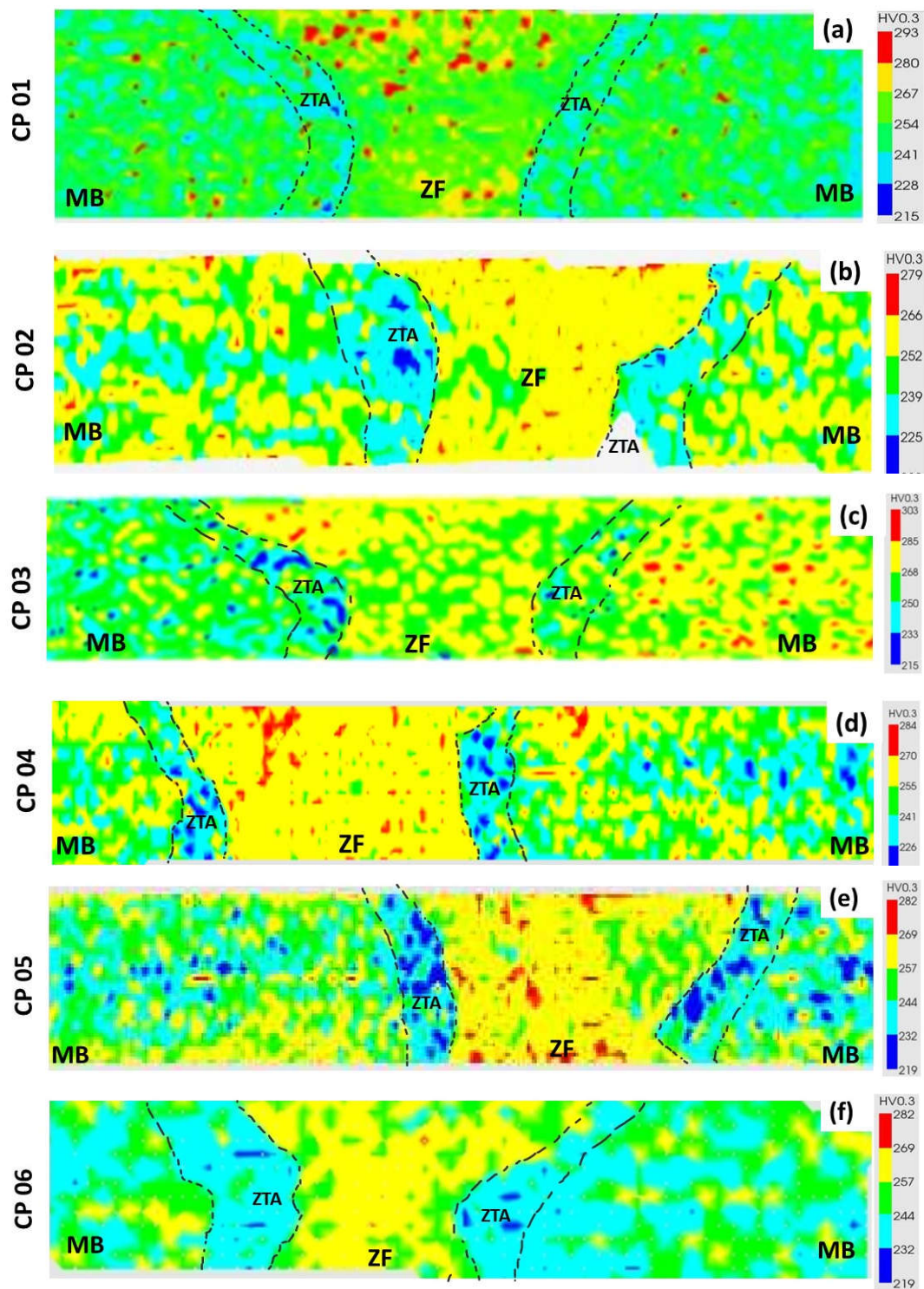
Fonte: autora da tese.

5.2 Microdureza Vickers

5.2.1 Microdureza Vickers da seção transversal no cordão de solda

A Figura 45 (a-f) apresenta mapas de microdureza obtidos das medidas realizadas ao longo da seção transversal do cordão de solda dos CPs estudados, com indicação do MB, ZTA e ZF. A ZF foi a região com maior microdureza, conforme indicado pela coloração vermelha e amarela, entre 255 e 284 HV. A microdureza média do MB é de aproximadamente 248 HV. Os maiores valores de microdureza na ZF devem-se à liga utilizada como metal de adição ser o aço ER2209, cuja composição contém 8,6% de Ni, enquanto o MB LDX 2101 apresenta apenas 1,15%. O alto teor de Ni provoca a estabilização da fase γ e resulta em aumento na dureza (103,106–108).

Figura 45 - Mapas de microdureza Vickers ao longo da seção transversal com indicação do MB, ZTA e ZF para (a) CP01, (b) CP02, (c) CP03, (d) CP04, (e) CP05 e (f) CP06.



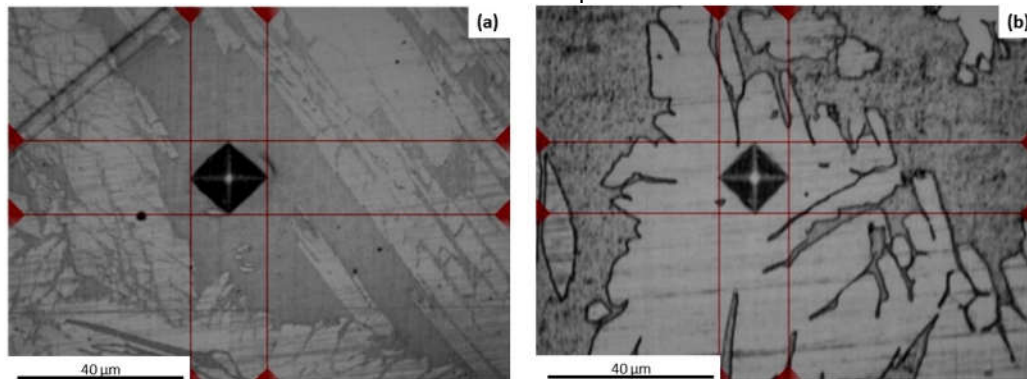
Fonte: autora da tese.

Os valores de microdureza foram próximos, porém com o mapeamento foi observado o efeito da soldagem na microestrutura, evidenciando as regiões vizinhas à ZF, na ZTA. Nota-se nestas regiões variações de dureza indicadas pela tonalidade da coloração azul. Nota-se também que, na parte superior da ZF, nos CPs com soldagem de dois passes, Figura 45 (a-c), foram observados pontos vermelhos, indicando durezas mais elevadas, particularmente no metal de adição. No caso dos CPs soldados com um passe, Figura 45 (d-f), a indicação de maior dureza foi identificada ao longo da ZF, com pontos vermelhos identificados na extensão dessa região. E o CP04 e CP05 com pontos de menores valores de dureza ao longo da ZTA.

5.2.2 Microdureza Vickers das fases ferrita e austenita

Na Figura 46 (a-b) é mostrada a marca de indentação para medidas de dureza nas fases α e γ . Devido ao tamanho das fases, foi necessário usar carga diferente da utilizada para obtenção dos mapas de microdureza, de forma que a impressão ficasse apenas dentro da fase desejada.

Figura 46 - Micrografias da indentação para medidas de dureza nas fases (a) ferrita - α e (b) austenita - γ .

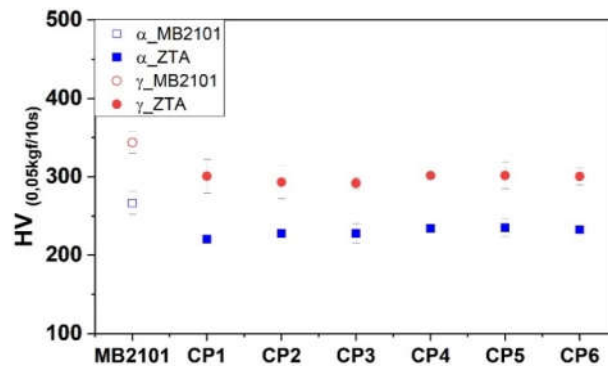


Fonte: autora da tese.

Na Figura 47 é apresentado o gráfico de microdureza das fases α e γ , com a média e desvio padrão, para o MB e as ZTAs, das 6 condições de soldagem investigadas. O MB apresentou dureza média da fase α em torno de 266 HV, e da

fase γ , de cerca de 344 HV. Comparando o MB com a ZTA, na ZTA foi notada modificação na microestrutura, sendo observada diminuição da dureza para ambas as fases. Entretanto, quando comparadas as diferentes condições de soldagem, não foi observada diferença significativa nos valores de dureza nas ZTAs, indicando que os diferentes parâmetros de soldagem utilizados não tiveram influência na dureza das fases nessa região.

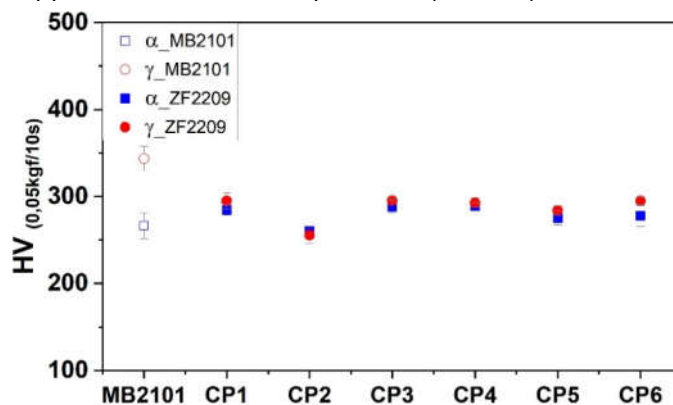
Figura 47 - Comparação da média e desvio dos valores de microdureza das fases ferrita - α e austenita - γ para o MB LDX 2101 e para a ZTA próximo a raiz da solda dos 6 CPs estudados.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 48 é comparado o valor médio de dureza das fases no MB LDX 2101 com o ER2209 (material de adição utilizado na zona fundida). A diferença de dureza das fases é evidente para o MB quando comparado ao ER2209. Porém, para o ER2209 não foi observada diferença significativa de dureza entre as fases α e γ para todas as condições estudadas.

Figura 48 - Comparação da média e desvio dos valores de microdureza das fases ferrita - α e austenita - γ para o MB LDX 2101 e para a ZF (ER2209) dos 6 CPs estudados.



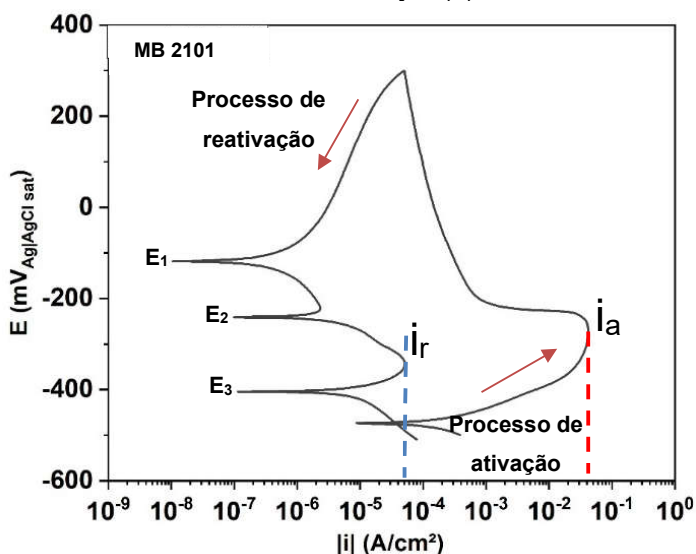
Fonte: autora da tese.

5.3 ENSAIOS ELETROQUÍMICOS

5.3.1 DL-EPR

Na Figura 49 é apresentada a curva do ensaio DL-EPR para o MB 2101. A linha pontilhada em vermelho (i_a) é a corrente máxima que leva à formação da camada passiva sobre a superfície do material, indicando a tendência à passivação. Já a linha pontilhada em azul (i_r), mostra a corrente máxima de reativação, durante a varredura reversa, e indica a tendência ao ataque localizado.

Figura 49 - Curva DL-EPR para o MB LDX 2101 em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$, em que são identificadas a densidade de corrente de reativação (i_r) e a densidade de corrente de ativação (i_a).



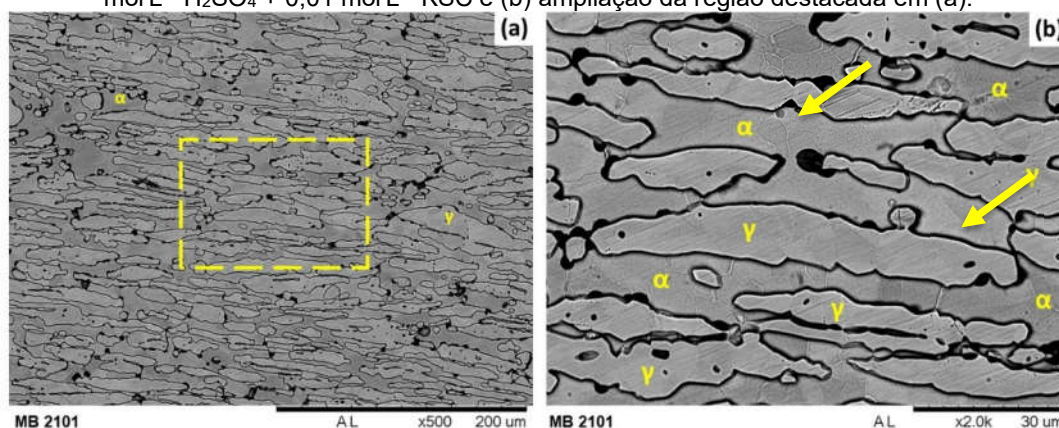
Fonte: autora da tese.

A curva na direção reversa mostra três potenciais de corrosão, sendo o primeiro deles, em potenciais mais elevados, associado à formação do filme passivo (E_1), resultando em enobrecimento do potencial de corrosão. O segundo potencial de corrosão (E_2) se deve ao fato das correntes catódicas e anódicas na direção reversa se igualarem durante a varredura reversa. Já o terceiro potencial (E_3) está associado ao pico de densidade de corrente, ou corrente de reativação.

Na Figura 49 é observado que o pico de ativação (i_a), indicado pela linha pontilhada em vermelho, ocorre em aproximadamente $4,0 \times 10^{-2} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$, e o pico de

reativação (i_r), linha pontilhada em azul, em cerca de $1,0 \times 10^{-4} \text{ A.cm}^{-2}$. O grau de sensitização do material é dado pela relação $(i_r/i_a) \times 100 \%$. Para o MB essa relação foi de 0,25 %. Na Figura 50 (a-b) é apresentada a superfície do MB após o ensaio DL-EPR. Nota-se ataque corrosivo entre as fases α e γ que é indicado pelas linhas mais escuras contornando os grãos. Além de alguns pontos de ataque mais intenso entre as fases, como indicado pelas setas amarelas na Figura 50 (b).

Figura 50 - Micrografias obtidas por MEV do (a) MB após os ensaios DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol.L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol.L}^{-1} \text{ KSC}$ e (b) ampliação da região destacada em (a).



Fonte: autora da tese.

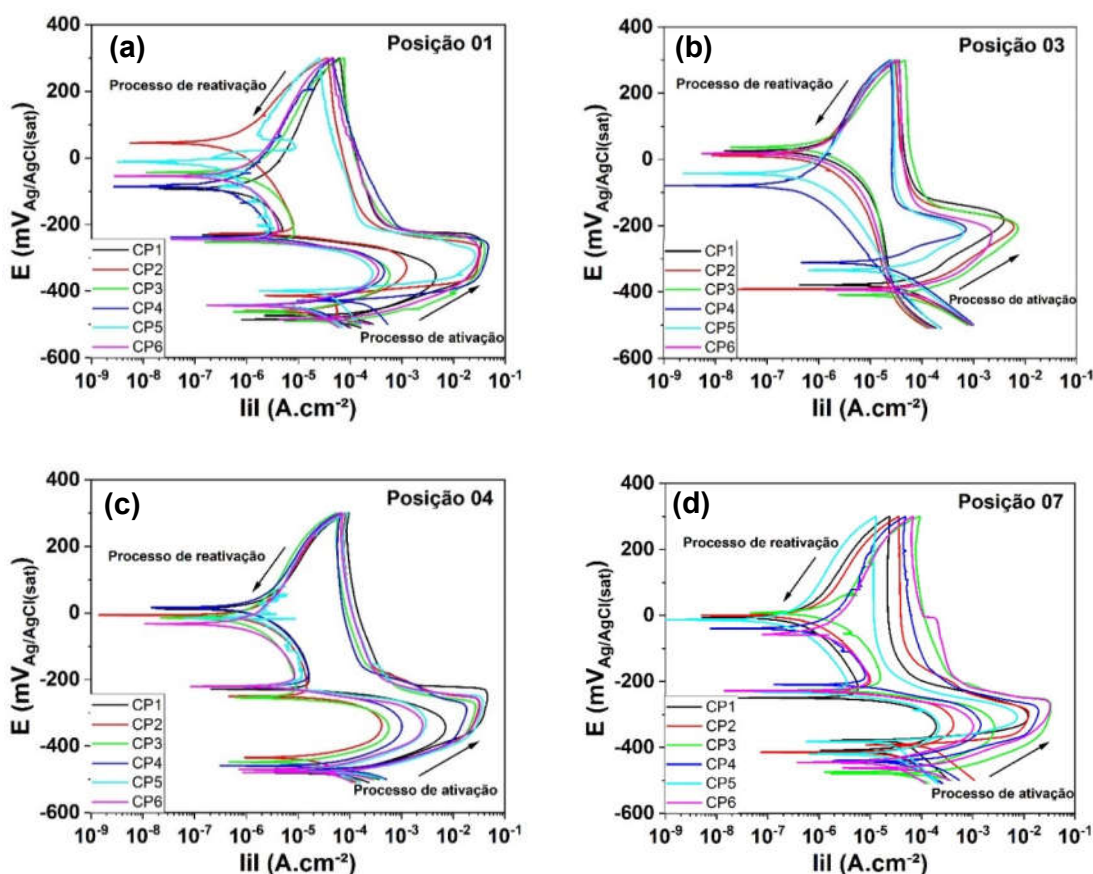
Na Figura 51 (a-d) são apresentadas curvas de DL-EPR para a posição 01 (comportamento similar a posição 05), posição 03 (similar a posição 06), posição 04 (similar a posição 02) e posição 07. Os CPs investigados apresentaram a mesma tendência de comportamento, com picos de ativação e reativação para as posições 01, 02, 04, 05 e 07 e apenas pico de ativação para as posições 03 e 06 (área inferior e superior na ZF).

A ausência do i_r na ZF mostra que no ER2209, cuja composição é mais nobre do que o MB 2101, o material não apresentou tendência a quebra localizada do filme passivo, como ocorre para o MB LDX 2101. Na posição 03 observa-se maior densidade de i_a para o CP03 e, a menor, para os CP04 e CP05.

Para todas as condições estudadas, observou-se que o processo de soldagem afetou a resistência à corrosão intergranular na região LF, tanto na raiz quanto no topo da solda. Os valores de i_r/i_a encontrados foram superiores aos apresentados pelo MB

LDX 2101, Figura 49. Os picos de reativação do teste DL-EPR podem ser atribuídos ao ataque de corrosão preferencial de regiões empobrecidas em Cr, na vizinhança de carbonetos ou nitretos.

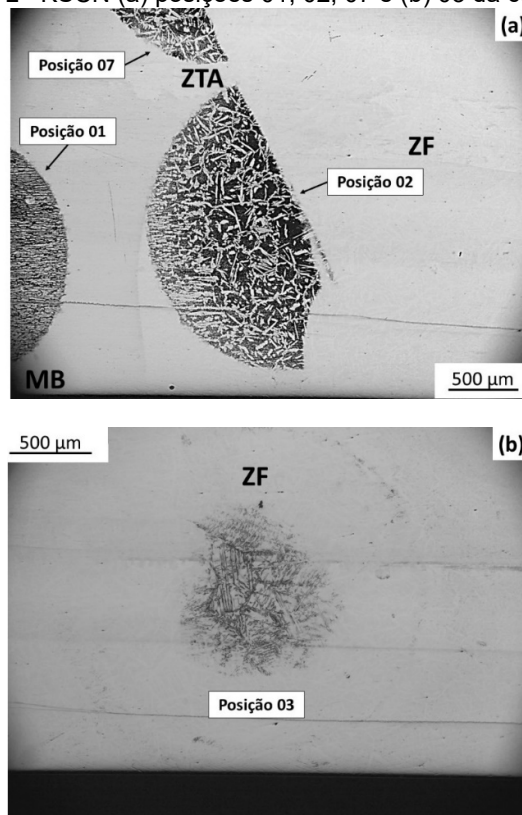
Figura 51 - Curvas DL-EPR para as posições (a) 01, (b) 03, (c) 04 e (d) 07 nos diferentes CPs, em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 52 (a-b) é apresentada a seção transversal de um CP após ensaio DL-EPR realizado com a minicélula eletroquímica, Figura 18. Na Figura 52 (a) é indicada a posição 01, 02 e 07, e na Figura 52 (b), a posição 03. Após os ensaios DL-EPR foi observado que na LF a região da MB/ZTA foi atacada, enquanto a ZF foi preservada. Já quando exposta apenas a ZF, Figura 52 (b), houve ataque na região, porém em menor intensidade quando comparado às demais regiões investigadas. Ainda sobre esta região, não foi observada diferença entre a região inferior e a superior da ZF.

Figura 52 - Micrografias obtidas por MO após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ (a) posições 01, 02, 07 e (b) 03 da célula eletroquímica.

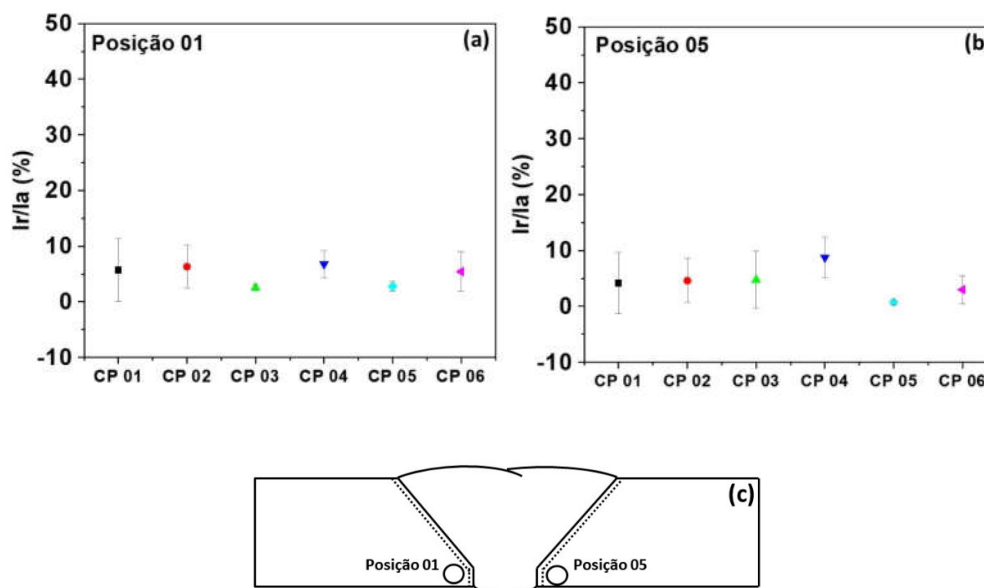


Fonte: autora da tese.

Na Figura 53 (a-b) é apresentado o gráfico com a média e desvio dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas de DL-EPR nas posições 01 e 05, como indicado na Figura 53 (c). Nas duas posições investigadas foram observados valores próximos de $(i_r/i_a) \times 100\%$ para todos os CPs nessas duas posições, sendo esses valores maiores que para o MB. Esse aumento pode ter sido causado pelo processo de soldagem, pois foi observada aumento da tendência a quebra do filme passivo em relação ao MB.

Os valores médios de $(i_r/i_a) \times 100\%$ para os CPs de 02 passe (CP01 e CP02) foram similares, na posições 01 e 05, embora o CP03 mostre menor razão (i_r/i_a) na posição 01. Já os CPs de 01 passe (CP04, CP05 e CP06) nessas posições apresentaram resultados variados entre eles. Em destaque, o CP04 apresentou a maior razão $(i_r/i_a) \times 100\%$ entre todos os CPs testados.

Figura 53: Média e desvio dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ para (a) posição 01 e (b) posição 05; (c) ilustração da seção transversal da solda indicando as posições 01 e 05, referente à posição da célula durante o ensaio DL-EPR.



Fonte: autora da tese.

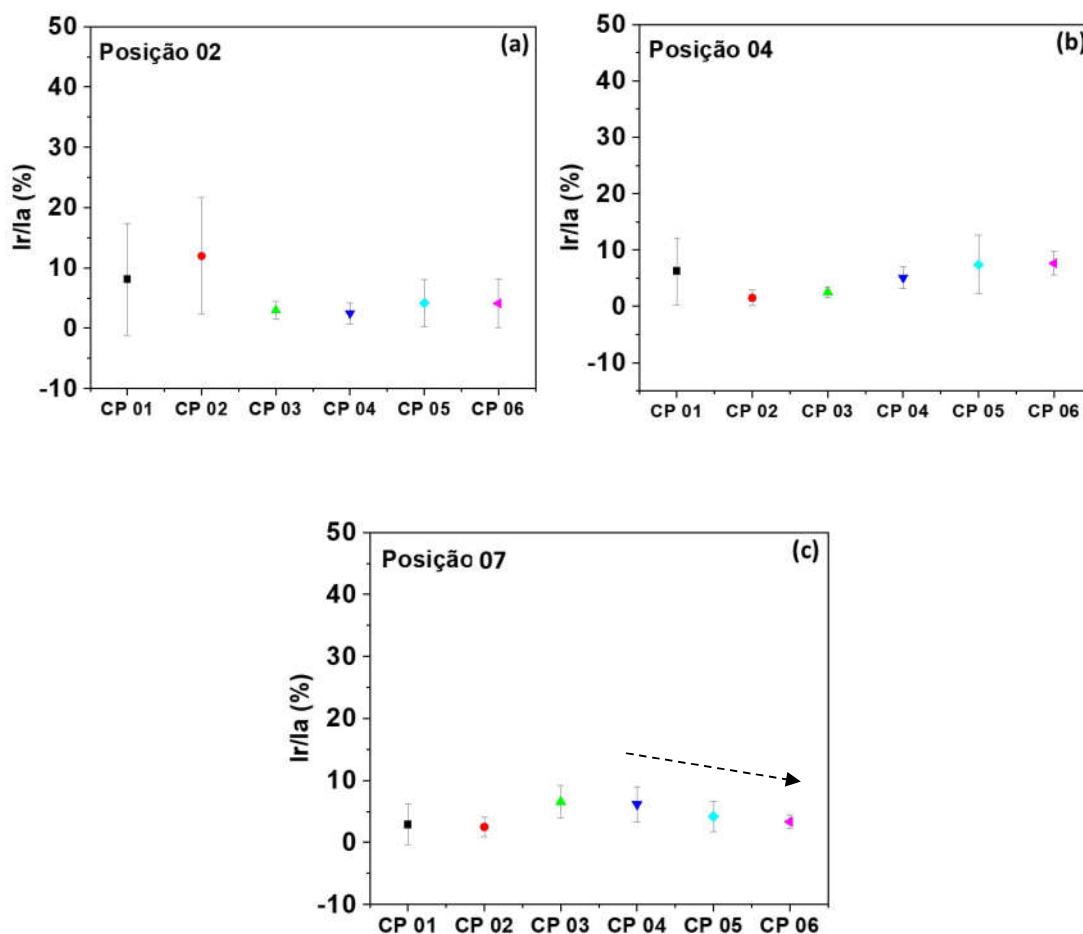
Na Figura 54 (a-c) é apresentado um gráfico com a média $i_r/i_a \times 100\%$ para 5 ensaios de todos os CPs na LF, posições 02, 04 (inferior esquerdo e direito) e 07 (superior esquerdo), a partir das curvas DL-EPR, como indicado na Figura 55.

Nestas posições tem-se efeito do acoplamento galvânico entre o MB2101 e o ER2209. O posicionamento da célula causou diferenças na proporção de áreas expostas do MB2101 e ER2209, e variações nos resultados do ensaio DL-EPR, observadas principalmente para os CPs 01 e 02 na posição 02.

Foi observado como a alteração na microestrutura e o efeito do acoplamento galvânico influenciaram na resistência à corrosão intergranular do material. Na posição 02, entre os CPs submetidos a dois passes (CP01, CP02 e CP03) o CP02 foi o que apresentou maior fragilidade do filme passivo, ou seja, tendência à quebra do filme na LF inferior. Entretanto, para a posição 04, o CP02 apresentou menores valores da relação i_r/i_a . Esse comportamento pode ser atribuído a maior contribuição do ER2209 no posicionamento da célula durante os ensaios. Já para os CPs submetidos a apenas um passe (CP04, CP05 e CP06) a relação i_r/i_a foi similar em ambas as posições. Na posição 07, LF superior esquerdo, o filme passivo sobre o CP03 foi o que apresentou a menor resistência à quebra. Em relação aos CPs de um

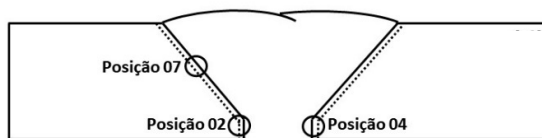
passa, o filme passivo mais susceptível a quebra foi o formado sobre o CP04, seguido do CP05 e, finalmente, o CP06.

Figura 54 - Média e desvio dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSCN}$ para as posições (a) 02, (b) 04 e (c) 07.



Fonte: autora da tese.

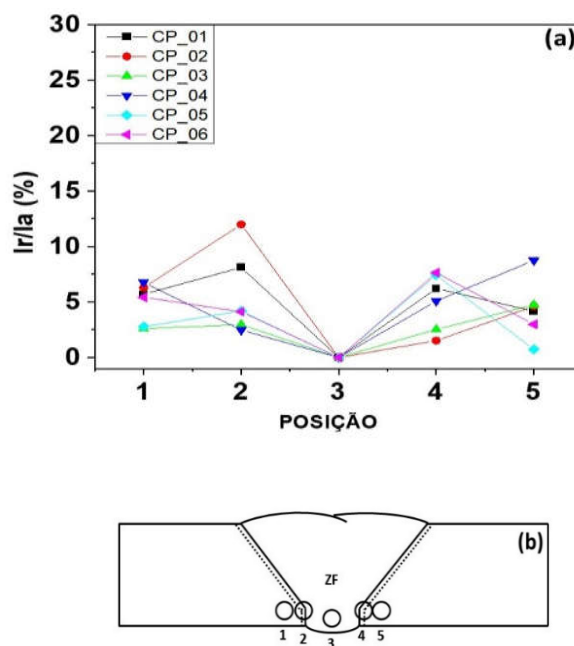
Figura 55 - ilustração da seção transversal da solda com a indicação das posições 02, 04 e 06 referentes à posição da célula durante o ensaio de DL-EPR.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 56 (a) é apresentada a média dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR para todos os CPs estudados na parte inferior do cordão de solda, Figura 56 (b).

Figura 56 - Média dos valores de $(i_r/i_a) \times 100\%$ obtidos das curvas DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ + $0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ KSCN para todas as posições na linha da raiz da solda; (b) Ilustração da seção transversal da solda com a indicação de todas as posições na linha da raiz da solda referente à posição da célula durante o ensaio de DL-EPR.



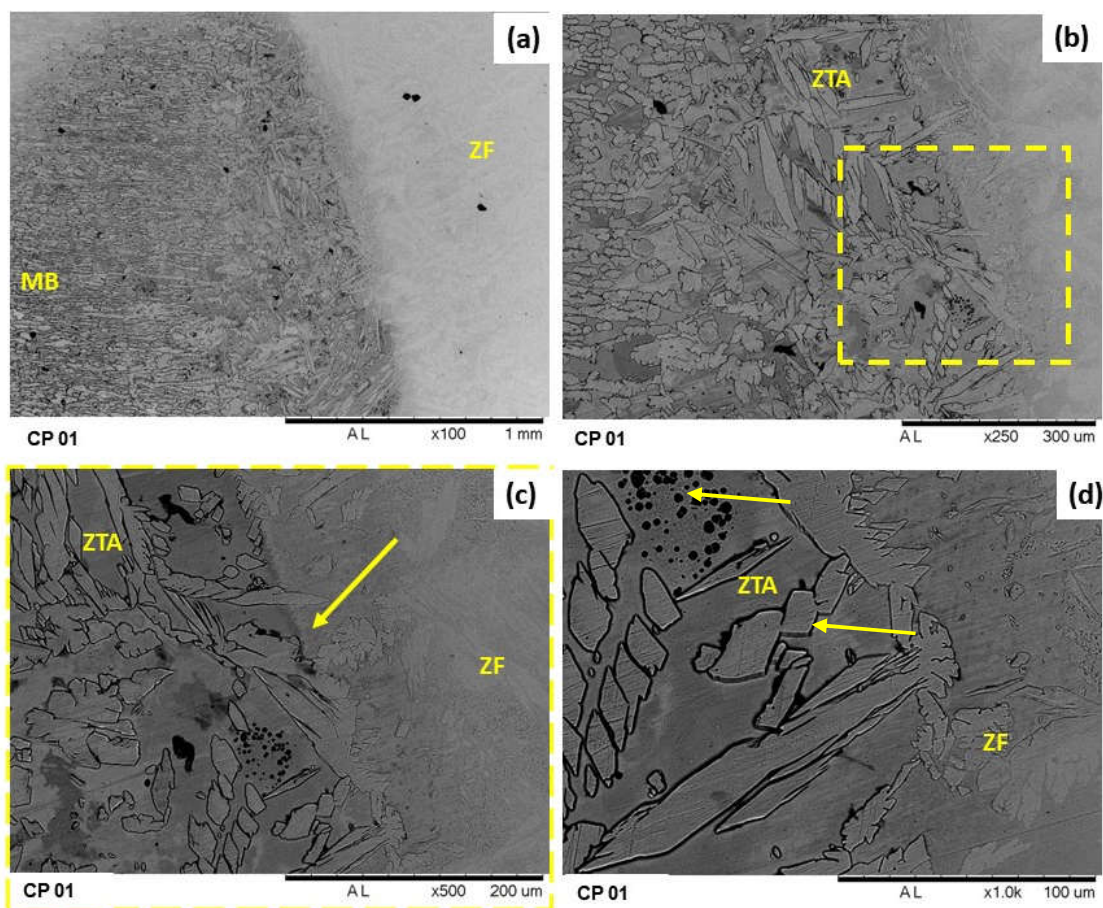
Fonte: autora da tese.

Entres os CPs de dois passes foi observado que o CP03 foi o menos afetado termicamente pelo processo de soldagem, como observado ao longo de todas as posições para esse CP. Já no caso dos CP01 e CP02 o aquecimento pelo processo de soldagem aumentou o valor da relação i_r/i_a , principalmente na posição 2, região de acoplamento entre o ZTA e a ZF. Na posição 03 os valores foram todos próximos por se estar na região do metal de adição (ER 2209). Na região afetada pelo calor (posições 02 e 04), o CP02 foi o mais afetado termicamente. Entre os CPs com um passe, considerando as posições, 01, 04, e 05 é observado que o CP04 foi o que mais sofreu influência do aquecimento durante o processo de soldagem. É válido lembrar que nesse CP foram utilizados os maiores valores de aporte térmico e menores velocidades de deslocamento durante a soldagem.

Na Figura 57 (a-d) são apresentadas imagens obtidas por MEV após os ensaios de DL-EPR para o CP01. Foi observado ataque preferencial na ZTA, próximo a LF (indicação pela seta na Figura 57 (c)). Além do ataque na interface das fases ferrita e

austenita, também foi observado ataque em regiões dentro da ferrita. Isso é particularmente observado na Figura 57 (d).

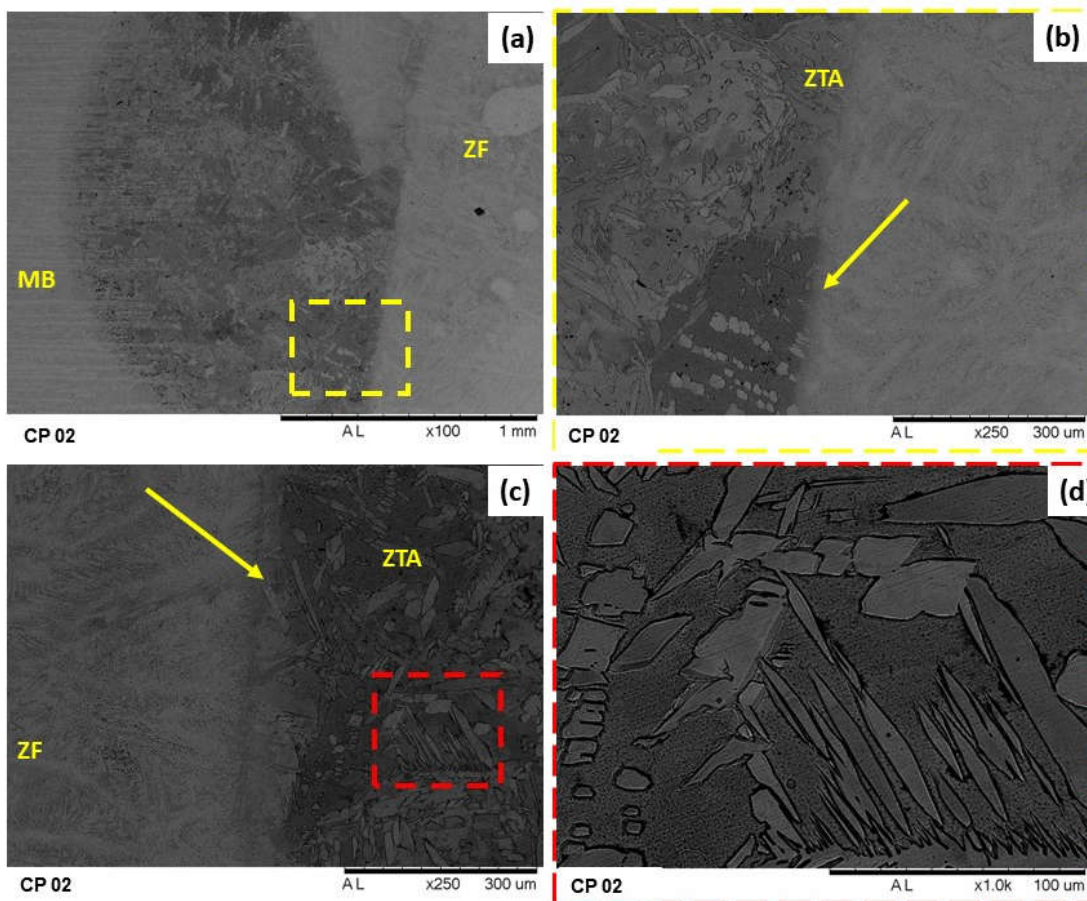
Figura 57 - MEV após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP01 (a) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (b) interface entre a ZTA e LF, (c) ampliação da região da LF de (b), (d) ataque corrosivo dentro da fase ferrita e no contorno dos grãos da austenita na região da ZTA.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 58 (a-d) são apresentadas imagens obtidas por MEV após ensaios DL-EPR para o CP02. Na Figura 58 (a) é observada diferença de coloração entre alguns grãos de ferrita, como indicado pela região ampliada, Figura 58 (b). Nesta mesma figura é mostrada uma região com significativa diferença entre ferrita e austenita, indicada pela seta. Também foi observado ataque na ZTA, entre as fases austenita e ferrita, região destacada pelo quadrado vermelho na Figura 58 (c) e ampliada na Figura 58 (d).

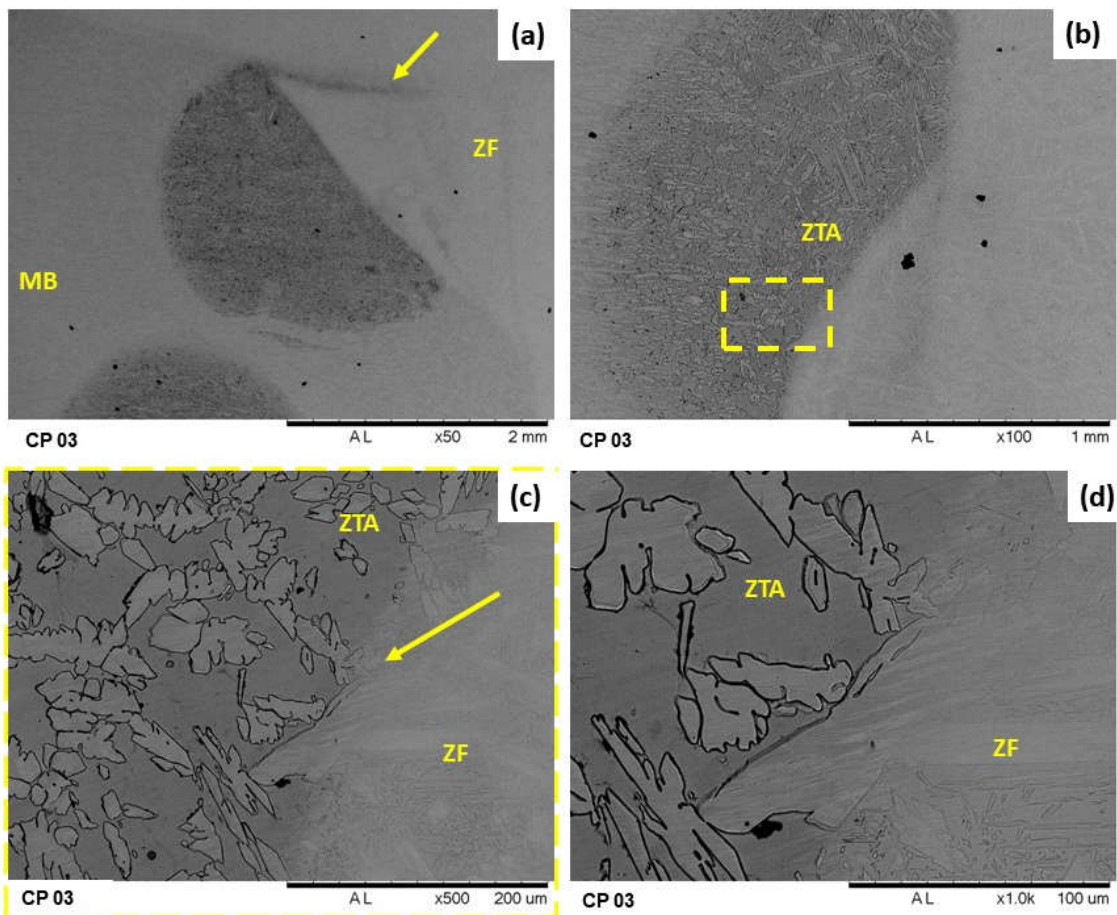
Figura 58 - MEV após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol.L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol.L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP02 (a) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (b) ampliação de (a) na região de interface entre a ZTA e LF indicado pela seta amarela, (c) LF inferior do lado direito (posição 04), (d) ataque corrosivo ao redor dos grão de austenita e na ferrita na região da ZTA.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 59 (a-d) são apresentadas imagens obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR para o CP03. Na Figura 59 (a) é observado que o ER 2209 na ZF foi preservado, enquanto a ZTA e o MB LDX 2101 apresentaram ataque corrosivo. Também foi observado uma linha no meio do cordão de solda, indicado pela seta amarela na Figura 59 (a), que pode ser atribuída a interface do primeiro e do segundo passe no processo de soldagem. No CP03, assim como nos outros CPs de dois passes, foi observado ataque principalmente no contorno entre as fases nas regiões adjacentes à LF, como indicado pela seta na Figura 59 (c), sendo estas regiões as mais suscetíveis à quebra do filme passivo.

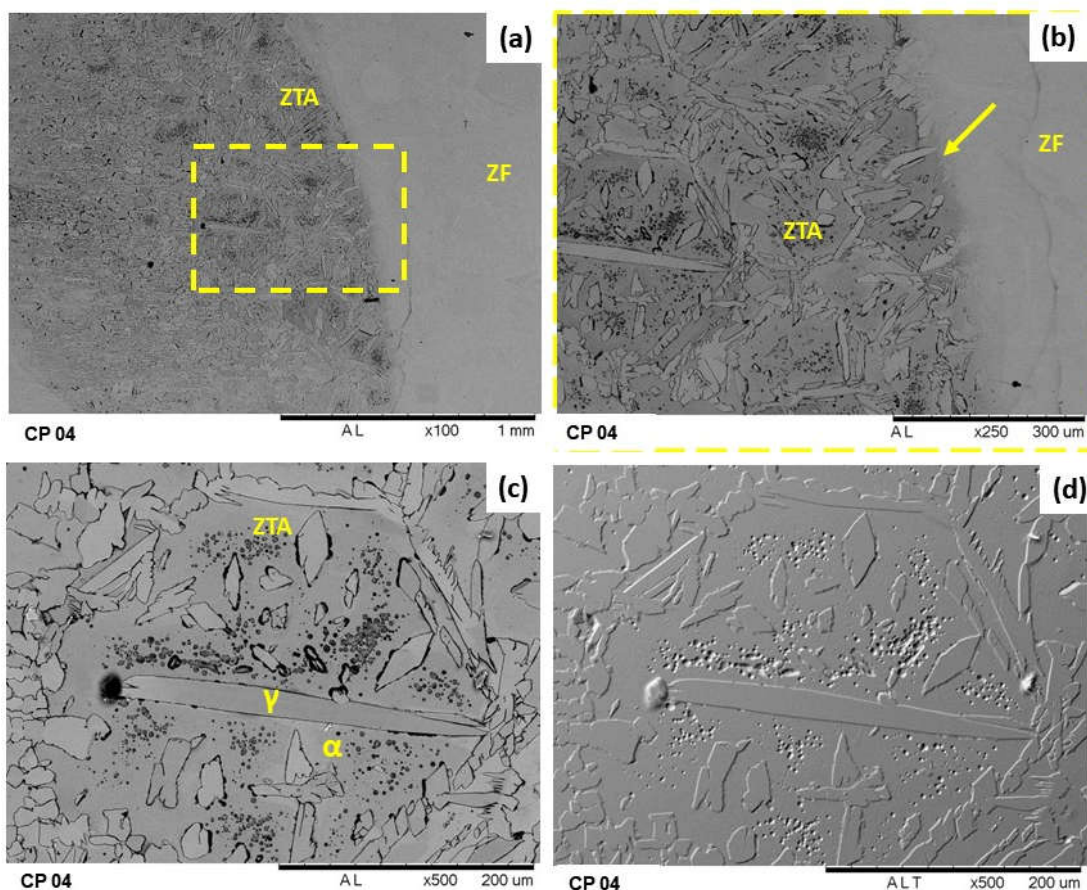
Figura 59 - Micrografias obtidas por MEV após os ensaios de DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol.L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol.L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP03 (a) LF superior do lado esquerdo (posição 07), (b) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (c) ampliação da região da LF em (b) indicado pela seta em amarelo e (d) ataque corrosivo nos grãos de austenita na região da ZTA.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 60 (a-d) são apresentadas imagens obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR para o CP04. São observados ataques que se concentram ao longo de toda a extensão da ZTA, como observado na Figura 60 (a) e ampliado na Figura 60 (b). Na Figura 60 (c) é apresentada micrografia da fase austenita, a qual foi maior do que as que normalmente observadas para todos os CPs estudados. Em torno desta fase são observadas fases austenita menores e ataque na interface entre as fases ferrita/austenita. Na Figura 60 (d) o modo da imagem foi alterado para função topo, com isso, foi observado que os ataques foram superficiais, ou seja, não penetraram ao longo da seção no material.

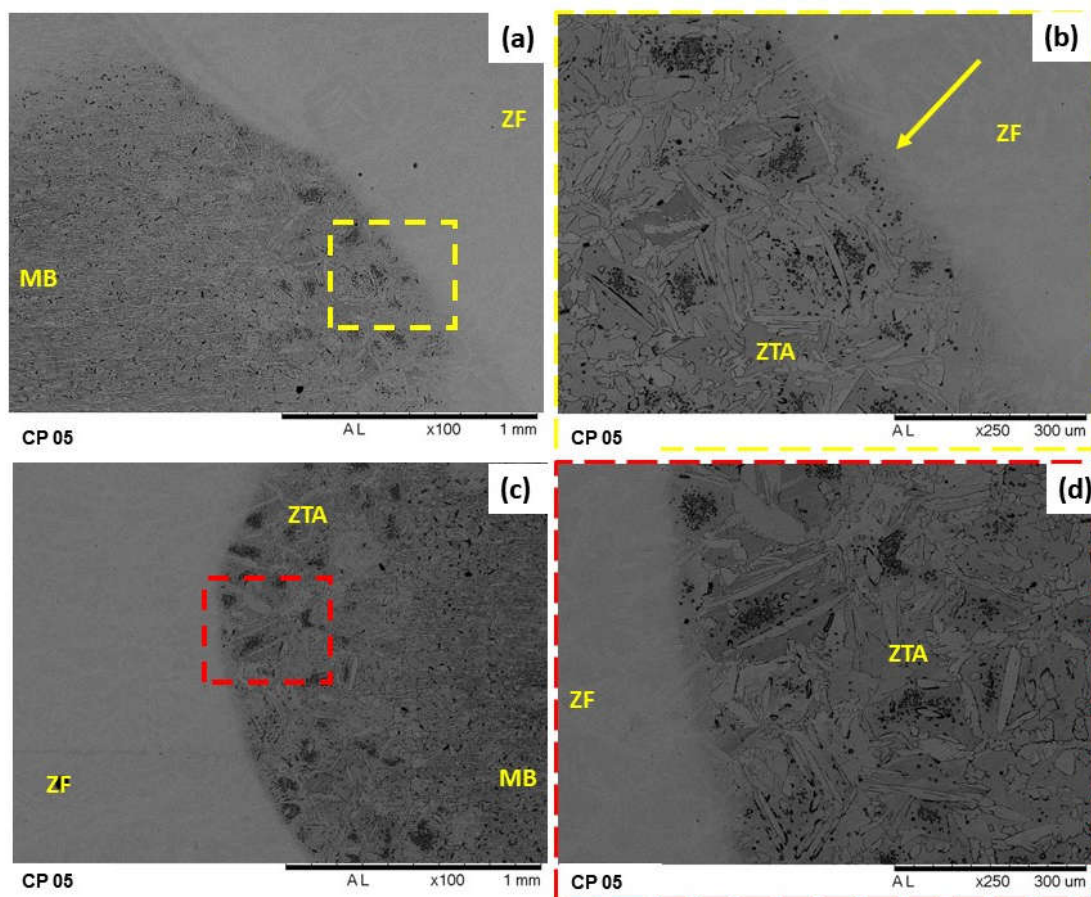
Figura 60 - Micrografias obtidas po MEV do CP04 após os ensaios de DL-EPR em eletrólito 0,5 mol.L⁻¹ H₂SO₄ + 0,01 mol.L⁻¹ KSC (a) LF inferior do lado esquerdo (posição 02), (b) ampliação da região correspondente ao quadrado em (a) com a interface LF/ZF indicada pela seta em amarelo, (c) ataque corrosivo no contorno das fase austenita-ferrita e na ferrita e (d) modo topo do MEV para identificar a profundidade do ataque corrosivo.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 61 (a-d) são apresentadas imagens obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR para o CP05. O ataque nesse CP foi similar ao observado no CP04, preferencialmente na ZTA e na interface entre as fases ferrita e austenita, do lado da ferrita. A interface entre a ZF e a ZTA é indicada pela seta amarela na Figura 61 (b). Porém, foi observada menor extensão desse ataque quando comparado ao observado no CP04. Isso corrobora com os resultados na Figura 56, em que o CP04 foi o que apresentou maior influência do processo de soldagem nas posições 01 e 05 dos testes DL-EPR. No CP05 também foram observados grãos da fase austenita maiores do que os normalmente observados nos CPs estudados, Figura 61 (d).

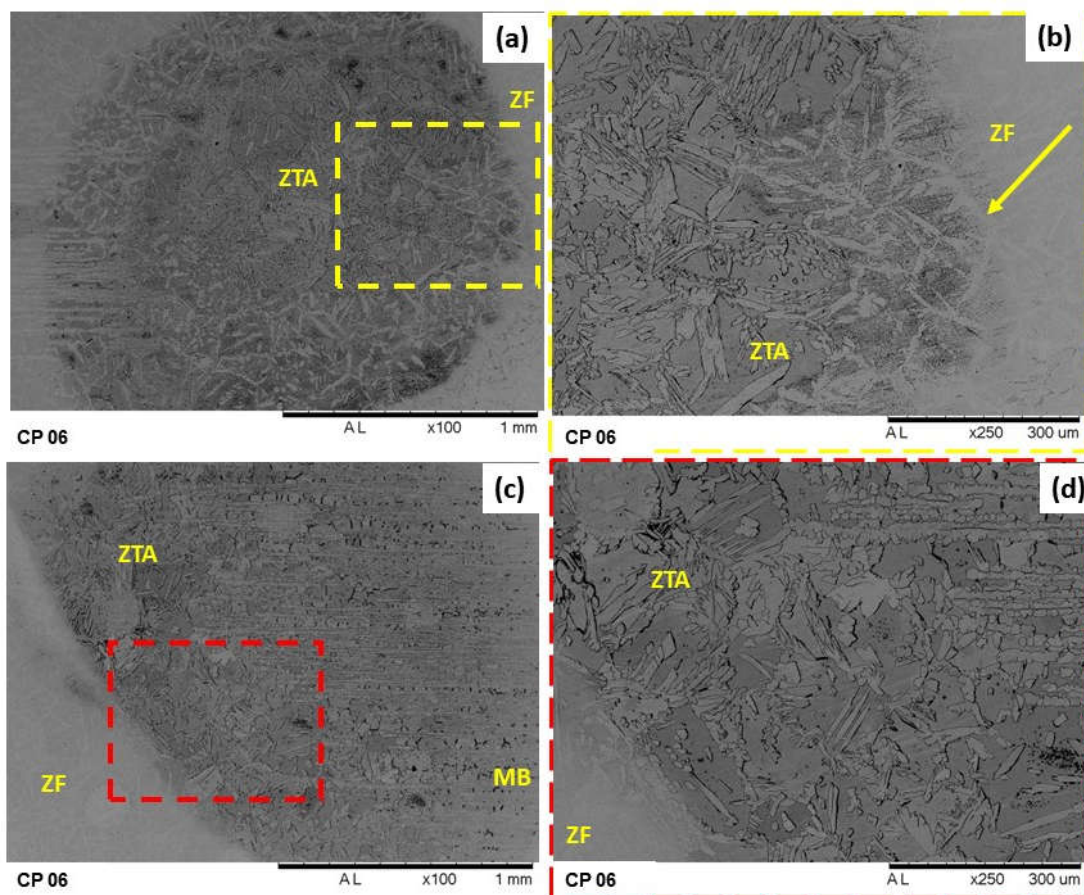
Figura 61 - Micrografias obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP05 (a) LF inferior do lado esquerdo, (b) ampliação da região delimitada pelo quadrado hachurado em (a) mostrando a interface entre a LF e a ZD, indicada pela seta, (c) ZTA na região inferior e do lado direito e (d) ampliação do quadrado em (c) mostrando a ZTA com intenso ataque na fase ferrita e interface fase ferrita- austenita.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 62 (a-d) são apresentadas imagens obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR para o CP06. Entre os CPs de um passe, o CP06 apresentou maior concentração de ataques corrosivos. Porém, foi o CP com maior extensão da ZTA na seção transversal da solda. Foi observado que a fase ferrita foi atacada em toda a extensão do grão, como evidenciado na Figura 62 (b), pela diferença de coloração na ZTA próximo à interface entre a ZF e a LF, indicada pela seta e a ZTA um pouco afastada da região de interface, que foi mais suscetível ao ataque. Vale ressaltar que este comportamento foi observado apenas para uma região e não para toda a extensão da ZTA. Nas demais regiões, o ataque entre as fases foi similar ao observado para os demais CPs, Figura 62 (d-e).

Figura 62 - Micrografias obtidas por MEV após os ensaios DL-EPR em eletrólito $0,5 \text{ mol.L}^{-1} \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,01 \text{ mol.L}^{-1} \text{ KSC}$ do CP06 (a) LF inferior do lado esquerdo, (b) ampliação da LF de (a) indicado pela seta em amarelo, (c) LF inferior do lado direito e (d) ampliação da LF de (c) evidenciando os grãos atacados na região da ZTA.



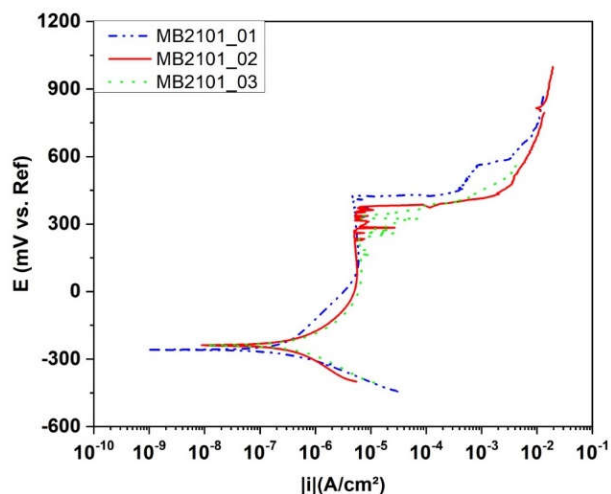
Fonte: autora da tese.

5.3.2 Curvas de polarização em NaCl 3,5 % (em massa)

A Figura 63 apresenta as curvas de polarização para o MB obtidas após 5 minutos de medições de OCP em solução 3,5% (massa) de NaCl. Os ensaios de polarização foram realizados com o método da gota séssil (109), uma vez que, nos testes realizados com célula convencional houve formação de frestas entre o *o-ring* e a superfície ensaiada, ao se utilizar solução com alta concentração de cloreto. A Tabela 3 apresenta os valores de potencial de corrosão (E_{corr}), potencial de pite (E_{pite}) e ΔE ($E_{\text{pite}} - E_{\text{corr}}$) para cada curva apresentada na Figura 63. O MB apresentou valores

médios de E_{corr} de -243 mV e E_{pite} de 383 mV. Com base nestes resultados, o ΔE médio para o MB foi de 626 mV. Em potenciais abaixo do potencial de pite foram notadas oscilações de corrente típicas da presença de pites metaestáveis, os quais não conseguiram se estabelecer até ocorrer a quebra localizada do filme passivo.

Figura 63 - Curvas de polarização para o MB 2101 obtidas após 05 minutos de medições de OCP em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl.



Fonte: autora da tese.

Tabela 3 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para MB 2101, obtidos das curvas de polarização em meio de NaCl 3,5 % (em massa).

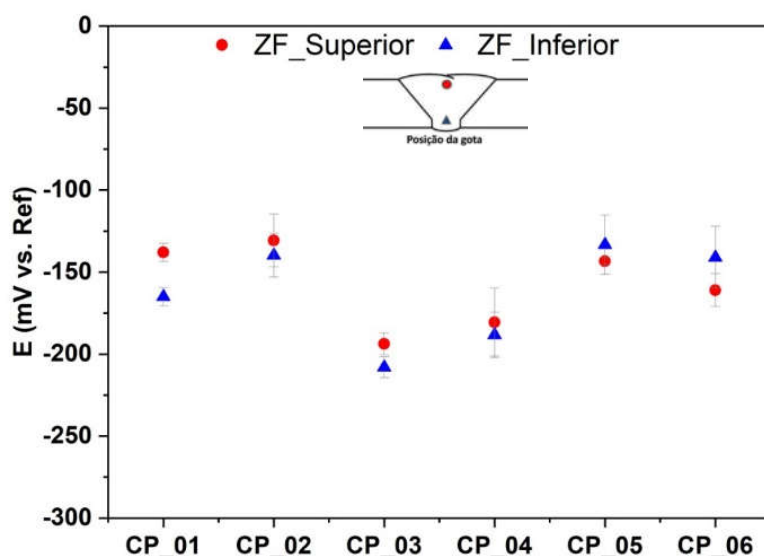
	E_{corr} (mV)	E_{pite} (mV)	ΔE (mV)
01	-258	431	689
02	-238	330	568
03	-234	389	623
MÉDIA	-243	383	626

Fonte: autora da tese.

As posições em que foram realizados os ensaios de polarização com a gota séssil ao longo da seção transversal da junta soldada são mostradas na Figura 17. A Figura 64 apresenta os valores médios de E_{corr} obtidos das curvas de polarização para a ZF inferior e superior após 5 minutos de medições de OCP em solução 3,5% (massa) de NaCl. Na ZF foi observado apenas E_{corr} , sem observação do E_{pite} . Isso ocorreu devido ao metal de adição (ER2209) possuir composição nobre, com concentrações elevadas dos elementos Cr, Ni e Mo, resultando em alta resistência devido ao filme passivo resistente ao ataque corrosivo. Foi investigado também se haveria diferença entre a parte superior e inferior da ZF. Os valores para as diferentes regiões da ZF

mostraram que não houve diferenças significativas nos valores de E_{corr} entre a parte inferior e superior do cordão de solda. Entretanto, ao comparar os diferentes CPs, foi observado que os CP03 e CP04 apresentaram menores valores de E_{corr} em comparação aos demais, sugerindo que para estas duas condições de soldagem, pode ter ocorrido modificações na composição da ZF (ER2209) durante o processo de soldagem. Para esses dois CPs foram utilizados os maiores valores de aporte térmico.

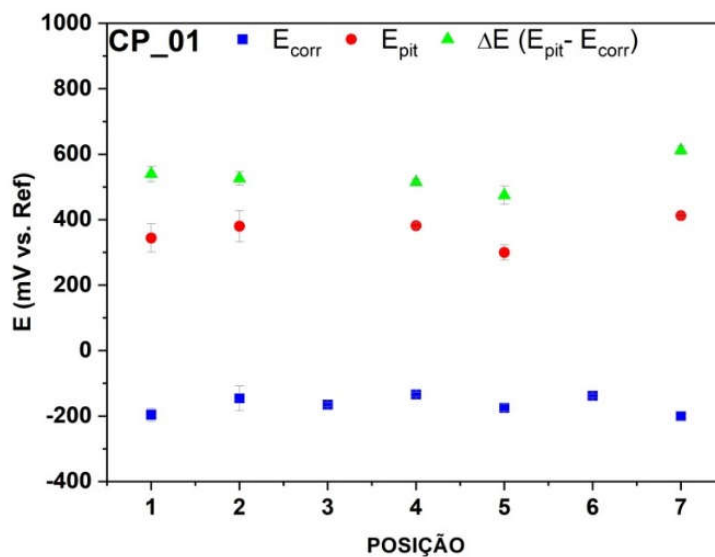
Figura 64 - Valores de E_{corr} para a ZF, inferior e superior, do metal de adição (ER2209) para todos os CPs estudados no eletrólito 3,5% (massa) de NaCl.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 65 são apresentados a média e o desvio padrão dos resultados de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP01 obtidos dos ensaios de polarização com a gota sésil. Ao analisar os valores de ΔE ao longo da seção transversal dos CPs soldados, pode ser observado para o CP1 que os valores de ΔE foram próximos ao longo da seção transversal, todavia, para a posição 07 foram observados maiores valores de ΔE , sugerindo que os parâmetros utilizados nessa condição de dupla fusão resultaram em maior resistência à corrosão localizada do material na LF superior.

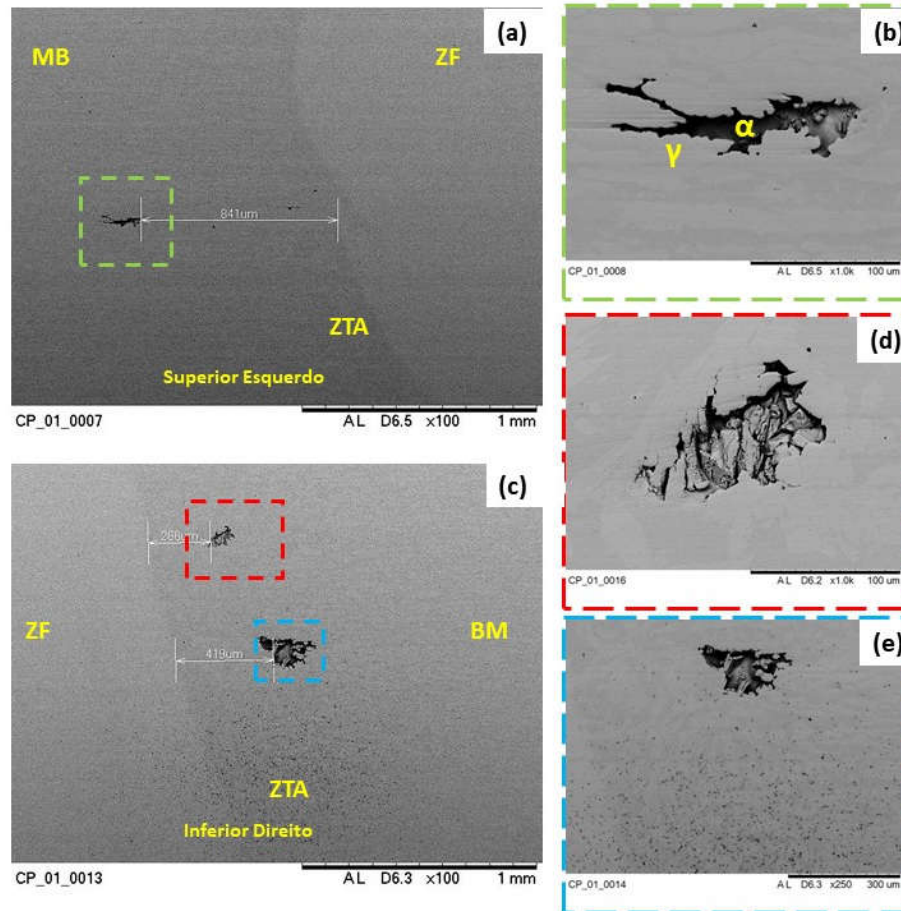
Figura 65 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP01 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 66 (a-e) são apresentadas micrografias obtidas por MEV após os ensaios de polarização para o CP01 com a gota séssil. Na Figura 66 (a) é observado que na parte superior da seção da solda o ataque ocorreu próximo ao final da ZTA, longe da ZF. Já para a parte inferior da solda, o ataque foi observado mais próximo a ZTA, como indicado na Figura 66 (c). Ao ampliar a região em que ocorreu o ataque corrosivo localizado, foi observado que este ocorreu na fase α , como indicado na Figura 66 ((b),(d) e (e)). Além da corrosão na fase α , também foram observados pequenos pontos de ataques corrosivos na parte inferior da amostra, Figura 66 (e). Estes pontos são responsáveis pelas oscilações de corrente observadas nas curvas de polarização antes da quebra do filme passivo. É relatado na literatura que os locais de nucleação dos pites provavelmente poderiam ser nos Cr_2N (110,111). Porém, como observado Chen et al., (112) a corrosão por pites ocorreu na fase α , como observado neste trabalho.

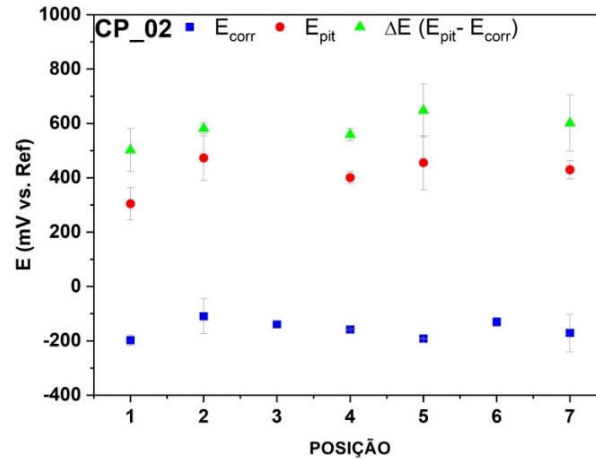
Figura 66 - Micrografias obtidas por MEV do CP01 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo próximo da transição entre o MB e a ZTA no lado superior esquerdo (b) ampliação do ataque observado em (a), (c) ataques corrosivos na ZTA no lado inferior direito, (d) e (e) ampliação das regiões dentro dos quadrados hachurados em (c).



Fonte: autora da tese.

Na Figura 67 são apresentados a média e o desvio padrão dos resultados de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP02 dos ensaios de polarização com a gota séssil. Os valores indicaram que a posição 01, ZTA esquerda, foi aquela com menor valor de ΔE . Essa região deve corresponder àquela com microestrutura mais afetada pelo aquecimento levando à precipitação de fases durante o processo de soldagem, e diminuindo a resistência à corrosão localizada do material nesta região. Mesmo para a posição 05, a qual apresentou maiores valores de ΔE , foi observado que o erro das medidas fica dentro do valor médio observado na posição 01. Nas demais posições que englobam a LF, os valores foram próximos; porém pouco maiores devido a contribuição do ER2209.

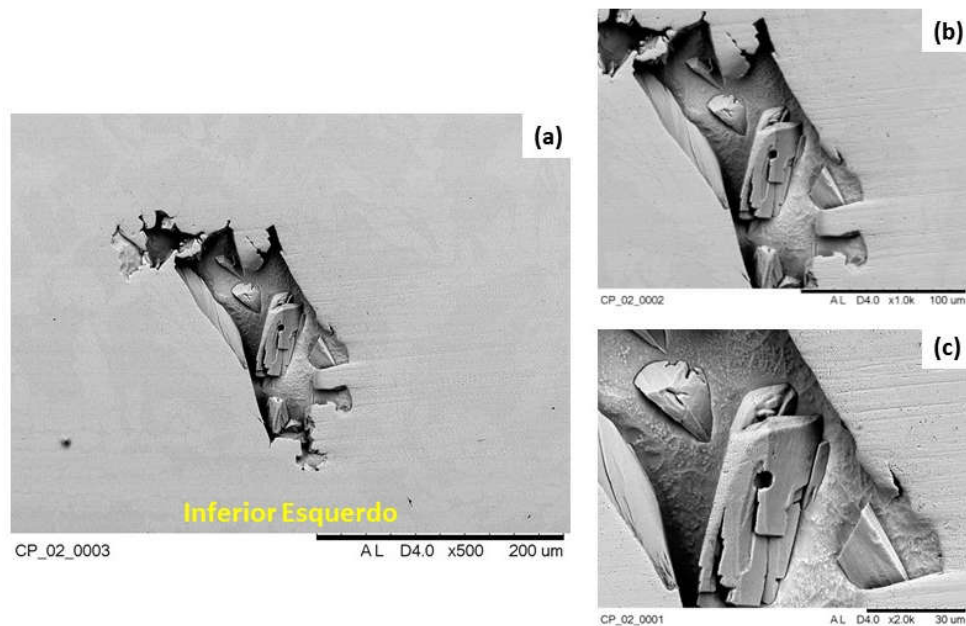
Figura 67 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP02 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.



Fonte: autor da tese.

Na Figura 68 (a-c) são mostradas micrografias por MEV após ensaios de polarização com a gota séssil para o CP02. Foi observado ataque preferencial da fase α , similar ao do CP01, na região da ZTA. São notadas regiões preservadas dentro do pite, Figura 68 (a), com mais detalhe na Figura 68 (b-c).

Figura 68 - MEV do CP02 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo na LF inferior esquerdo, (b) e (c) ampliação da região atacada em (a).

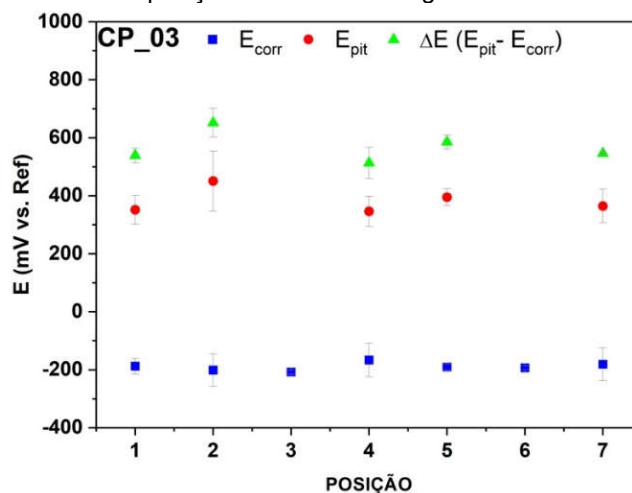


Fonte: autora da tese.

Na Figura 69 são apresentados a média e o desvio padrão dos resultados de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP03 dos ensaios de polarização com a gota séssil. Para o CP03, assim como para o CP02, os resultados foram similares, indicando que os parâmetros de soldagem do segundo passe para estes dois CPs não interferiram na resistência à corrosão em meio de cloreto 3,5 % (em massa), como observado na posição 07 de ambas as amostras.

Em relação às demais posições, foi observada menor resistência na ZTA, na posição 01 e comportamento similar para a posição 05. Porém a posição 04, LF inferior do lado direito, indicou menor valor de ΔE . Esta diferença pode ser atribuída ao posicionamento da gota durante o ensaio, pois a fração de área do metal de adição exposto ao meio corrosivo, afeta a resposta eletroquímica, haja vista que o erro está dentro do valor do ΔE da posição 05. Na Figura 70 (a-e) são apresentadas micrografias do MEV após os ensaios de polarização com a gota séssil para o CP03.

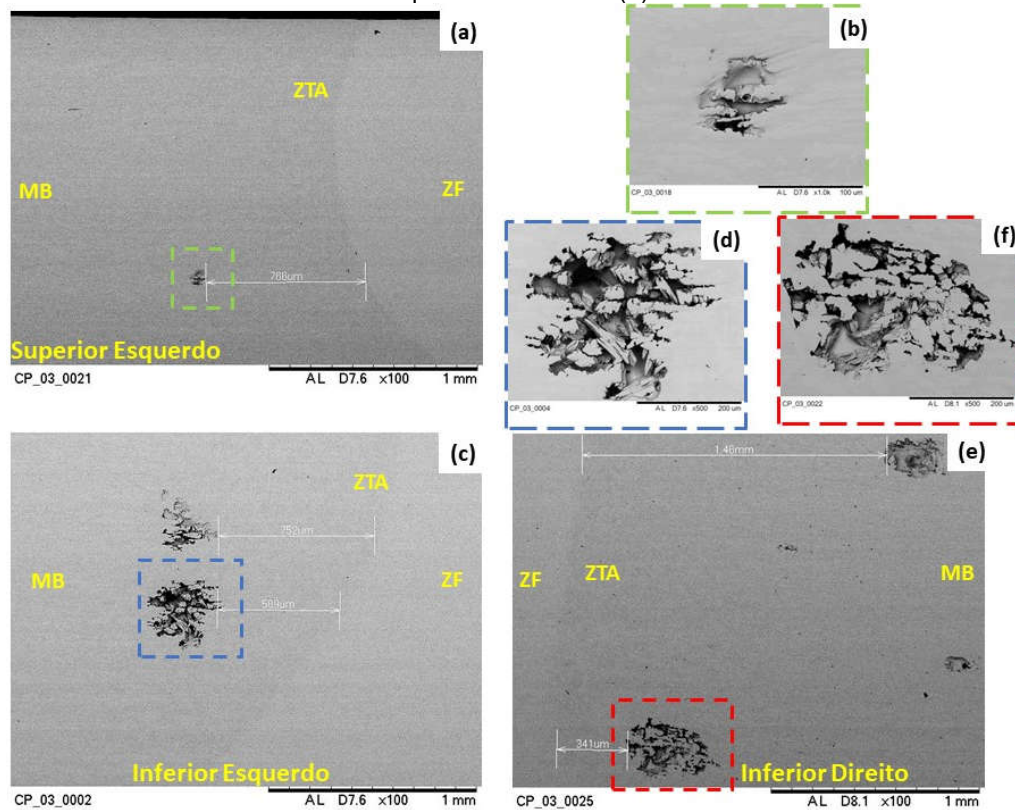
Figura 69 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP02 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.



Fonte: autora da tese

Como observado para os demais CPs de dois passes, o CP03 também apresentou ataque corrosivo mais afastado da LF, na parte superior do cordão de solda, Figura 70 (a) e ampliado em Figura 70 (b). E na região inferior, a corrosão ocorreu mais próximo à LF, Figura 70 ((c) e (e)). Com a ampliação das regiões atacadas, foi observado que a corrosão ocorreu preferencialmente em uma das fases, assim como observado para os demais CPs estudados nesse trabalho.

Figura 70 - Micrografias obtidas por MEV do CP03 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. Ataque corrosivo próximo da transição entre o MB para a ZTA (a) lado superior esquerdo, (b) ampliação do ataque observado em (a), (c) lado inferior esquerdo, (d) ampliação do ataque observado em (c), (e) lado inferior direito e (f) ampliação do ataque observado em (e).



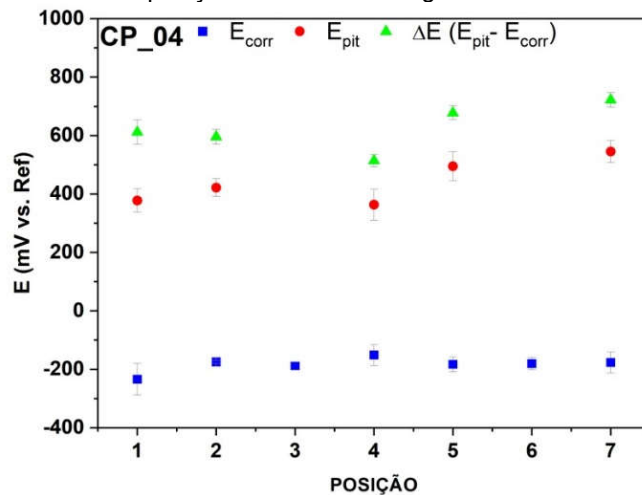
Fonte: autora da tese.

Na Figura 71 são apresentados a média e o desvio padrão dos resultados de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP04 obtidos dos ensaios de polarização com a gota séssil. Para esse CP foi observado que as regiões da LF inferiores (posição 02 e 04) foram as que apresentaram menores valores de ΔE , indicando menor resistência à corrosão. O ataque metalográfico revelou para o CP04 que a extensão da ZTA, principalmente do lado direito, foi mais estreita quando comparada com a dos demais CPs na seção transversal. Ao realizar o ensaio em uma extensão menor da ZTA, pode ter ocorrido a contribuição da ZTA e do MB, alterando a resistência à corrosão por pite dessa região quando comparada com as demais regiões desse mesmo CP.

Na Figura 72 (a-e) são apresentadas micrografias obtidas por MEV para o CP04 após ensaios de polarização com a gota séssil. Foram observados pontos de ataque na parte superior, Figura 72 (a), e maiores ataques corrosivos na parte inferior do cordão de solda, Figura 72 (b-c). Nas micrografias com maiores aumentos, Figura

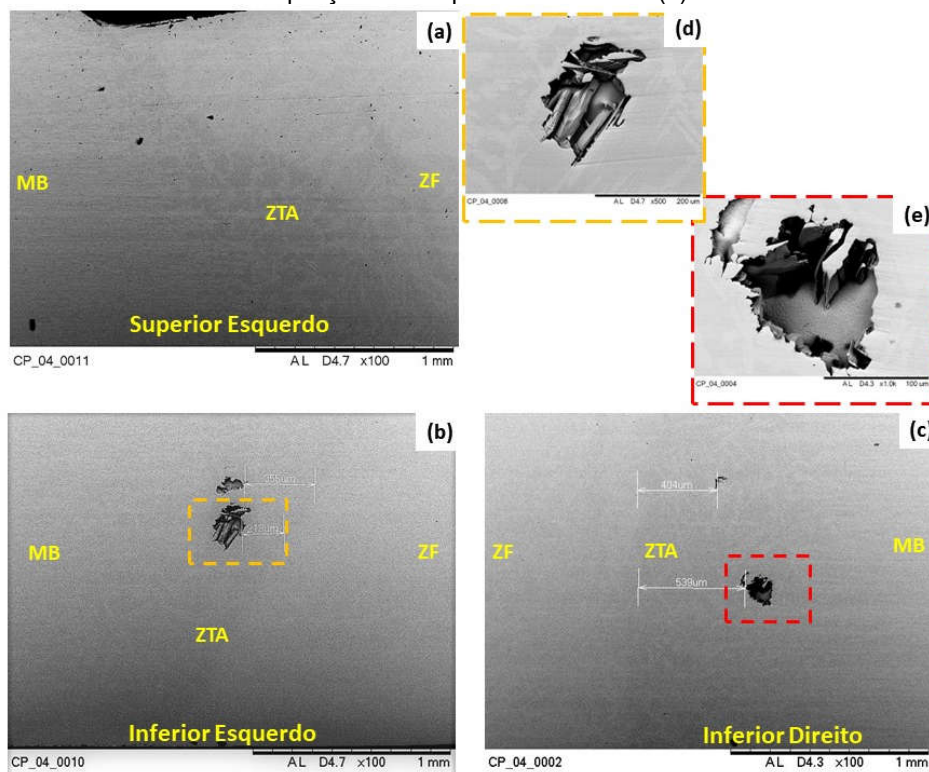
72 ((e) e (e)), foi observada a corrosão preferencial da fase α , levando ao consumo dessa fase.

Figura 71 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP04 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.



Fonte: autora da tese.

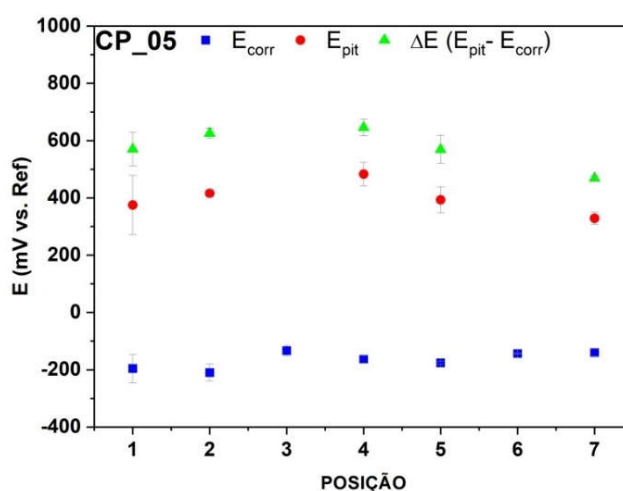
Figura 72 - Micrografias obtidas por MEV do CP04 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) lado superior esquerdo, ataque corrosivo na ZTA (b) lado inferior esquerdo, (c) lado inferior direito (d) ampliação do ataque observado em (b) e (e) ampliação do ataque observado em (c).



Fonte: autora da tese.

Na Figura 73 são apresentados a média e o desvio padrão dos resultados de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP05 obtidos dos ensaios de polarização com a gota séssil. Nesse CP foi observado comportamento similar para ambos os lados (esquerdo e direito). As posições 01 e 05, região correspondente apenas à ZTA, apresentaram menor resistência do que as posições 02 e 04. A contribuição do metal de adição ER 2209 pode ter influenciado para o aumento da resistência à corrosão nessas regiões.

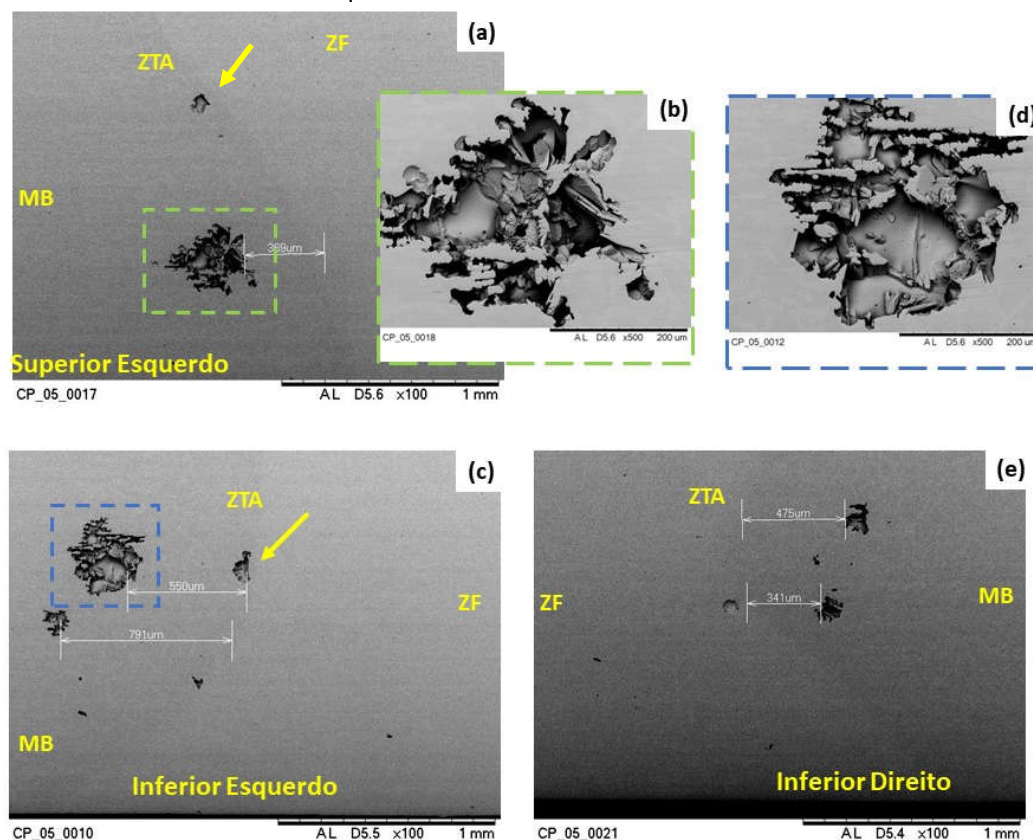
Figura 73 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP05 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.



Fonte: autora da tese.

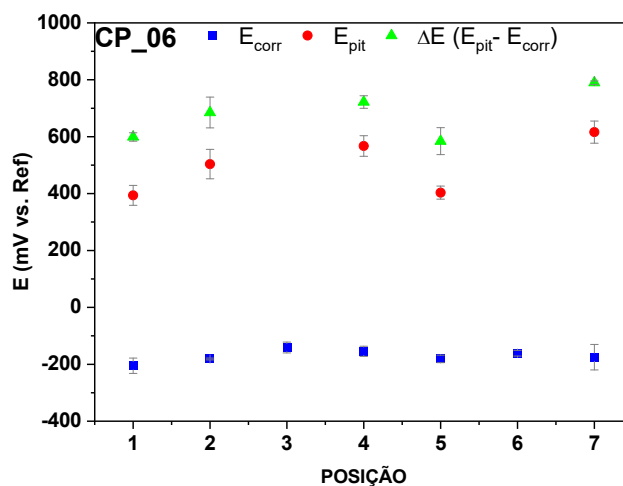
Na Figura 74 (a-e) são apresentadas micrografias obtidas por MEV após os ensaios de polarização com a gota séssil para o CP05. Para esse CP foi observado ataque corrosivo na ZTA, tanto na parte superior, Figura 74 (a), quanto na parte inferior, Figura 74 ((c) e (e)). Com a ampliação das regiões atacadas, Figura 74 ((b) e (d)) foi observado que a corrosão ocorreu na fase α . Foi observado também no CP05 ataque corrosivo na LF entre a ZTA e a ZF, indicado pelas setas na Figura 74 ((a) e (c)). Na Figura 75 são apresentados a média e o desvio padrão dos resultados de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para o CP06 obtidos dos ensaios de polarização com a gota séssil. Nesse CP foi observado comportamento similar para ambos os lados (esquerdo e direito), assim como o comportamento observado para o CP05, ou seja, as posições 01 e 05, região somente da ZTA, menos resistente do que as posições 02 e 04. Porém, para o CP06 na posição 07, na parte superior, foi observado maior resistência, diferente do que foi observado para o CP05.

Figura 74 - MEV do CP05 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo na ZTA superior esquerdo, (b) ampliação do ataque corrosivo em (a), (c) ataque corrosivo na ZTA inferior esquerdo, (d) ampliação do ataque corrosivo em (c), (e) ataque corrosivo na ZTA inferior direito.



Fonte: autora da tese.

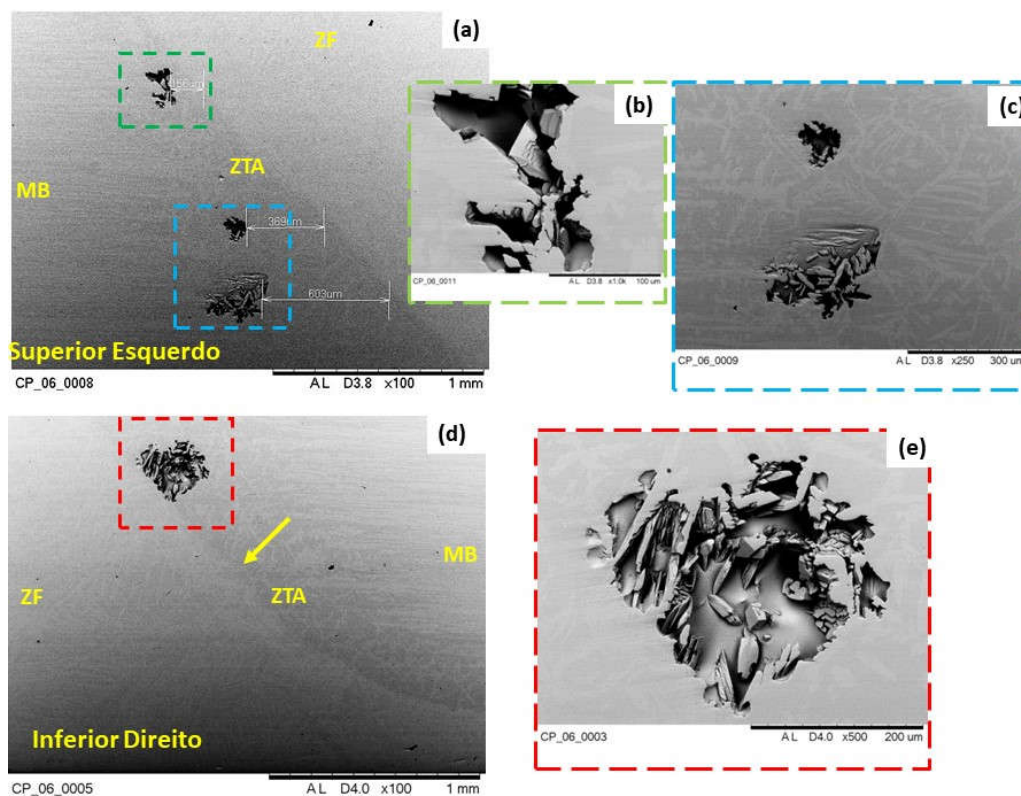
Figura 75 - Valores de E_{corr} , E_{pit} e ΔE para o CP06 em eletrólito 3,5% (massa) de NaCl nas posições indicadas na Figura 17.



Fonte: autora da tese.

Na Figura 76 (a-e) são apresentadas micrografias obtidas por MEV para o CP06 após os ensaios de polarização com a gota séssil. Foi observado ataque corrosivo ao longo de toda a extensão da ZTA e próximos à LF, como indicado na Figura 76 ((a) e (d)). Com maiores ampliações, Figura 76 ((b) e (c)) foi possível identificar o ataque preferencialmente na fase α . Na Figura 76 (e) é apresentado ataque corrosivo que ocorreu na LF, na interface da ZF com a ZTA, como indicado na Figura 76 (d). Foi possível verificar além do ataque na fase α , o efeito do acoplamento galvânico que ocorre entre o metal de adição (ER 2209) e o MB (LDX 2101).

Figura 76 - Micrografias obtidas por MEV do CP06 após ensaio de polarização com a gota séssil em eletrólito 3,5 % (em massa) de NaCl. (a) ataque corrosivo na ZTA lado superior esquerdo, (b) e (c) ampliação das regiões com ataque corrosivo mostrado em (a), (d) ataque corrosivo na ZTA lado inferior direito e (e) ampliação do ataque em (d).

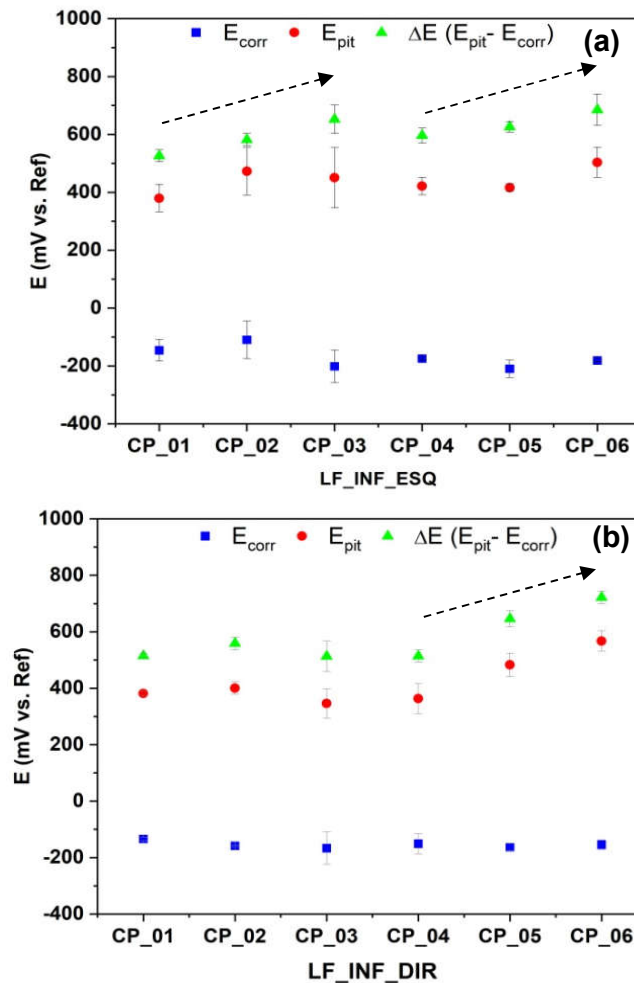


Fonte: autora da tese.

Para todas as condições os valores de E_{corr} foram próximos a -200 mV ao longo de todas as regiões na seção transversal da solda. Entretanto, ao analisar os valores de E_{pite} foi observada uma variação de acordo com a região, consequentemente, os valores de ΔE se mostraram diferentes para cada região estudada. Maiores valores de ΔE indicam maior resistência à corrosão. O efeito do acoplamento entre a ZTA, o

MB (LDX 2101) e o metal de adição (ER2209) é indicado na Figura 77 com a média dos valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE para as regiões na parte inferior, esquerda e direita.

Figura 77 - Comparação dos valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para a a região inferior que inclui a interface entre ZF e ZTA (a) lado esquerdo e (b) lado direito da seção transversal dos CPs soldados em solução 3,5% (massa) de NaCl.



Fonte: autora da tese.

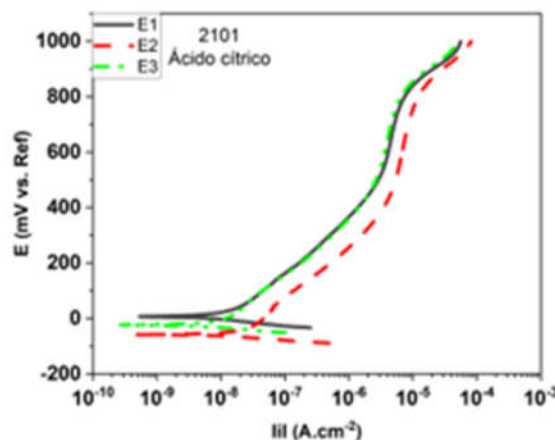
Nas condições de soldagem com dois passes (CP01, CP02 e CP03), pode ser observada tendência no aumento do ΔE do CP01 para o CP03 no caso da região da LF inferior (posição 02). A variabilidade das medidas foi maior para o CP03 no potencial de quebra. Isso sugere que os parâmetros de soldagem, na condição de dois passes, afetaram a resistência à corrosão localizada, o que é observado na região LF que inclui a ZTA. Vale lembrar que a região inferior sofre influência do primeiro e do segundo passe. Além do aquecimento causado pelo soldador secundário.

No caso das condições de soldagem com um passe, os resultados indicam aumento no valor do ΔE do CP04<CP05<CP06 para as duas posições, (posições 02 e 04) sugerindo que os parâmetros de soldagem para um passe também afetam a resistência à corrosão localizada do aço duplex 2101. Porém, seguem uma tendência, ou seja, foi observado que quanto maior o aporte térmico e menor a velocidade de deslocamento, menor a resistência à corrosão localizada, o que foi observado na região da interface entre a ZF e a ZTA, para as amostras soldadas com um passe.

5.3.3 Curvas de polarização em ácido cítrico sem e com adição de cloreto

Na Figura 78 e Figura 79 são apresentadas as curvas de polarização para o aço duplex 2101 em solução (I) 5 g·L⁻¹ de ácido cítrico (pH 2,4), e em solução (II) 0,5 mol·L⁻¹ de NaCl + 5 g·L⁻¹ de ácido cítrico (pH 2,2), respectivamente. Na Tabela 4 são mostrados os valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE das curvas da Figura 79.

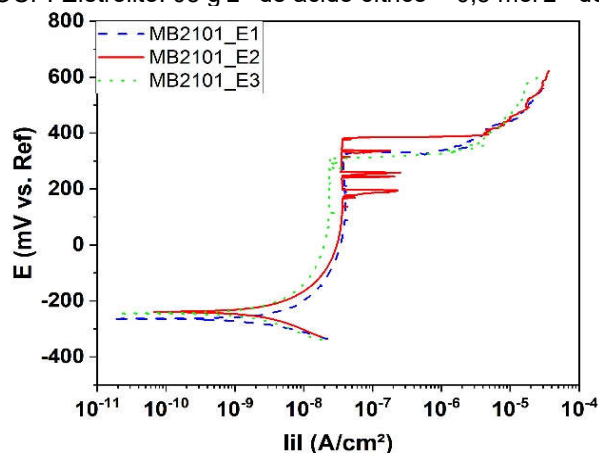
Figura 78 - Curvas de polarização anódica para o aço duplex 2101 obtidas após 05 minutos de medições de OCP em solução 5 g·L⁻¹ de ácido cítrico, pH 2,4.



Fonte: autora da tese.

A solução (1) foi proposta como meio para simular as condições encontradas em indústrias, especificamente no caso de alimentos cítricos, em guia técnico de setembro de 2013 (113). Entretanto, em meio contendo apenas o ácido cítrico, não foi observada quebra do filme passivo, como mostrado na Figura 78. No caso da solução (2), proposta na literatura (114) para tornar o meio mais agressivo do que o meio (1), promove o ataque corrosivo localizado nos aços duplex e permite a separação dos comportamentos dos diferentes materiais.

Figura 79 - Curvas de polarização anódica para o aço duplex 2101 obtidas após 05 minutos de medições de OCP. Eletrólito: 05 g·L⁻¹ de ácido cítrico + 0,5 mol·L⁻¹ de NaCl, pH 2,2.



Fonte: autora da tese.

Tabela 4 - Valores de E_{cor} , $E_{píte}$ e ΔE para MB 2101, obtidos das curvas de polarização. Eletrólito: 05 g·L⁻¹ de ácido cítrico + 0,5 mol·L⁻¹ de NaCl, pH 2,2.

	E_{cor} (mV)	$E_{píte}$ (mV)	ΔE (mV)
E1	-244	313	557
E2	-263	332	595
E3	-240	377	617
MÉDIA	-249	341	590

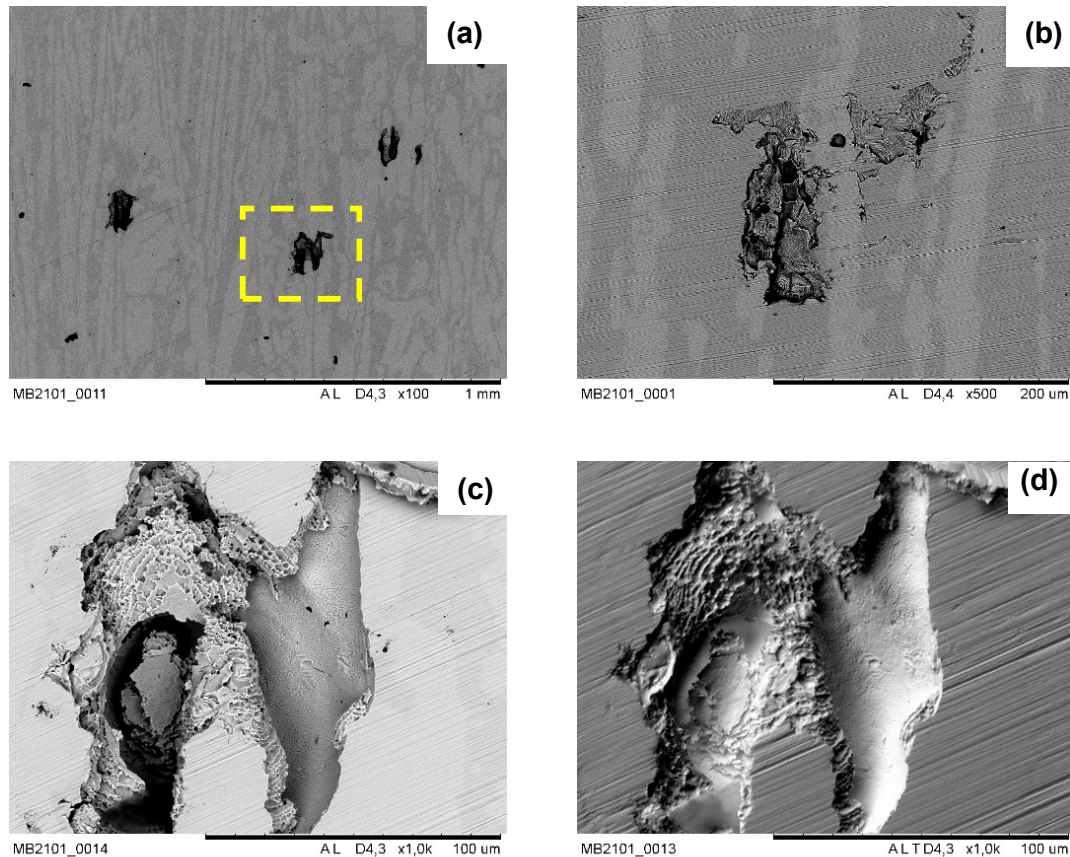
Fonte: autora da tese.

Foi observado que o LDX 2101 quando exposto à solução contendo apenas ácido cítrico não apresentou quebra do filme passivo até potenciais da ordem de 1000 mV. Neste meio, ocorreu enobrecimento do potencial de corrosão. Este resultado sugere o crescimento do filme passivo no meio oxidante com ácido cítrico. Entretanto, a adição de cloreto ao meio resultou na quebra do filme em potenciais próximos a 340 mV, e na diminuição do potencial de corrosão. A diferença ΔE entre E_{corr} e $E_{píte}$ neste meio foi da ordem de 590 mV, ou seja, inferior à obtida em solução 3,5% (massa) de cloreto.

Na Figura 80 (a-d) é apresentado a superfície do MB 2101 após ensaio em solução de ácido cítrico com cloreto. Foi observado ataque corrosivo ao longo da área exposta. O ataque se mostrou superficial, como notado pelo detector em modo de topografia do MEV, Figura 80 (d). Esse tipo de ataque, característico de materiais duplex foi similar ao observado nos ensaios de polarização em solução de NaCl (3,5 % em massa) e nos ensaios DL-EPR. Neste estudo, ocorreu ataque preferencial na fase α , iniciando sempre na interface entre as duas fases, como observado na Figura

80 (b). Esse comportamento também foi observado na literatura (115), em que a nucleação dos pites começou na interface das fases e a propagação ocorreu para dentro da fase ferrita.

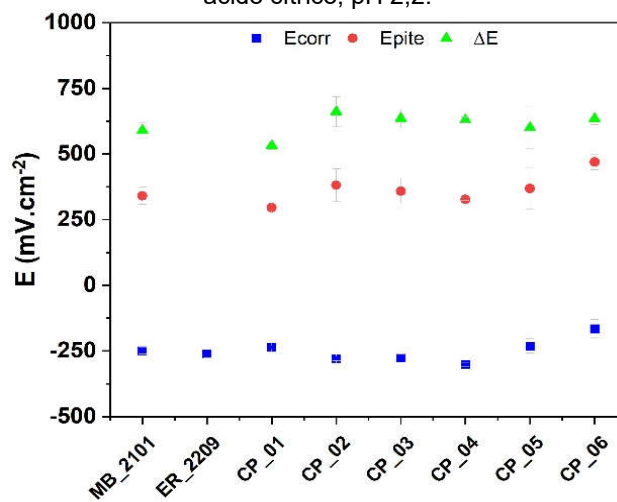
Figura 80 - Micrografias por MEV da superfície do (a) MB 2101 após ensaio de polarização em solução com ácido cítrico com cloreto; (b) ataque corrosivo preferencial na fase α ; (c) ampliação do ataque destacado em (b), com o detector no modo composição e (d) com o detector no modo topo.



Fonte: autora da tese.

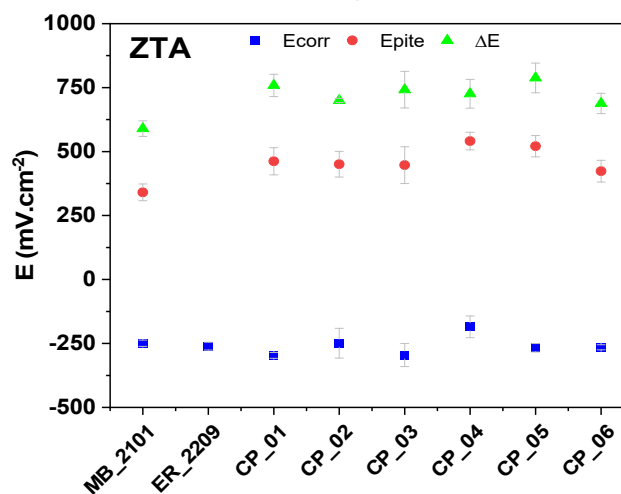
Na Figura 81 são apresentados valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para a região de interface entre os CPs, do MB LDX 2101 e do ER2209, enquanto na Figura 82 são mostrados os valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para a ZTA dos CPs na várias condições de soldagem. Esses ensaios foram realizados na parte inferior do material soldado, como indicado na Figura 17 (b). Para realizar os ensaios simulando o ambiente industrial foi escolhida esta região, pois é a que vai ficar exposta dentro dos tanques.

Figura 81 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para o MB2101, ER2209 e para a LF na parte inferior de todos os CPs estudados. Eletrólito: $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ de NaCl + $5 \text{ g}\cdot\text{L}^{-1}$ de ácido cítrico, pH 2,2.



Fonte: autora da tese.

Figura 82 - Valores de E_{corr} , E_{pite} e ΔE obtidos das curvas de polarização para o MB2101, ER2209 e para a ZTA na parte inferior de todos os CPs estudados. Eletrólito: $0,5 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$ de NaCl + $5 \text{ g}\cdot\text{L}^{-1}$ de ácido cítrico, pH 2,2.

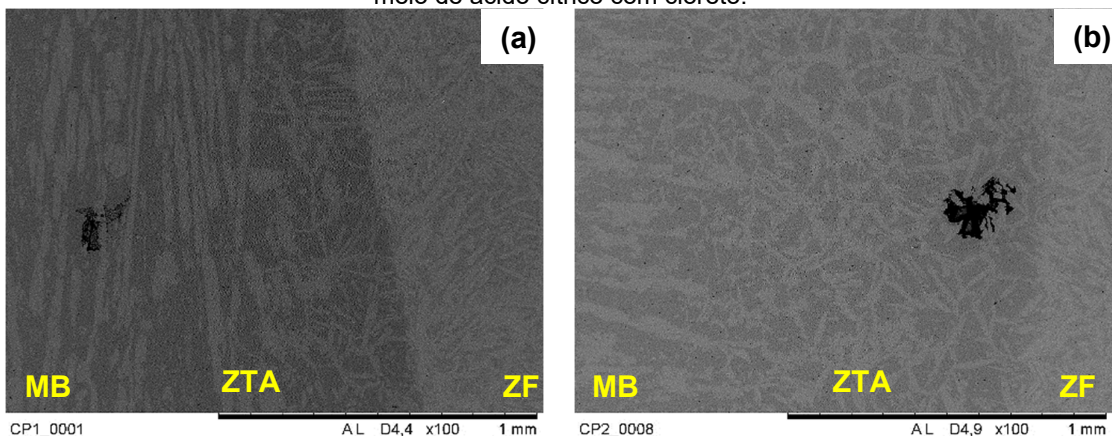


Fonte: autora da tese.

Os valores de E_{corr} para todos os CPs nas duas posições estudadas (ZTA e ZF) foram próximos a -250 mV , enquanto para o meio contendo cloreto estes valores foram próximos a -200 mV . Na Figura 81 os valores de ΔE para a LF, mostraram diferença significativa para o CP01. Já para os demais CPs foi observada pequena diferença entre os valores de ΔE . Vale salientar que o CP02 e CP05 mostraram maior dispersão de valores entre as condições estudadas. A comparação do E_{pite} para as condições de soldagem com um passe apenas, indicam tendência a aumento de potencial entre os CPs ($CP04 < CP05 < CP6$).

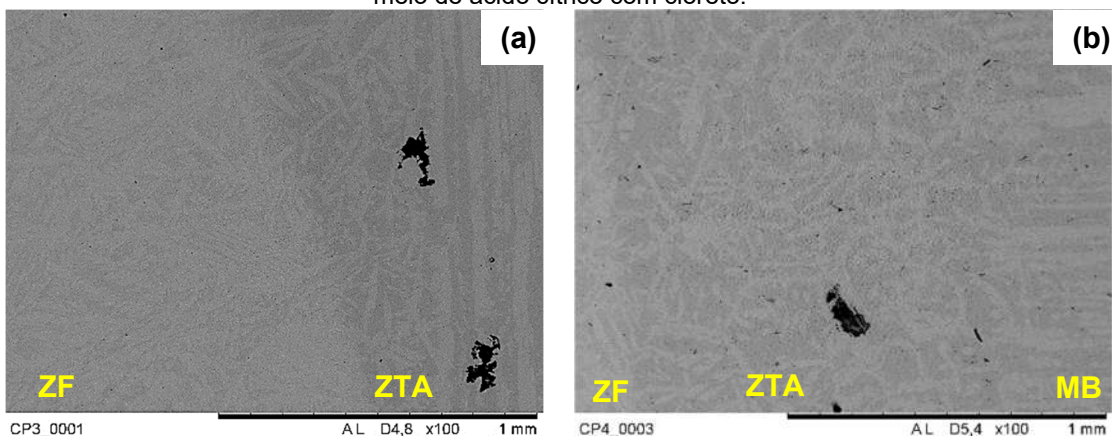
Na Figura 82 foram observados valores de ΔE ligeiramente maiores para a ZTA quando comparados com o LF no meio de ácido cítrico contendo cloreto. Foi observado para a ZTA que todos os CPs apresentaram maiores valores de ΔE quando comparados com o MB LDX 2101. Na Figura 83 (a-b), Figura 84 (a-b) e Figura 85 (a-b) são apresentadas imagens obtidas por MEV após os ensaios de polarização em solução de ácido cítrico com cloreto com a gota séssil.

Figura 83 - Micrografias obtidas por MEV de regiões expostas ao eletrólito incluindo a interface entre o MB LDX 2101, a ZTA e a ZF dos (a) CP01 e (b) CP02 após ensaios de polarização em meio de ácido cítrico com cloreto.



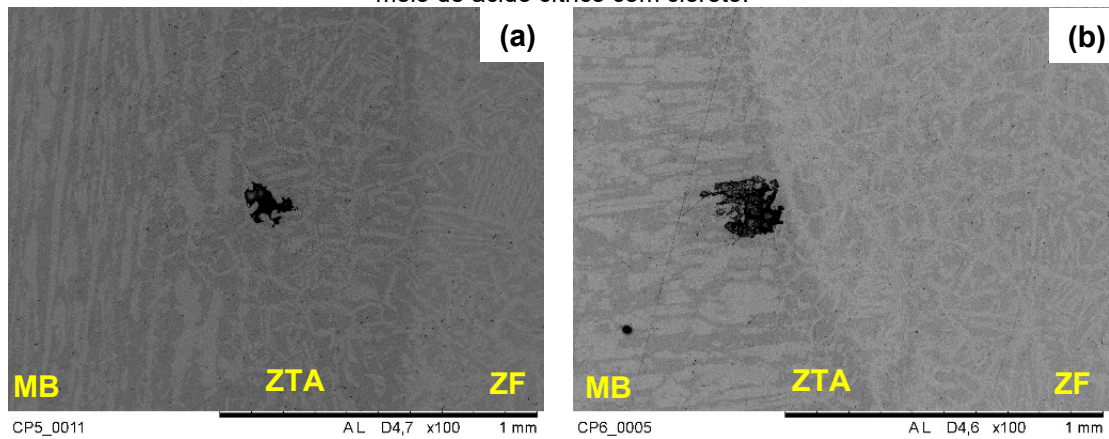
Fonte: autora da tese.

Figura 84 - Micrografias obtidas por MEV de regiões expostas ao eletrólito incluindo a interface entre o MB LDX 2101, a ZTA e a ZF dos (a) CP03 e (b) CP04 após ensaios de polarização em meio de ácido cítrico com cloreto.



Fonte: autora da tese.

Figura 85 - Micrografias obtidas por MEV de regiões expostas ao eletrólito incluindo a interface entre o MB LDX 2101, a ZTA e a ZF dos (a) CP05 e (b) CP06 após ensaios de polarização em meio de ácido cítrico com cloreto.



Fonte: autora da tese.

Em todos os casos o ataque corrosivo aconteceu na ZTA, região esta que foi a região mais afetada pelo processo de soldagem. Em alguns CPs foi observado que o ataque ocorreu na ZTA na região mais próxima ao MB; o que pode ser explicado pelo posicionamento da gota durante o ensaio. O ataque foi similar para todos os CPs ocorrendo na interface das fases, se estendendo mais para a região da fase α (coloração escura), comportamento este similar ao apresentado pelo MB LDX 2101.

6 DISCUSSÃO

Neste estudo foi investigada a influência dos parâmetros de soldagem na caracterização de microdureza e na resistência à corrosão do aço lean duplex 2101 soldado pelo processo GTAW com dupla fusão. De acordo com a literatura, o método dupla-fusão garante boa penetração nas juntas soldadas, assim como uma junta adequadamente fundida em toda sua extensão. A derivação do método é relativamente recente e os parâmetros otimizados de soldagem referente à resistência à corrosão precisam de investigação. Para a realização desta pesquisa foram fornecidos 06 corpos de prova (CPs), soldados pelo processo GTAW-DF, com variação da corrente, velocidade e aporte térmico, bem como, a quantidade de passes, sendo o CP01, CP02 e CP03 submetidos a dois passes e o CP04, CP 5 e CP06 submetidos apenas a um passe. Nos CPs soldados não foram realizados o processo de enchimento, com passos subsequentes. Os estudos foram conduzidos através da caracterização microestrutural e por ensaios eletroquímicos.

Para a caracterização microestrutural foram realizados ataque eletroquímico com ácido oxálico e ataque químico com o reagente Behara. A principal aplicação do ataque com ácido oxálico 10 %(v/v) é na identificação de nitretos de cromo que tendem a se formar durante o processo de soldagem. Porém, com esse ataque também foram reveladas o formato dos cordões de solda, as microestruturas das diferentes regiões formadas pelo processo de soldagem, além da identificação da ferrita e austenita e de fases como austenita secundária (γ_2) e de Widmanstätten. Após ataque metalográfico, nas análises macroscópicas, foi identificado que a ZF se apresentou diferente para cada CP; por se tratar de um processo de soldagem manual e com variação nos parâmetros de soldagem, o cordão foi irregular ao longo de sua extensão. Com as observações microscópicas foi visto que a soldagem afetou a microestrutura do MB LDX 2101 nas regiões próximas a ZF, com morfologias dos grãos em tamanhos diversos para todos os CPs estudados.

Na ZF a morfologia da fase mais presente foi a austenita de Widmanstätten, não sendo possível diferenciar a quantidade dessa fase nos CPs estudados. Já a presença da austenita secundária (γ_2) foi observada próximo à LF e identificada mais facilmente nos CPs submetidos a dois passes (CP01, CP02 e CP03). A transformação dessa fase ocorre preferencialmente na ferrita, gerando austenita secundária e fase

sigma ($\alpha \rightarrow \gamma_2 + \sigma$). A fase α é enriquecida em Cr, Mo e Si e esses elementos, formadores de γ_2 e σ , possuem difusividade 100 vezes mais rápido na ferrita do que na austenita (99,101). A austenita secundária também pode ser observado quando a ferrita supersaturada, com precipitados de nitreto de cromo, é reaquescida (116,117).

O ataque químico com o reagente Behara foi empregado junto com o microscópio de luz polarizada para diferenciar as fases ferrita e austenita presentes. A diferença entre a intensidade de ataque no MB LDX 2101, na ZTA, e no metal de adição ER2209 foi mostrada, indicando que as regiões formadas com o processo de soldagem apresentaram diferentes suscetibilidades ao ataque corrosivo durante exposição a esse reagente. Um ponto relevante observado após o ataque dos CPs submetidos a um passe (CP04, CP05 e CP06) foi a presença de ataque corrosivo dentro do grão da ferrita em toda a extensão da ZTA, o que foi observado em menor concentração para os CPs de dois passes (CP01, CP02 e CP03). Uma hipótese para esse comportamento é que os CPs submetidos a dois passes, o aquecimento durante o segundo passe pode ter dissolvido os precipitados, deixando os elementos em solução sólida novamente. Áreas com ataques intergranulares próximos aos grãos de ferrita com ataque corrosivo no seu interior também foram identificados. Na literatura é reportado que esse tipo de ataque ocorre nos grãos sensibilizados pelos processos de soldagem nos aços inoxidáveis (2,3). Esse tipo de ataque foi mais evidente nos CPs submetidos a um passe; observação está que corrobora com a hipótese apresentada em que o aquecimento do segundo passe pode ter dissolvido os precipitados formados durante o aquecimento do primeiro passe.

Notou-se que a região da ZF, em que se tem o metal de adição ER2209, foi a região mais resistente ao ataque com o reagente behara. O ER2209 possui composição diferente do MB LDX 2101. A diferença do Ni presente no ER2209 (8,6 % em massa) é quase sete vezes maior do que o Ni presente no MB (1,15 % em massa). O Ni é considerado um elemento de liga gamagênico, sendo o principal estabilizador da austenita, além de promover a repassivação do filme óxido formado nos AID quando exposto a meios agressivos (23,40), deixando o material mais resistente. Essa diferença de composição foi observada na quantificação das fases na ZF. Em todos os CPs a presença da fase austenita foi superior a 50 % na região da ZF. Também foi possível contabilizar a porcentagem das fases ferrita e austenita na região do MB LDX 2101 e na ZTA dos CPs soldados.

No MB foi observado uma relação de fases ferrita/austenita de 50:50; a microestrutura bifásica que garante as propriedades dos aços inoxidáveis duplex (11,13,118). Porém, foi visto que a região da ZTA ocorreu alteração na proporção das fases devido aos ciclos térmicos durante o processo de soldagem. Em todos os CPs a fração volumétrica da fase ferrita aumentou na região da ZTA. A alteração na microestrutura e, conseqüentemente, a alteração da proporção das fases pode ter ocorrido devido as altas temperaturas durante o processo de soldagem que interferiram na velocidade de solidificação do metal de solda e dissipação de calor para a ZTA. As altas temperaturas e a velocidade de solidificação são variáveis em função da densidade de corrente e velocidade de deslocamento, respectivamente (7). Maiores velocidades de soldagem, acelera a solidificação, limitando a formação da fase secundária (fase γ). Enquanto, maiores aportes térmicos e menores velocidades de soldagem, resultam em menor taxa de resfriamento, com isso, tem-se mais tempo para que a transformação α/γ proceda (85,119,120), o que pode gerar maior nível de austenita e redução da precipitação de de fases contendo cromo.

Para os CPs submetidos a um passe (CP04, CP05 e CP06), a fração de área das fases na ZTA foram próximos entre os três CPs. Vale ressaltar que o CP em que foi utilizado o maior aporte térmico, foi o com menor velocidade de soldagem (CP04) e o CP com o menor aporte térmico, foi o com maior velocidade de soldagem (CP06). Já para o CP05, que apresentou a maior fração de área da fase austenita para os CPs de um passe, foi utilizado aporte térmico e velocidade intermediária às três condições, sendo a corrente igual para esses três CPs (230 A). Já entre os CPs de dois passes (CP01, CP02 e CP03), a fração da fase austenita foi menor para os CP02, cuja processo de soldagem utilizou maior velocidade de soldagem e menor aporte térmico.

A medida da extensão da ZTA foi realizada na parte inferior do cordão de solda, pois como o cordão foi irregular, a extensão da ZTA variou significativamente ao longo da seção dos CPs soldados. Para comparação entre os parâmetros de soldagem e a extensão da ZTA de cada CP, foi considerado apenas a velocidade de soldagem e o aporte térmico do primeiro passe. Os CP submetidos a dois passe (CP01, CP02 e CP03) não foi possível estabelecer uma relação direta da extensão da ZTA com os parâmetros utilizados. Uma explicação possível é que com o segundo passe aplicado a esses CPs, pode ter causado alteração na extensão da ZTA. Já os CPs com apenas um passe (CP04, CP05 e CP06), a extensão da ZTA seguiu uma tendência: quanto

maior o aporte térmico e menor a velocidade de soldagem, maior foi a extensão da ZTA.

Através da técnica EBSD foi possível avaliar qualitativamente e quantitativamente, tanto a distribuição das fases e desenvolvimento da sua morfologia, considerando a diferença de parâmetros de soldagem entre cada condição. Em relação ao desenvolvimento microestrutural da região soldada, na análise por EBSD foi observada diferença em função dos parâmetros utilizados para cada condição. As condições estudadas por essa técnica diferem principalmente na quantidade de passes de soldagem, sendo os CP01 e CP03 soldados com dois passes, e o CP04, apenas com um passe.

A ZTA foi superaquecida até entrar no campo ferrítico, e, durante o resfriamento, a austenita precipitou preferencialmente nos contornos de grão. Consequentemente, os grãos de ferrita sofreram alteração morfológica visível associada ao aumento da sua percentagem. Porém, nos CP01 e CP03, pelo processo de reaquecimento do segundo passe, ocorreu a formação de austenita aumentando a sua fração a níveis similares ao do material base. Tais informações completam o que foi observado na contagem de fases realizadas pelo tratamento de imagem citado anteriormente. Pode-se dizer que a mudança de fração de fases foi influenciada pelo ciclo térmico durante a soldagem.

Para o CP01 e CP03, foi observado que a morfologia da ferrita inicialmente teve aspecto colunar passando para um formato semi-equiaxial na direção ao centro da solda. Essa morfologia não foi observada no CP04, onde a ferrita apresentou um aspecto totalmente colunar. No CP01 e CP03 foi observado que os grãos colunares apresentaram uma relação de orientação similar e, os grãos semi-equiaxiais, certa aleatoriedade. Por outro lado, no CP04 foi observada uma direção que coincide com os grãos colunares das outras duas condições (CP01 e CP03). A mesma orientação para os grãos colunares em todas as condições, é provável que o desenvolvimento da microestrutura e a orientação preferencial esteja influenciada pelo gradiente de temperatura do processo de soldagem, sendo que a direção do gradiente tem a mesma direção que a da laminação (RD). Por outro lado, a perda dessa orientação, observada para o CP01 e CP03, está associada ao processo de reaquecimento pelo segundo passe, afetando só uma porção do cordão, fenômeno também descrito por outros autores (104,121,122).

Desta forma, os resultados de EBSD indicaram que os dois passes (CP01 e CP03) no processo de soldagem tiveram grande influência no desenvolvimento de textura na microestrutura ferrítica/austenítica, assim como na morfologia das fases. Outro efeito visto na análise de fases por EBSD é a mudança de fração de fases. Nota-se a variação na fração de fases, ferrita/austenita, devido ao efeito do reaquecimento no segundo passe de soldagem. Como discutido por outros autores, (104,121) a quantidade dos passes de soldagem modifica principalmente a morfologia das fases e sua fração. Com a sucessão de passes de soldagem, o ciclo térmico existente promove a ferritização completa ou parcial do metal de solda, onde seguidamente uma segunda transformação em estado sólido da austenita é promovida durante o resfriamento. Este ciclo ocorre segundo o número de passes de soldagem levando a mudanças de morfologia das fases e suas frações associadas.

Em questão de textura, de forma geral, comparando as intensidades de textura obtidas para as diferentes condições, pode-se observar que as regiões associadas ao processo de soldagem (ZTA e ZF), mostram que a orientação preferencial da fase austenita é sempre mais fraca que a da ferrita, e que, segundo a tendência a uma textura específica, pode ser afetada pelo histórico térmico do processo de soldagem. Na literatura é discutido que a menor propensão da austenita a textura é devido ao menor grau de liberdade da rede durante a transformação do estado sólido em relação à fase ferrítica matriz (104,121,122).

A realização das análises de MET teve o objetivo de identificar os precipitados formados devido ao aquecimento durante o processo de soldagem. Para tanto, foi escolhido o CP 04, uma vez que nos testes eletroquímicos de DL-EPR esse foi o que apresentou maior grau de sensitização. A precipitação das fases contendo cromo se dá pela nucleação em discordâncias, inclusões e contornos e interfaces de grão. A temperatura, composição química da liga e o histórico térmico influenciam na cinética dos precipitados (116). Todas as características citadas foram observadas nas análises por MET realizadas. Os precipitados mais comuns são os nitretos (Cr_2N) e o carbeto de cromo (M_{23}C_6). Em trabalho realizado por Ramirez (116), foi observado esses precipitados alinhados ao longo dos contornos de grão α/α ou na interface dos grãos α/γ . Os precipitados de Cr_2N são em escala nanométrica e precipitam na forma de bastões ou plaquetas a partir da ferrita e cresce continuamente com o tempo (105,123). Enquanto o M_{23}C_6 possui uma morfologia triangular, diferentemente de Cr_2N . Em literatura recente foi reportado que o nitreto de cromo em forma de bastão

foi identificado com comprimento médio de 530 ± 50 nm e largura média de 60 ± 10 nm no LDX2101, localizado nos contornos de grão (105). O padrão de difração realizado em um dos precipitados observados no contorno de grão corresponde ao nitreto de cromo, cujo ajuste realizado pelo *software CrystBox diffractGUI* foi satisfatório.

Outro fator importante observado nas análises por MET foi a presença de discordâncias ao longo da ZTA e na ZF. Discordâncias essas que podem ter sido causadas pela precipitação das fases no contorno de grão, e discordâncias em forma de emaranhados em torno de possíveis precipitados dentro do grão. A literatura aborda que a presença de linhas de discordâncias próximos aos precipitados é resultado da severa distorção da rede cristalina, induzida pela precipitação dessas fases, uma vez que o nitreto de cromo apresenta estrutura cristalina hexagonal, já o carbeto cúbica de face centrada (123,124) A precipitação das fases contendo cromo leva a diminuição da resistência à corrosão nos AID, pois ao redor dos precipitados pode iniciar corrosão localizada. A difusão do cromo na ferrita é facilitada, a diferença diminui para velocidades de resfriamentos menores durante o processo de soldagem. Entretanto, o empobrecimento em cromo nas regiões adjacentes ao precipitado não são os únicos causadores da corrosão localizada nos AID. Corrosão galvânica entre a zona empobrecida em cromo e a matriz, além dos esforços internos, podem contribuir também para que a corrosão localizada aconteça (125). No processo de soldagem, com o resfriamento a partir do campo ferrítico ocorre uma competição entre a formação da austenita e dos precipitados contendo cromo. Caso a quantidade de austenita formada seja próxima da quantidade da ferrita, mantendo assim o equilíbrio entre as fases, a quantidade formada desses precipitados contendo cromo é praticamente nula. Entretanto, se a precipitação da austenita for prejudicada, como o aquecimento durante determinado tempo em determinadas temperaturas, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, e assim, a precipitação ocorre(125).

Com a realização dos mapas de microdureza Vickers foi investigado como os parâmetros de soldagem poderiam interferir na resistência mecânica do material soldado. Mesmo os valores de microdureza sendo próximos, a diferença de coloração dos mapas deu um panorama do limite das regiões ao longo da seção dos CPs, com uma análise mais qualitativa dos resultados nesses ensaios. Os valores de microdureza realizados pontualmente identificaram que a fase ferrita apresentou menor dureza quando comparado a fase austenita, e que essa dureza das fases foi

menor na ZTA quando comparado a estas mesmas fases presentes no MB. O mesmo comportamento foi relatado na literatura com aços inoxidáveis duplex e super duplex (67). Sabendo que a ferrita foi a fase com menor dureza, junto ao cálculo de porcentagem de fase, em que foi observado diminuição da fase austenita e aumento da fase ferrita na ZTA, justificam esta região com menores valores de dureza quando comparado ao MB. A heterogeneidade da microdureza nas regiões entre o MB e a ZF confirma a importância do processo de soldagem para as propriedades, além da resistência mecânica, também à corrosão, uma vez que, é importante observar a possibilidade de acoplamento galvânico entre a ZTA e o metal de adição, resultando em ataque preferencial próximas às regiões de interface. Nos mapas de microdureza foi identificado pontos vermelhos na parte superior da ZF para o CP01. Para esta condição se utilizaram valores de aporte térmico mais elevados e velocidades de soldagem mais baixas durante o processo de soldagem. Na literatura é relatado que durante o processo de soldagem de aços inoxidáveis, o aumento do aporte térmico causa aumento nos valores de microdureza o que foi associado ao refinamento dos grãos (127). No caso deste estudo não foi possível relacionar o refinamento dos grãos com o aporte térmico.

Sabendo que a ferrita foi a fase com menor dureza, junto ao cálculo de porcentagem de fase, em que foi observado diminuição da fase austenita e aumento da fase ferrita na ZTA, justificam esta região com menores valores de dureza quando comparado ao MB. A heterogeneidade da microdureza nas regiões entre o MB e a ZF confirma a importância do processo de soldagem para as propriedades, além da resistência mecânica, também à corrosão, uma vez que, é importante observar a possibilidade de acoplamento galvânico entre a ZTA e o metal de adição, resultando em ataque preferencial próximas às regiões de interface. Nos mapas de microdureza foi identificado pontos vermelhos na parte superior da ZF para o CP01. Para esta condição se utilizaram valores de aporte térmico mais elevados e velocidades de soldagem mais baixas durante o processo de soldagem. Na literatura é relatado que durante o processo de soldagem de aços inoxidáveis, o aumento do aporte térmico causa aumento nos valores de microdureza o que foi associado ao refinamento dos grãos (127). No caso deste estudo não foi possível relacionar o refinamento dos grãos com o aporte térmico.

Os testes eletroquímicos realizados nesse trabalho foram o DL-EPR para avaliar o grau de sensitização e os testes de polarização com o método da gota séssil,

em meio contendo cloreto para avaliar a resistência à corrosão localizada, ácido cítrico e ácido cítrico junto com o cloreto para simular o ambiente industrial em que o material soldado será utilizado. Os ensaios com o método da gota séssil se mostraram eficientes para as medidas de polarização em meio com alta concentração de cloreto. Pois, sem a barreira física (*o'ring*) entre o eletrodo de trabalho e a célula eletroquímica, elimina-se a formação de frestas durante as medidas. Inicialmente as posições para realização das medidas foram definidas de acordo com trabalhos encontrados na literatura (7,12). Porém, foi observado a necessidade de investigar como seria o comportamento ao longo da raiz da solda, na seção transversal e na parte inferior das amostras soldadas, região esta que fica exposta dentro dos tanques de armazenamento, além de ser esta a região submetida ao aquecimento do soldador secundário durante o processo de soldagem GTAW-DF.

Os ensaios DL-EPR aplicados aos aços inoxidáveis têm como objetivo principal avaliar o grau de sensitização do material. Entretanto, o que ele determina é a região mais suscetível à quebra do filme passivo, o que no caso dos materiais deste estudo, ocorreu no interior da fase ferrita e nos contornos entre as fases ferrita e austenita. Quando maior a relação entre as correntes de reativação e ativação (i_r/i_a), maior a suscetibilidade à quebra do filme passivo. Não foi observada tendência à corrosão intergranular nos CPs estudados, mas o ataque foi distribuído preferencialmente no interior da fase ferrita e nos contornos entre as fases ferrita e austenita.

Com os resultados de DL-EPR junto às análises das áreas ensaiadas foi observado que o processo de soldagem aumentou a suscetibilidade à quebra do filme passivo. Esse comportamento foi observado na ZTA, tanto na interface com a LF (posições 02 e 04), quanto na região da ZTA mais distante da LF (posições 01 e 05). O metal de adição, ER 2209, não apresentou tendência à quebra do filme passivo, mostrando que o seu filme passivo é resistente ao ataque corrosivo do meio. Entre os CPs submetidos a dois passes (CP01, CP02 e CP03), foi observado que o CP03 foi o que apresentou comportamento mais homogêneo e menores valores de (i_r/i_a). Nesse CP não foi observado ataque intenso ao longo da ZTA, como observado nos CP01 e CP02. Já nos CPs submetidos a um passe (CP04, CP05 e CP06), a maior suscetibilidade à quebra do filme passivo ocorreu nos CP04 e CP05 ao longo de toda extensão da ZTA, comportamento que não foi observado no CP06. Guilherme et al., (7) verificaram que os maiores valores da relação i_r/i_a indicaram maior taxa de corrosão

em aços soldados pelo processo GTAW. Os autores atribuíram isto pelo maior grau de sensitização da microestrutura gerado pelo aquecimento durante o processo de soldagem, o que acarretou a corrosão localizada na região adjacentes à formação de nitreto de cromo.

Nos ensaios de polarização com a gota séssil em meio de NaCl 3,5 % (em massa) observado como o processo de soldagem altera a resistência à corrosão por pite ao longo da seção do material soldado. As medidas pontuais de cada CP sugeriram que as regiões menos resistentes à corrosão por pite foram a ZTA e a LF (posições 01 e 02 do lado esquerdo e posições 04 e 05 do lado direito). Com as análises microscópicas por MEV foi observado que o ataque localizado ocorreu preferencialmente nos grãos da ferrita na região da ZTA mais afastada da LF.

O efeito do acoplamento galvânico entre o MB LDX 2101 e o ER 2209 foi analisado com comparação dos valores de ΔE de todos os CPs na mesma posição (posição 02 e posição 04). Para os CPs de um passe (CP04, CP05 e CP06) foi visto que quanto menor a velocidade de soldagem e maior aporte térmico, menor foi a resistência à corrosão nessas posições. Entretanto, os CPs submetidos a dois passes (CP01, CP02 e CP03) não foi possível fazer esta relação, pois os parâmetros de soldagem empregados foram bastante variados. Porém, para as duas posições, o CP01 foi a condição de soldagem com menor valor de ΔE , ou seja, menor resistência à corrosão localizada,

Os testes de polarização com ácido cítrico, simulando o ambiente industrial, foram realizados na parte inferior das amostras, pois é esta a região que ficará exposta ao meio nos tanques de armazenamento. Não foi observado nas curvas de polarização potencial de quebra no MB LDX 2101 no meio com ácido cítrico até potenciais próximo à 1000 mV. Esta proteção foi ocasionada pelo crescimento do filme passivo sobre a superfície do material quando exposto ao meio de ácido cítrico. Porém, com adição de cloreto, foi observado quebra do filme passivo tanto no MB quanto na LF de todos os CPs estudados. A adição de cloreto tem efeito pronunciado na transição ativa-passiva, diminuindo a faixa passiva nas curvas de polarização (128). A adição de cloreto ao meio corrosivo teve efeito perceptível na diminuição da resistência à corrosão de aços duplex em vários meios contendo ácidos orgânicos, entre eles o ácido cítrico, aumentando em até três ordens de grandeza as taxas de corrosão com ataque seletivo da fase austenítica (128). Já nesta pesquisa os ataques ocorreram preferencialmente na fase ferrítica, como observado tanto nos testes de

polarização com cloreto e nos testes de DL-EPR. A Tabela 3 apresenta os resultados dos ensaios de corrosão realizados na ZTA na seção transversal, seja para os ensaios DL-EPR e polarização em meio de NaCl 3,5%, na parte inferior para os ensaios de polarização em meio ácido cítrico + NaCl.

Nos resultados do ensaio DL-EPR, em comparação ao MB LDX 2101, o processo de soldagem aumenta a suscetibilidade à corrosão localizada nos CPs soldados, como observado pelo aumento dos valores da razão i_r/i_a . Entre os CPs que apresentaram menor suscetibilidade à corrosão localizada para a condição de dois passes, o CP03 foi o menos suscetível. Já para a condição de um passe, os CP05 e CP06 apresentaram relação i_r/i_a similar, indicando que para essas duas condições os parâmetros de soldagem tiveram efeito similar na resistência à corrosão localizada. Entre as condições de um passe, o CP04 apresentou a maior razão i_r/i_a .

Tabela 3 - Valores médios obtidos dos ensaios de corrosão realizados na região de ZTA, posição 01, na seção transversal para os ensaios de DL-EPR, polarização em meio de NaCl 3,5 % e, na parte inferior para os ensaios de polarização em meio ácido cítrico + NaCl.

	DL-EPR	NaCl 3,5 % (em massa)			Ácido cítrico + NaCl		
	i_r/i_a (%)	E_{corr}	E_{pit}	ΔE	E_{corr}	E_{pit}	ΔE
MB2101	0,25	-243	383	626	-249	341	590
ER2209	-	-162	-	-	-261	-	-
CP01	5,69	-196	344	540	-296	462	758
CP02	6,30	-198	304	502	-249	450	699
CP03	2,59	-188	351	539	-295	447	742
CP04	4,17	-234	377	612	-185	541	726
CP05	2,78	-196	375	571	-267	521	788
CP06	2,99	-205	403	584	-265	423	688

Fonte: autora da tese.

Os efeitos dos parâmetros de soldagem foram evidenciados quando comparados os resultados da resistência à corrosão localizada em NaCl 3,5 % (em massa). O MB LDX 2101 apresentou valor médio de ΔE superior a 600 mV, enquanto os CPs soldados apresentaram ΔE inferiores a 600 mV, com exceção do CP04. Nesta condição o posicionamento da gota (manual) pode ter interferido na média dos resultados, uma vez que o CP04 foi o que apresentou microestrutura diferente dos demais CPs, como visto no ataque Behara, e maior suscetibilidade à corrosão localizada indicada pelo ensaio DL-EPR.

Em meio de ácido cítrico com cloreto os valores de E_{corr} foram mais baixos do que os observados nos resultados dos testes somente com cloreto. No MB LDX 2101 não foi observada diferença significativa para E_{corr} nas duas condições. Entretanto, o MB apresentou menor resistência à corrosão localizada no meio somente com cloreto. Esse comportamento também foi observado para os demais CPs. Os valores de ΔE maiores indicam que a presença do ácido cítrico aumentou a resistência à corrosão por pite, ampliando a faixa passiva do material.

7 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi investigada a influência dos parâmetros de soldagem GTAW-DF na resistência à corrosão do aço inoxidável *lean duplex* 2101 utilizado na construção de tanques de armazenamento na indústria suco-cítrica. A microestrutura e a resistência à corrosão foram diretamente influenciadas pelos parâmetros de soldagem e pela quantidade de passes realizados. A aplicação do segundo passe interferiu nas características microestruturais criadas na aplicação do primeiro passe. Com isso, não foi possível achar relação direta entre os parâmetros utilizados e suas características microestruturais e de resistência à corrosão para os CPs submetidos a dois passes.

Por se tratar de um processo de soldagem manual, o cordão de solda foi diferente para cada CP estudado. No ataque com ácido oxálico foi revelada a presença de fases, como austenita secundária e de Widmanstätten, além de precipitados ao longo da ZTA. A presença destes precipitados foi influenciada pela aplicação do segundo passe, uma vez que a concentração ocorreu na região superior da seção da solda para os CP01, CP02 e CP03. A aplicação do segundo passe pode ter levado a solubilização dos precipitados formados no primeiro passe, uma vez que, para os CPs com um passe, estes precipitados apenas foram identificados ao longo de toda a extensão da ZTA.

As análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET) permitiram identificar emaranhados de discordâncias ao longo da ZTA, no contorno de grão, dentro do grão e nas regiões adjacentes ao contorno de grãos com presença de precipitados. O melhor ajuste com a indexação do padrão de difração foi para o precipitado de nitreto de cromo, porém não se pode afirmar que todos os precipitados presentes são desse tipo.

Os testes eletroquímicos realizados (DL-ERP e polarização usando o arranjo de gota séssil) confirmaram que ZTA foi a região que sofreu maior influência no processo de soldagem. Com os resultados eletroquímicos obtidos nos diferentes meios de ensaio, e com a observação do ataque metalográfico, foi observada a influência dos valores dos aportes térmicos e da velocidade de soldagem durante a soldagem na resistência à corrosão. E, embora não tenha sido possível estabelecer uma relação entre os resultados com os valores dos parâmetros utilizados, pode-se concluir que o CP03 foi o que apresentou melhor resistência à corrosão, seguido do

CP01 e, por fim, o CP02. Para os CPs soldados com um passe foi possível relacionar os parâmetros de soldagem com a resistência à corrosão mostrada pelos resultados eletroquímicos. O CP06, que correspondeu à soldagem com menor aporte térmico e maior velocidade, foi o que apresentou melhor resistência à corrosão. Os testes de polarização com o arranjo de gota séssil se mostraram eficientes e apropriados para análises com aço duplex em meio com alta concentração de cloreto, impedindo a formação de frestas.

A diferença de composição entre o MB LDX 2101 e o eletrodo ER2209 levou à formação de um possível par galvânico, em que o MB atuou como ânodo e o ER2209 como cátodo. Como a região mais suscetível ao ataque corrosivo foi a ZTA, cuja composição é a mesma do MB, o efeito do acoplamento galvânico combinado com as alterações microestruturais, podem ter diminuído a resistência à corrosão nesta região em todos os CPs estudados. No entanto, a quantificação das fases ferrita e austenita pelo tratamento de imagem na microscopia ótica e pela técnica EBSD identificaram que a aplicação do segundo passe contribuiu para o equilíbrio entre ferrita e austenita na região da ZTA com proporção de fases próxima à do MB LDX 2101.

Do ponto de vista industrial, sugere-se analisar qual fator é mais vantajoso: tempo de execução do processo de soldagem e resistência à corrosão ou apenas resistência à corrosão do material. Quando o tempo de execução for prioridade recomenda-se os parâmetros utilizados no CP06, pois, mesmo com a formação mais extensa da ZTA, houve homogeneidade do material nessa região, o que refletiu na melhor resistência à corrosão entre os CPs submetidos a um passe. Caso a resistência à corrosão seja prioritária, o aquecimento durante a aplicação do segundo passe, após a dupla-fusão, promove o equilíbrio entre as fases na região da ZTA, e aumenta a resistência à corrosão, sendo o CP03 a condição mais indicada. A soldagem do CP03 envolveu maior aporte térmico utilizado durante a aplicação do segundo passe.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Para aperfeiçoamento da parametrização do processo GTAW-DF deste trabalho, sugere-se:

- Aplicar termopares para mapear a transferência de calor ao longo do cordão durante a soldagem.
- Fixar um dos parâmetros para se ter critério de comparação entre os CP.
- Utilizar os mesmos parâmetros no primeiro passe dos CP e variar os parâmetros do segundo passe.
- Comparar os mesmos parâmetros de um CP soldado pelo processo GTAW convencional com o CP soldado dupla fusão (DF).
- Utilizar um eletrodo de enchimento com composição química similar ao MB, diminuindo o efeito do acoplamento galvânico entre as regiões.
- Análises de MET e EBSD de todos os CP estudados.
- Ampliar o estudo da resistência à corrosão a partir das fases intermetálicas formadas nas regiões afetadas pelo processo de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Silva ALV da C e. Aços e Ligas especiais. 2nd ed. LTDA EB, editor. São Paulo; 2006. 646 p.
2. Westin EME. Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101 [Internet]. Doctoral Thesis. 2010. 65 p. Available from: <http://kth.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:376827>
3. Westin EM, Hertzman S. Element distribution in lean duplex stainless steel welds. *Welding in the World*. 2014;58(2):143–60.
4. Deng B, Jiang Y, Xu J, Sun T, Gao J, Zhang L, et al. Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX2101. *Corros Sci*. 2010 Mar;52(3):969–77.
5. Zhang Z, Jing H, Xu L, Han Y, Zhao L. Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods. *Mater Des*. 2016 Nov 5;109:670–85.
6. de Farias Azevedo CR, Boschetti Pereira H, Wolyneć S, Padilha AF. An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels. *Eng Fail Anal*. 2019;97(October 2018):161–88.
7. Guilherme LH, Reccagni P, Benedetti A V., Fugivara CS, Engelberg DL. Corrosion assessment of ASME qualified welding procedures for grade 2101 lean duplex stainless steel. *Corrosion*. 2019;75(10):1216–29.
8. Lippold J.C. KDJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. New Jersey: John Wiley & Sons; 2005. 360 p.
9. R.N. Gunn. *Duplex Stainless Steels*. Cambridge: Woodhead; 1997. 216 p.
10. Senatore M, Finzetto L, Perea E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Revista Escola de Minas*. 2007;60(1):175–81.
11. Olsson J, Snis M. Duplex - A new generation of stainless steels for desalination plants. *Desalination*. 2007;205(1–3):104–13.
12. Guilherme LH, Benedetti AV, Fugivara CS. A Portable Electrochemical Microcell for Weld Inspection of Duplex Stainless Steel Tanks. *CORROSION* [Internet]. 2019 Apr 14;75(4):340–8. Available from: <http://corrosionjournal.org/doi/10.5006/3004>
13. Gunn RN, Kraemer J, R.N. Gunn. *Duplex Stainless Steels*. Lts WP, editor. Vol. 45, *Anti-Corrosion Methods and Materials*. Cambridge: Woodhead; 1997. 216 p.
14. Colpaert H, Silva ALV da C e. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. 4th ed. Blucher, editor. 2008. 652 p.
15. Makhdoom MA, Ahmad A, Kamran M, Abid K, Haider W. Microstructural and electrochemical behavior of 2205 duplex stainless steel weldments. *Surfaces and Interfaces* [Internet]. 2017;9(September):189–95. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfin.2017.09.007>

16. C.S.C. Machado, M.X. Milagre, M.T.D. Orlando, J.L. Rossi, T.S. Luz, M.C.S. de Macêdo JN, Chagas. Correlação entre difusividade térmica e tensão residual no aço inoxidável duplex uns s32304 submetido a processo de soldagem TIG e tratamento térmico. 69° Congr Anu Da ABM. 2012;(4220):3233–3243.
17. Fonseca EB. Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205 67. 2013;32205.
18. Huang JX. The Double-sided Synchronous TIG Procedure and Matching Analysis of Corresponding Joint of X7Ni9 Steel. *Procedia Eng.* 2015;130:517–23.
19. Matthews C. API 650: Tank Design. In: *A Quick Guide to API 653 Certified Storage Tank Inspector Syllabus*. Co-published by ASME Press and Woodhead Publishing (UK); 2011. p. 128–39.
20. Liu M, Du C, Liu Z, Wang L, Zhong R, Cheng X, et al. A review on pitting corrosion and environmentally assisted cracking on duplex stainless steel. *Microstructures*. 2023;
21. Pan J. Studying the Passivity and Breakdown of Duplex Stainless Steels at Micrometer and Nanometer Scales – The Influence of Microstructure. *Front Mater.* 2020 May 15;7.
22. Mundo Estranho [Internet]. 2020 [cited 2023 Jul 1]. Como foi inventado o aço inox? Available from: <https://super.abril.com.br/mundo-estranho/como-foi-inventado-o-aco-inox>
23. International Molybdenum Association - IMOA. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. International Molybdenum Association. 2014. 01–68 p.
24. Charles J. Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels. *WwwWorldstainlessOrg*. 2007;1–10.
25. A História do Aço inoxidável no Brasil: um resumo [Internet]. [cited 2023 Oct 1]. Available from: <https://mgrepresentacoes.com.br/posts/a-historia-do-aco-inox-no-brasil-um-resumo>
26. Vasconcellos C. Valor Econômico [Internet]. [cited 2023 Oct 1]. Available from: <https://valor.globo.com/google/amp/publicacoes/suplementos/noticia/2021/09/29/investimento-global-em-inox-deve-atingir-us-8-bilhoes-ate-2025.ghtml>
27. Stainless steel in figures [Internet]. [cited 2023 Oct 1]. Available from: <https://www.worldstainless.org>
28. Associação Brasileira de aço inoxidável.
29. Lippold J.C. KDJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. New Jersey: John Wiley & Sons; 2005. 360 p.
30. Olsson J, Snis M. Duplex - A new generation of stainless steels for desalination plants. *Desalination*. 2007;205(1–3):104–13.
31. Senatore M, Finzetto L, Perea E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Revista Escola de Minas*. 2007;60(1):175–81.
32. Westin EM, Hertzman S. Element distribution in lean duplex stainless steel welds. *Welding in the World*. 2014;58(2):143–60.

33. Nilsson JO. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*. 1992 Aug 18;8(8):685–700.
34. Wang H, Yang Y, Yang Z, Xu Z, Chai Y, Zhang Z. Corrosion failure analysis of duplex stainless steel in marine environment. *Int J Electrochem Sci*. 2022 May;17(5):22055.
35. Westin EME. Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101. Doctoral Thesis. 2010. 65 p.
36. JSL. Duplex Stainless Steel J S L. Jindal Stainless.
37. Neves MDM das, Lotto A, Berretta JR, Rossi W de, V. Júnior ND. Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com inconel 600 por laser de Nd: YAG. *Soldagem & Inspeção*. 2009;14(2):104–13.
38. Sedriks AJ. *Corrosion of Stainless Steels*. 2 nd. Sons JW&, editor. New York; 1996. 464 p.
39. R.N. Gunn. *Duplex Stainless Steels*. Cambridge: Woodhead; 1997. 216 p.
40. Távora S. Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds. *Int J Fatigue*. 2001 Aug;23(7):619–26.
41. Higgins RA. *Propriedades e estruturas dos materiais em engenharia*. Editorial D, editor. 1982. 471 p.
42. Nilsson JO. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology* [Internet]. 1992 Aug 18;8(8):685–700. Available from: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/mst.1992.8.8.685>
43. Charles J. Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels. *WwwWorldstainlessOrg* [Internet]. 2007;1–10. Available from: <https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Pastpresentandfutureoftheduplexstainlesssteels.pdf>
44. Brandi SD, Padilha AF. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. *Seminário Brasileiro sobre Aços Inoxidáveis*. São Paulo: ABM; 1990.
45. Padilha AF, Plaut RL. Phase Transformation and Microstructure. In: *Duplex Stainless Steels*. Wiley; 2013. p. 115–39.
46. Southwick PD, Honeycombe RWK. Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel. *Metal Science*. 1980 Jul 18;14(7):253–61.
47. de Monlevade EF, Goldenstein H, Falleiros IGS. Intragranular formation of austenite during delta ferrite decomposition in a duplex stainless steel. *J Mater Sci*. 2010 Sep 16;45(18):5089–93.
48. Pardal JM, Tavares SSM, Da Penha Cindra Fonseca M, De Souza JA, Vieira LM, De Abreu HFG. Deleterious phases precipitation on superduplex stainless steel UNS S32750: Characterization by light optical and scanning electron microscopy. *Materials Research*. 2010;13(3):401–7.
49. Magnabosco R. Kinetics of sigma phase formation in a duplex stainless steel. *Materials Research*. 2009;12(3):321–7.

50. Westin EM, Brolund B, Hertzman S. Weldability Aspects of a Newly Developed Duplex Stainless Steel LDX 2101. *Steel Res Int.* 2008;79(6):473–81.
51. Processo de Soldagem - TIG (GTAW) [Internet]. 2020 [cited 2020 Feb 6]. Available from: www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm
52. Lambertucci GO. Processo de soldagem TIG dupla fusão [Internet]. 2023 [cited 2023 Jul 1]. Available from: <https://www.xpsolucoesindustriais.com.br/post/processo-de-soldagem-tig-dupla-fusao-gtaw-df>
53. Kahar DrSD. Duplex Stainless Steels-An overview. *Int J Eng Res Appl.* 2017;07(04):27–36.
54. Kahar DrSD. Duplex Stainless Steels-An overview. *Int J Eng Res Appl.* 2017;07(04):27–36.
55. Huang JX. The Double-sided Synchronous TIG Procedure and Matching Analysis of Corresponding Joint of X7Ni9 Steel. *Procedia Eng.* 2015;130:517–23.
56. Guilherme LH, Reccagni P, Benedetti A V., Fugivara CS, Engelberg DL. Corrosion assessment of ASME qualified welding procedures for grade 2101 lean duplex stainless steel. *Corrosion.* 2019;75(10):1216–29.
57. Qiang W, Wang K. Shielding gas effects on double-sided synchronous autogenous GTA weldability of high nitrogen austenitic stainless steel. *J Mater Process Technol.* 2017;250(July):169–81.
58. Zhang YM, Zhang SB. Double-sided arc welding increases weld joint penetration. *Welding Journal (Miami, Fla).* 1998;77(6):57–61.
59. Jiang Y, Tan H, Wang Z, Hong J, Jiang L, Li J. Influence of Creq/Nieq on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints. *Corros Sci.* 2013;70:252–9.
60. Da Fonseca GS, Barbosa LOR, Ferreira EA, Xavier CR, De Castro JA. Microstructural, mechanical, and electrochemical analysis of duplex and superduplex stainless steels welded with the autogenous TIG process using different Heat Input. *Metals (Basel).* 2017;7(12).
61. Yousefieh M, Shamanian M, Saatchi A. Influence of Heat Input in Pulsed Current GTAW Process on Microstructure and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. *Journal of Iron and Steel Research International.* 2011 Sep 1;18(9):65–9.
62. Kordatos JD, Fourlaris G, Papadimitriou G. Effect of hydrogen and cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2507 duplex stainless steel welds. *Materials Science Forum.* 1999;318:615–20.
63. Mourad AHI, Khourshid A, Sharef T. Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. *Materials Science and Engineering A.* 2012;549:105–13.
64. Yang Y, Yan B, Li J, Wang J. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. *Corros Sci.* 2011;53(11):3756–63.

65. Chen L, Tan H, Wang Z, Li J, Jiang Y. Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. *Corros Sci*. 2012;58:168–74.
66. Paulraj P, Garg R. Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments. *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 2016;19(2):1076–83.
67. Pereira PA de S. Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex [Dissertação]. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro; 2009.
68. PRITCHARD D. *Soldering, Brazing & Welding: A Manual of Techniques*. Press C, editor. 2001.
69. Code PV. IX qualification standard for welding, brazing, and fusing procedures; welders; brazers; and welding, brazing, and fusing operators ASME Boiler and Pressure Vessel Committee on Welding, Brazing, and Fusing an international code 2015 ASME Boiler & Pressure. 2015;
70. Nunes EB, Motta MF, Abreu HFG de, Farias JP, Miranda HC de, Alves Junior FN. Estudo dos efeitos da restrição na microestrutura, microdureza e tenacidade em juntas soldadas em aço inoxidável duplex. *Soldagem & Inspeção*. 2011 Jun;16(2):156–64.
71. Örnek C, Léonard F, McDonald SA, Prajapati A, Withers PJ, Engelberg DL. Time-dependent in situ measurement of atmospheric corrosion rates of duplex stainless steel wires. *Npj Mater Degrad*. 2018;2(1).
72. Sicupira DC, Frankel GS, de F. C. Lins V. Pitting corrosion of welds in UNS S32304 lean duplex stainless steel. *Materials and Corrosion*. 2016 May;67(5):440–8.
73. Ramírez-Salgado J, Domínguez-Aguilar MA, Castro-Domínguez B, Hernández-Hernández P, Newman RC. Detection of secondary phases in duplex stainless steel by magnetic force microscopy and scanning Kelvin probe force microscopy. *Mater Charact*. 2013;86:250–62.
74. Xiong J, Tan MY, Forsyth M. The corrosion behaviors of stainless steel weldments in sodium chloride solution observed using a novel electrochemical measurement approach. *Desalination* [Internet]. 2013;327:39–45. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.desal.2013.08.006>
75. Wadman B, Eriksson J, Olsson M, Schedin E, Madsen E, Bay N. Influence of surface texture on the galling characteristics of lean duplex and austenitic stainless steels. *Proc Duplex World 2010*. 2010;(October):1211–20.
76. Liou HY, Hsieh RI, Tsai WT. The Double-sided Synchronous TIG Procedure and Matching Analysis of Corresponding Joint of X7Ni9 Steel. *Procedia Engineering*, v. 130, p. 517–523, 2015. corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Corros Sci*. 2002 Dec;44(12):2841–56.
77. Makhdoom MA, Ahmad A, Kamran M, Abid K, Haider W. Microstructural and electrochemical behavior of 2205 duplex stainless steel weldments. *Surfaces and Interfaces*. 2017;9(September):189–95.

78. Verma J, Taiwade RV. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments— A review. *J Manuf Process*. 2017;25:134–52.
79. Paulraj P, Garg R. Effect of Intermetallic Phases on Corrosion Behavior and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steel and Super-Duplex Stainless Steel. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 2015;9(27):87–105.
80. Kang DH, Lee HW. Study of the correlation between pitting corrosion and the component ratio of the dual phase in duplex stainless steel welds. *Corros Sci*. 2013;74:396–407.
81. Hosseini VA, Hurtig K, Karlsson L. Effect of multipass TIG welding on the corrosion resistance and microstructure of a super duplex stainless steel. *Materials and Corrosion*. 2017 Apr;68(4):405–15.
82. Singh J, Shahi AS. Microstructure and corrosion behavior of duplex stainless steel electron beam welded joint. *J Mater Sci [Internet]*. 2022;57(20):9454–79. Available from: <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07241-5>
83. Miranda-Pérez AF, Rodríguez-Vargas BR, Calliari I, Pezzato L. Corrosion Resistance of GMAW Duplex Stainless Steels Welds. *Materials*. 2023;16(5).
84. Tan H, Wang Z, Jiang Y, Yang Y, Deng B, Song H, et al. Influence of welding thermal cycles on microstructure and pitting corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels. *Corros Sci*. 2012;55:368–77.
85. Shi Y, Cui S, Zhu T, Gu S, Shen X. Microstructure and intergranular corrosion behavior of HAZ in DP-TIG welded DSS joints. *J Mater Process Technol [Internet]*. 2018 Jun;256:254–61. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013618300645>
86. Geng S, Sun J, Guo L, Wang H. Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint. *J Manuf Process*. 2015;19:32–7.
87. Shen K, Jiang W, Sun C, Zhao W, Sun J. Unlocking the influence of microstructural evolution on hardness and pitting corrosion in duplex stainless welded joints. *Corros Sci [Internet]*. 2022;206(66):110532. Available from: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110532>
88. Panindre AM, Chang KH, Weirich T, Frankel GS. Technical Note: Syringe Cell for Electrochemical Testing. *Corrosion*. 2018 Aug 1;74(8):847–50.
89. Panindre AM, Frankel GS. Technical Note: Electrochemical Testing for Pitting Corrosion Above Ambient Temperatures Using the Syringe Cell. *Corrosion*. 2021 Sep 1;77(9):1025–8.
90. Hernández JWC, de Souza Carvalho Machado C, Costa I, de Melo HG. Technical Note: Syringe Cell to Avoid Crevice Corrosion on Stainless Steels During Potentiodynamic Polarization Testing. *Corrosion*. 2021;77(12):1274–7.
91. Calderón-Hernández JW, González-Ramírez MF, Sepulveda-Castaño JM, Santos-Martines JD, Quispe-Avilés JM, Magnabosco R, et al. Electrochemical characterization of 13Cr low-carbon martensitic stainless steel - corrosion study with a mini-cell setup. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022 Nov;21:2989–98.

92. Forr F, Mysliu E, Nordlien JH, Erbe A. The effect of bird droppings on the corrosion of steel and aluminum used in offshore applications. *Materials and Corrosion*. 2023 Mar 26;74(3):464–81.
93. Soccol, C.R., Vandenberghe, L.P.S., Rodrigues, C., Pandey A. New perspectives for citric acid production and application. *Food Technol Biotechnol*. 2006;2(44):141–9.
94. Mulimbayan FM, Mena MG. Corresponding author: a Investigation of the Effects of Solution Temperature on the Corrosion Behavior of Austenitic Low-Nickel Stainless Steels in Citric Acid using Impedance and Polarization Measurements.
95. Sekine, I., Hatakeyama, S. and Nakazawa Y. Corrosion behaviour of type 430 stainless steel in formic and acetic acids. *Corros Sci*. 1987;27:275–88.
96. Adams F V., Olubambi PA, Potgieter JH, Van Der Merwe J. Corrosion resistance of duplex stainless steels in selected organic acids and organic acid/chloride environments. *Anti-Corrosion Methods and Materials*. 2010 May 25;57(3):107–17.
97. Huang JX. The Double-sided Synchronous TIG Procedure and Matching Analysis of Corresponding Joint of X7Ni9 Steel. *Procedia Eng*. 2015;130:517–23.
98. Tasalloti H, Kah P, Martikainen J. Effect of heat input on dissimilar welds of ultra high strength steel and duplex stainless steel: Microstructural and compositional analysis. *Mater Charact* [Internet]. 2017;123:29–41. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.014>
99. Antunes PD, Silva CC, Corrêa EO. Effect of the Heat Input and Ageing Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of AISI 317L Stainless Steel Dissimilar Welded Joints. *Materials Research*. 2022;25.
100. Gupta A, Kumar A, Baskaran T, Arya SB, Khatirkar RK. Effect of Heat Input on Microstructure and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Shielded Metal Arc Welds. *Transactions of the Indian Institute of Metals* [Internet]. 2018;71(7):1595–606. Available from: <https://doi.org/10.1007/s12666-018-1294-z>
101. Paulraj P, Garg R. Effect of Intermetallic Phases on Corrosion Behavior and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steel and Super-Duplex Stainless Steel. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 2015;9(27):87–105.
102. A Hosseini V, Hurtig K, Eyzop D, Östberg A, Janiak P, Karlsson L. Ferrite content measurement in super duplex stainless steel welds. *Welding in the World*. 2019 Mar 5;63(2):551–63.
103. Westin EM, Brolund B, Hertzman S. Weldability Aspects of a Newly Developed Duplex Stainless Steel LDX 2101. *Steel Res Int*. 2008;79(6):473–81.
104. Badji R, Bacroix B, Bouabdallah M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds. *Mater Charact* [Internet]. 2011 Sep;62(9):833–43. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580311001410>
105. Li W, Feng Z, Gu J, Cao Z, Mu W, Li J. Partitioning behavior of N and its effect on hot deformation behavior of duplex stainless steels 2101 and 2205. *J Mater Sci* [Internet]. 2022 Dec 6;57(48):22119–39. Available from: <https://link.springer.com/10.1007/s10853-022-08004-y>

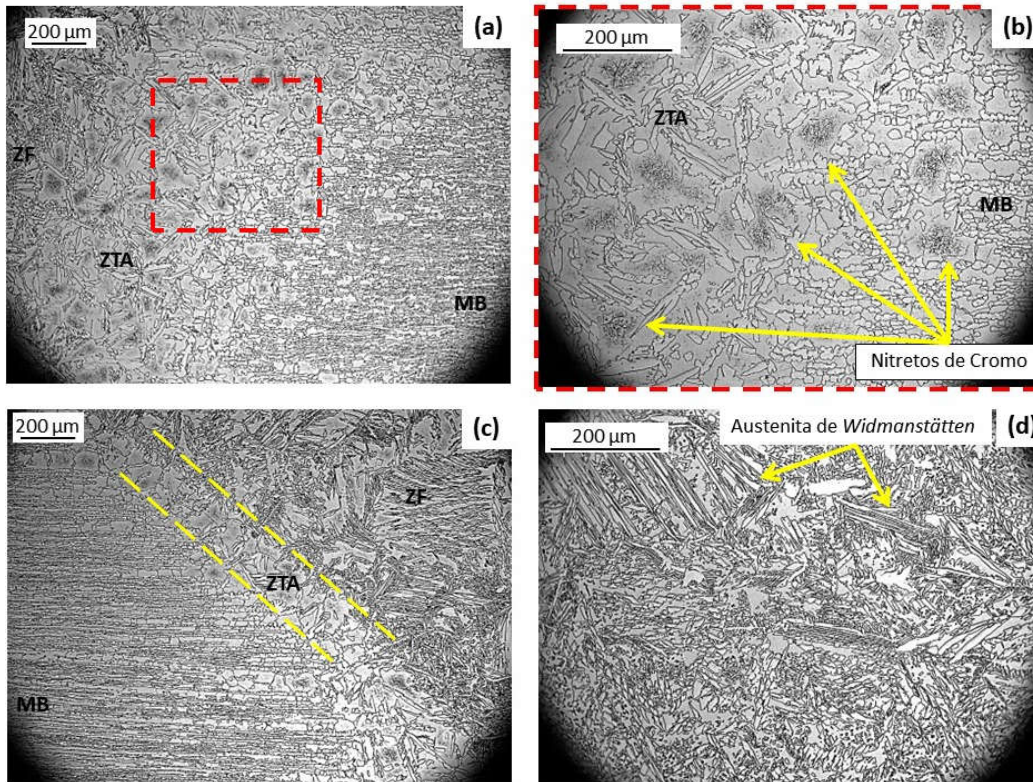
106. Kellai A, Lounis A, Kahla S, Idir B. Effect of root pass filler metal on microstructure and mechanical properties in the multi-pass welding of duplex stainless steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018 Apr 1;95(9–12):3215–25.
107. Huang J lei, Li J feng, Liu D yang, Zhang R feng, Chen Y lai, Zhang X hu, et al. Correlation of intergranular corrosion behaviour with microstructure in Al-Cu-Li alloy. *Corros Sci*. 2018;139(June):215–26.
108. Zhang Z, Jing H, Xu L, Han Y, Zhao L, Zhang J. Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints. *Appl Surf Sci* [Internet]. 2017;394:297–314. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.10.047>
109. Hernández JWC, De Souza Carvalho MacHado C, Costa I, De Melo HG. Technical Note: Syringe Cell to Avoid Crevice Corrosion on Stainless Steels during Potentiodynamic Polarization Testing. *Corrosion*. 2021 Dec 1;77(12):1274–7.
110. Liou HY, Hsieh RI, Tsai WT. Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Mater Chem Phys* [Internet]. 2002 Feb;74(1):33–42. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0254058401004096>
111. Tan H, Wang Z, Jiang Y, Han D, Hong J, Chen L, et al. Annealing temperature effect on the pitting corrosion resistance of plasma arc welded joints of duplex stainless steel UNS S32304 in 1.0 M NaCl. *Corros Sci* [Internet]. 2011 Jun;53(6):2191–200. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0010938X11001387>
112. Chen L, Tan H, Wang Z, Li J, Jiang Y. Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. *Corros Sci* [Internet]. 2012;58:168–74. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2012.01.018>
113. Keitel S. *Metals and alloys used in food contact materials and articles, A Practical Guide for Manufacturers and Regulators*. Strasbourg, France: Council of Europe; 2013.
114. Mazinianian N, Wallinder IO, Hedberg YS. Influence of Citric Acid on the Metal Release of Stainless Steels. *Corrosion Science and Technology*. 2015 Aug 31;14(4):166–71.
115. Silva R, Vacchi GS, Kugelmeier CL, Santos IGR, Filho AAM, Magalhães DCC, et al. New insights into the hardening and pitting corrosion mechanisms of thermally aged duplex stainless steel at 475 °C: A comparative study between 2205 and 2101 steels. *J Mater Sci Technol*. 2022 Jan 30;98:123–35.
116. Ramirez AJ, Lippold JC, Brandi SD. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* [Internet]. 2003 Aug;34(8):1575–97. Available from: <https://link.springer.com/10.1007/s11661-003-0304-9>
117. Silva R, Baroni LFS, Silva MBR, Afonso CRM, Kuri SE, Rovere CAD. Effect of thermal aging at 475 °C on the properties of lean duplex stainless steel 2101. *Mater Charact* [Internet]. 2016 Apr;114:211–7. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580316300493>

118. Gunn RN, Kraemer J. Duplex Stainless Steels Microstructure, Properties and Applications. Lts WP, editor. Vol. 45, Anti-Corrosion Methods and Materials. 1998. 216 p.
119. Da Fonseca GS, Barbosa LOR, Ferreira EA, Xavier CR, De Castro JA. Microstructural, mechanical, and electrochemical analysis of duplex and superduplex stainless steels welded with the autogenous TIG process using different Heat Input. *Metals (Basel)*. 2017;7(12).
120. Ouali N, K.Khenfer, Belkessa B, Cheniti B. Effect of welding heat input on microstructure and residual stresses of duplex stainless steel weldments. 2019;2019.
121. Migiakis K, Papadimitriou GD. Effect of nitrogen and nickel on the microstructure and mechanical properties of plasma welded UNS S32760 super-duplex stainless steels. *J Mater Sci* [Internet]. 2009 Dec 1;44(23):6372–83. Available from: <https://link.springer.com/10.1007/s10853-009-3878-9>
122. Eghlimi A, Shamanian M, Eskandarian M, Zabolian A, Szpunar JA. Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal. *Mater Charact* [Internet]. 2015 Aug;106:208–17. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580315001941>
123. Tehovnik F, Šetina Batič B, Vode F, Malej S, Burja J. Nitrides and carbides in 2101 lean duplex stainless steel. *Materiali in tehnologije* [Internet]. 2018 Dec 20;52(6):821–6. Available from: <http://mit.imt.si/Revija/izvodi/mit186/tehovnik.pdf>
124. Yang Y, Pan X. Effect of Mn/N ratio on microstructure and mechanical behavior of simulated welding heat affected zone in 22% Cr lean duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* [Internet]. 2022 Feb;835:142676. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509322000843>
125. Londonõ AJR. 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. USP; 1997.
126. Nunes EB, Batista HJ, Barreto AS, Marques J da S, Motta MF. Influência da energia de soldagem na microestrutura e na microdureza de revestimentos de aço inoxidável duplex. *Soldagem & Inspeção* [Internet]. 2012 Jun;17(2):114–22. Available from: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242012000200005&lng=pt&tlng=pt
127. M MA, Shrikrishna KA, Sathiya P, Goel S. The impact of heat input on the strength, toughness, microhardness, microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints. *J Manuf Process* [Internet]. 2015;18:92–106. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.01.004>
128. Adams F V., Olubambi PA, Potgieter JH, Van Der Merwe J. Corrosion resistance of duplex stainless steels in selected organic acids and organic acid/chloride environments. *Anti-Corrosion Methods and Materials*. 2010 May 25;57(3):107–17.

APÊNDICES

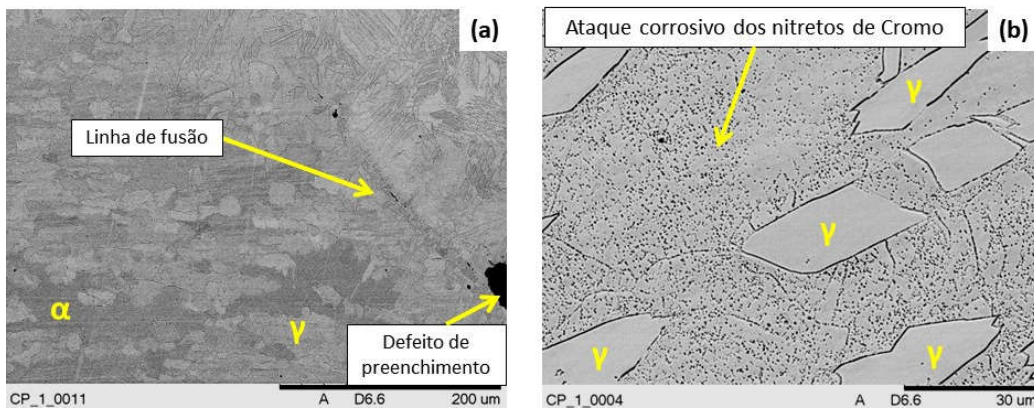
APÊNDICE A: ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v)

MO após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 01: (a) interface entre a ZF, ZTA e MB; (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando o ataque nos nitretos de cromo; (c) parte inferior com linhas tracejadas no limite da ZTA e (d) ZF com a indicação de setas nas austenita de *Widmanstätten*.



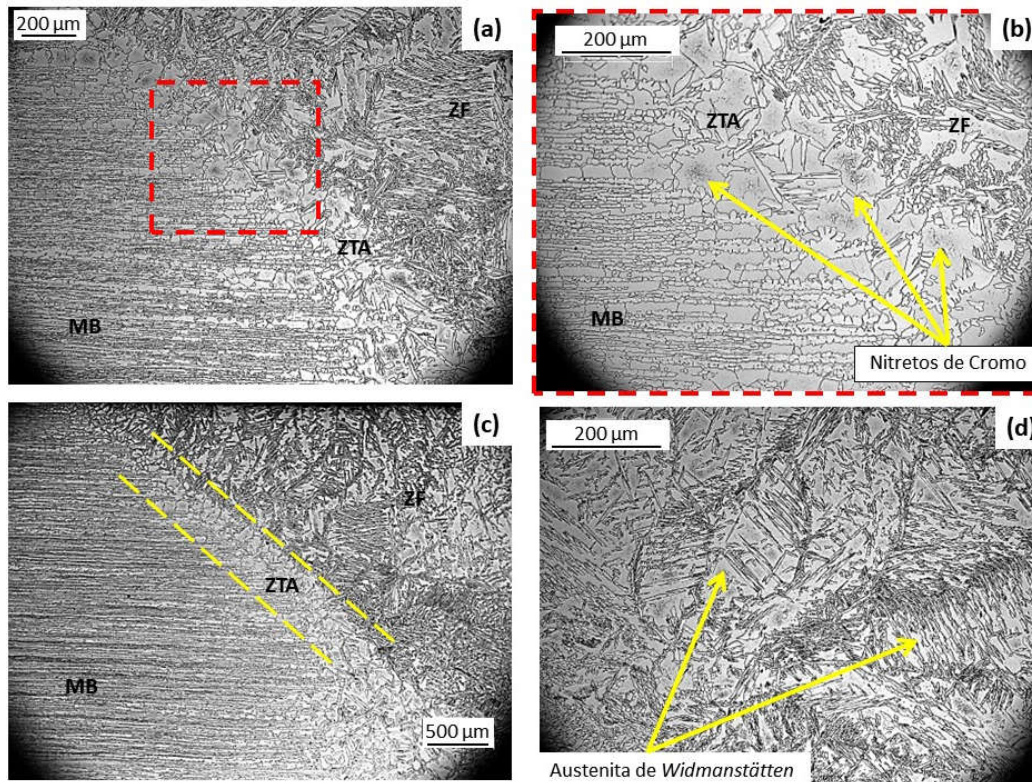
Fonte: autora da tese.

MEV após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 01: (a) interface entre a ZTA e a ZF, com destaque para a linha de fusão e para o defeito de preenchimento e (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando o ataque na ferrita.



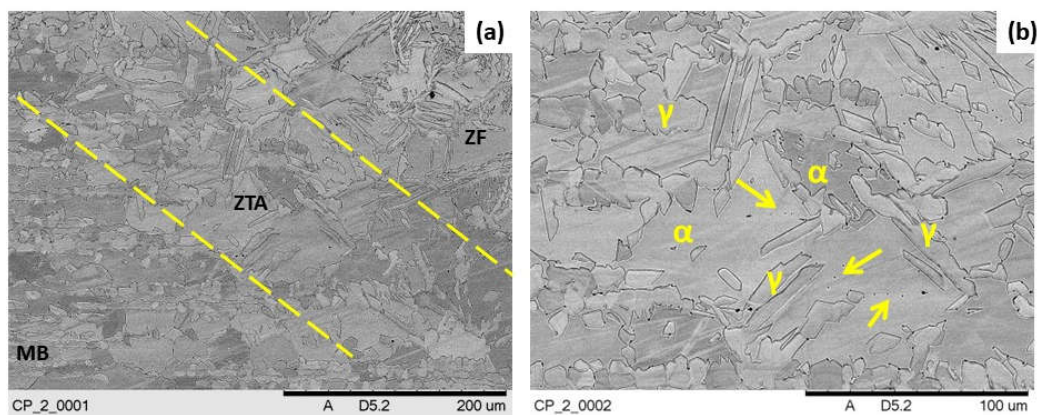
Fonte: autora da tese.

MO após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 02: (a) interface entre a MB, ZTA e ZF; (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando o ataque nos nitretos de cromo; (c) parte inferior com linhas tracejadas no limite da ZTA e (d) ZF com a indicação de setas nas austenita de *Widmanstätten*.



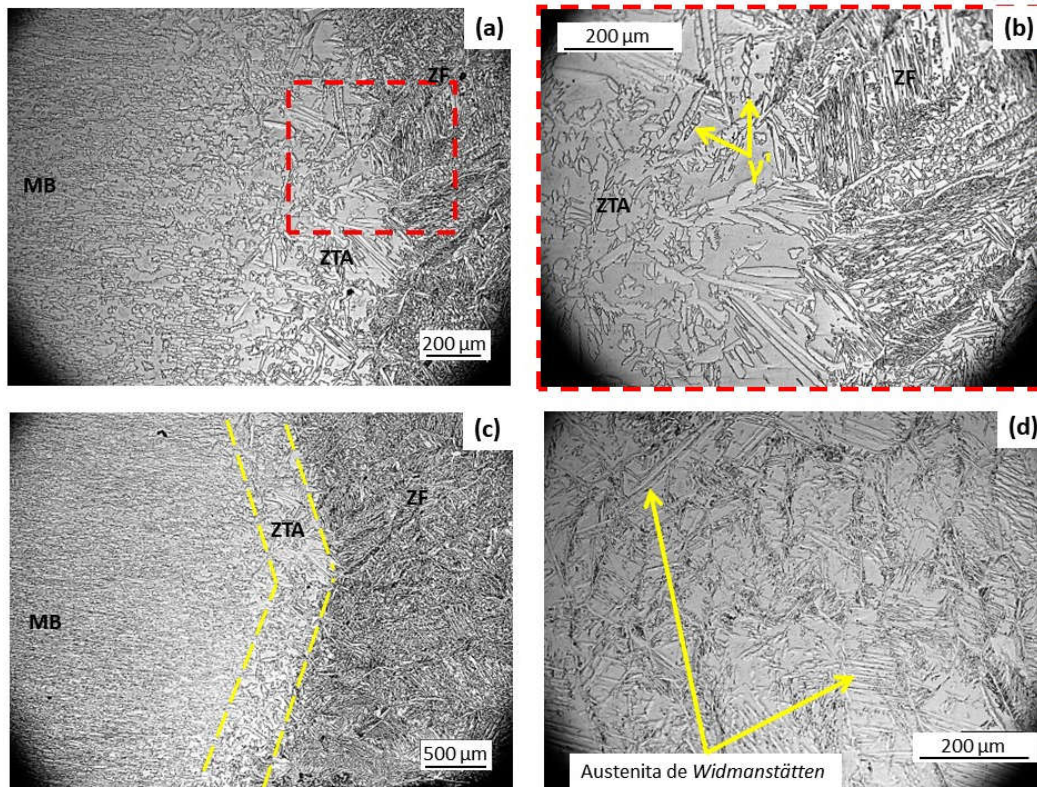
Fonte: autora da tese.

MEV após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 02: (a) interface entre o MB, ZTA e ZF e (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando pontos de ataque corrosivo.



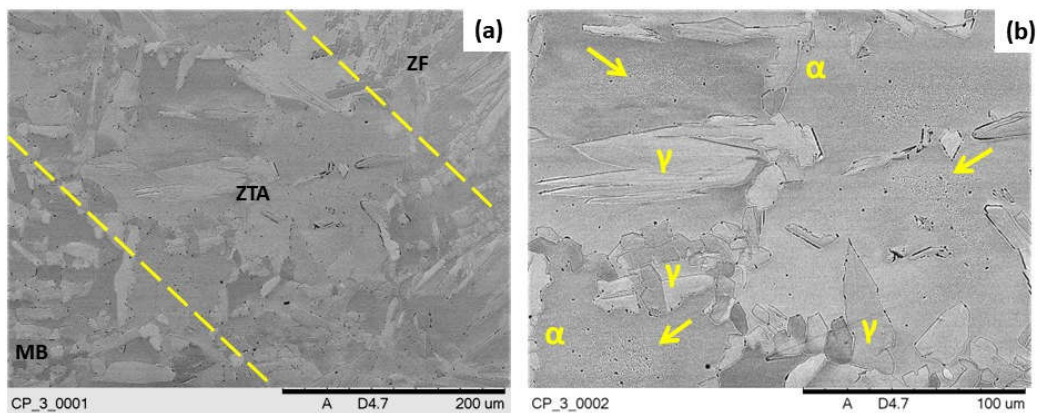
Fonte: autora da tese.

MO após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 03: (a) interface entre a MB, ZTA e ZF; (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando a austenita secundária; (c) parte inferior com linhas tracejadas no limite da ZTA e (d) ZF com a indicação de setas nas austenita de Widmanstätten.



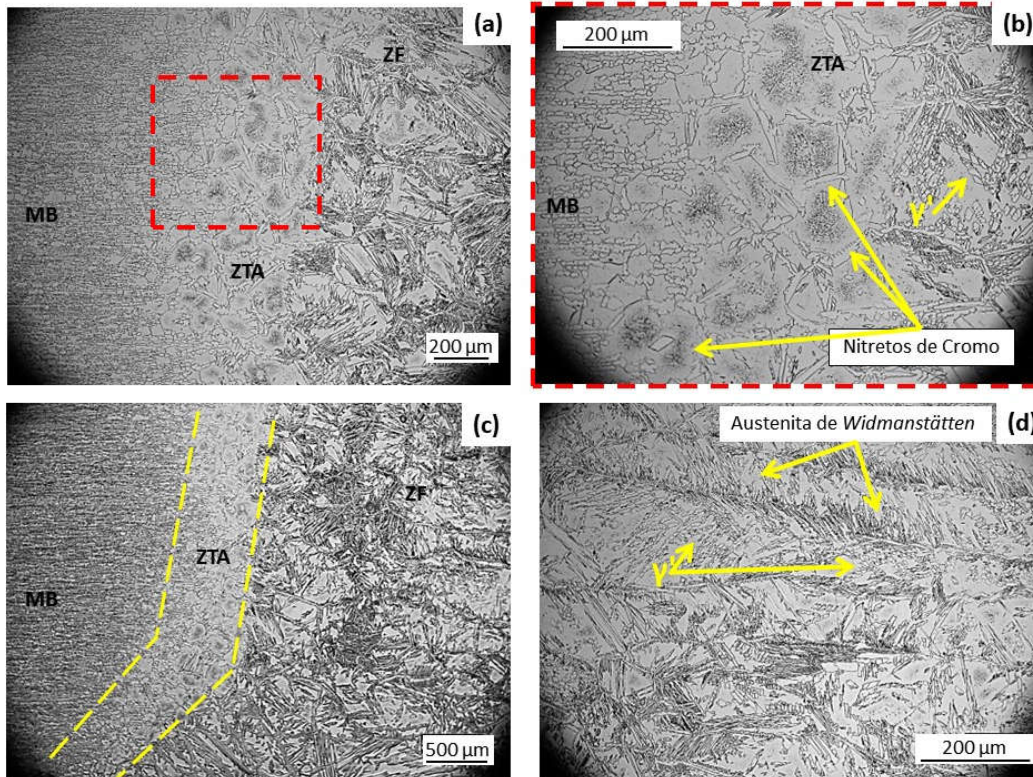
Fonte: autora da tese.

MEV após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 03: (a) interface entre o MB, ZTA e ZF e (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando pontos de ataque corrosivo.



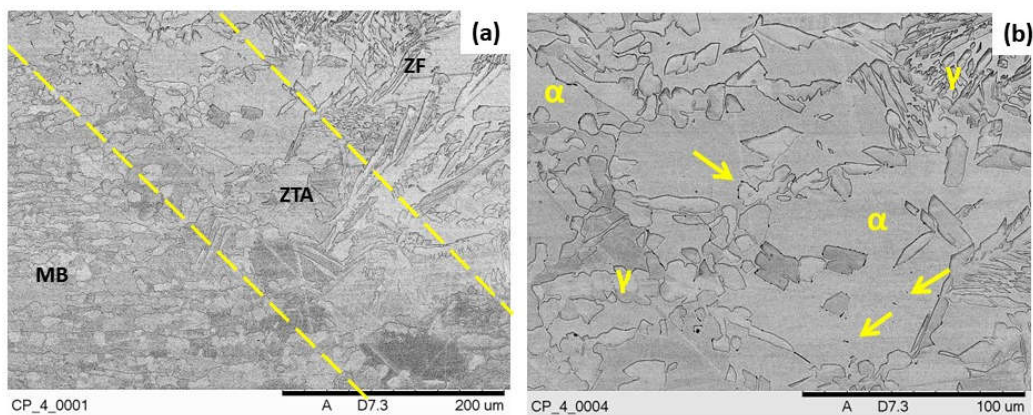
Fonte: autora da tese.

MO após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 04: (a) interface entre a MB, ZTA e ZF; (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando o ataque nos nitretos de cromo e a austenita secundária; (c) parte inferior com linhas tracejadas no limite da ZTA e (d) ZF com a indicação de setas nas austenita de *Widmanstätten*.



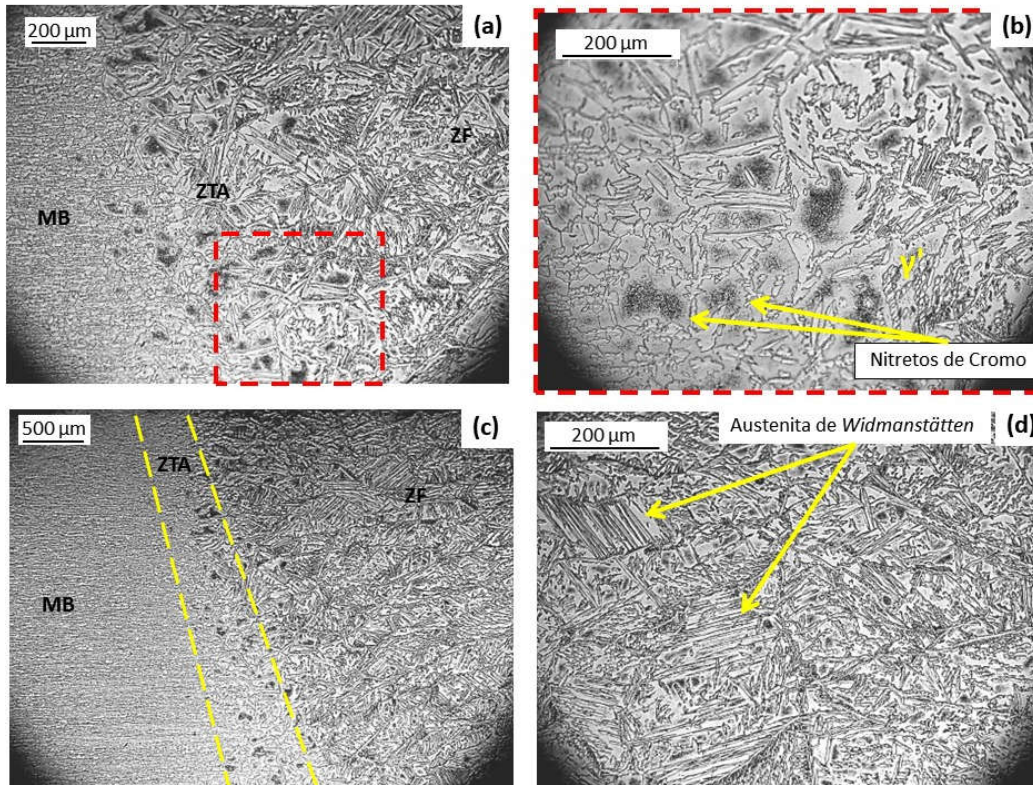
Fonte: autora da tese.

MEV após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 04: (a) interface entre o MB, ZTA e ZF e (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando pontos de ataque corrosivo.



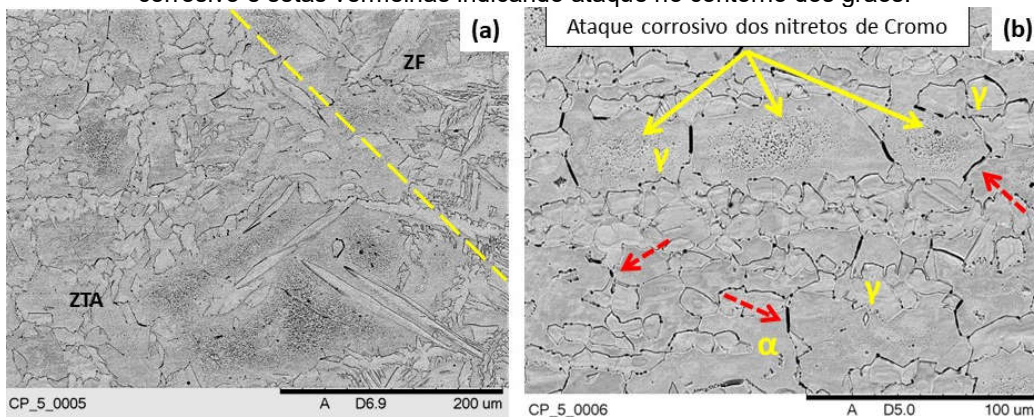
Fonte: autora da tese.

MO após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 05: (a) interface entre a MB, ZTA e ZF; (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando o ataque nos nitretos de cromo; (c) parte inferior com linhas tracejadas na ZTA e (d) ZF com a indicação de setas nas austenita de *Widmanstätten*.



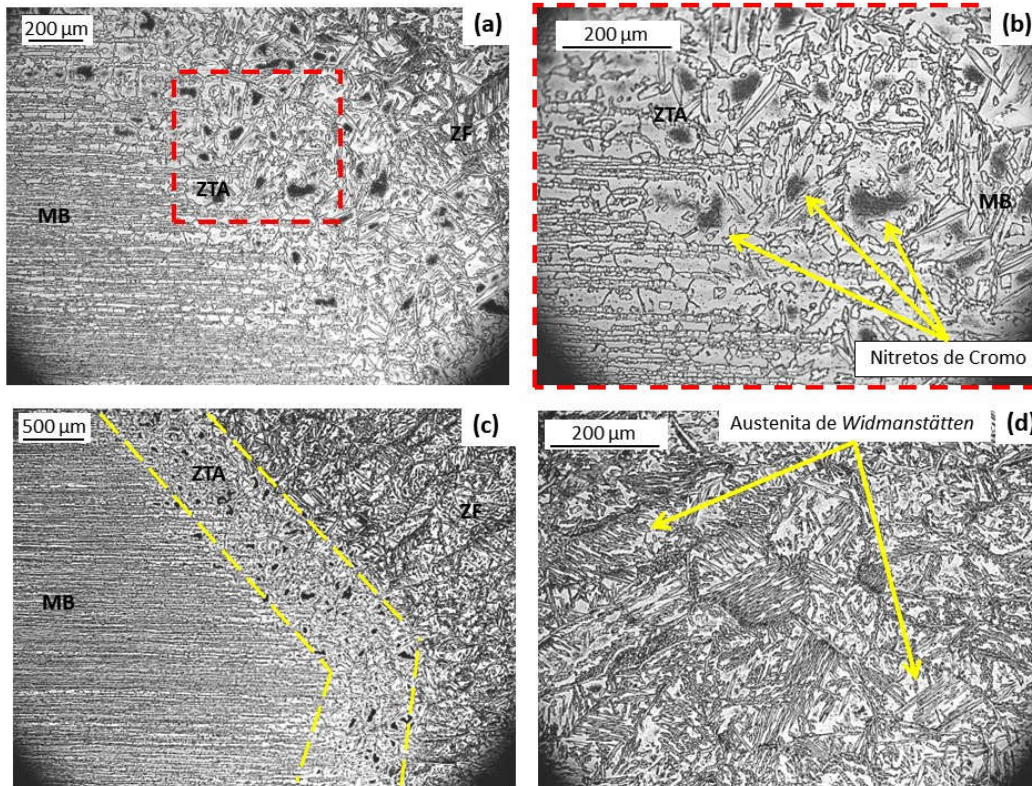
Fonte: autora da tese.

MEV após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 05: (a) interface entre o ZTA e ZF e (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando pontos de ataque corrosivo e setas vermelhas indicando ataque no contorno dos grãos.



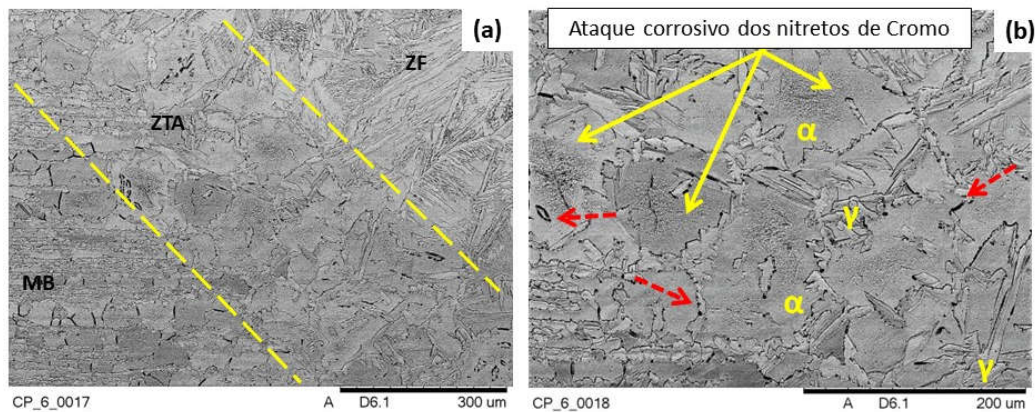
Fonte: autora da tese.

MO após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 06: (a) interface entre a MB, ZTA e ZF; (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando o ataque nos nitretos de cromo; (c) parte inferior com linhas tracejadas amarelas no limite da ZTA e (d) ZF com a indicação de setas nas austenita de *Widmanstätten*.



Fonte: autora da tese.

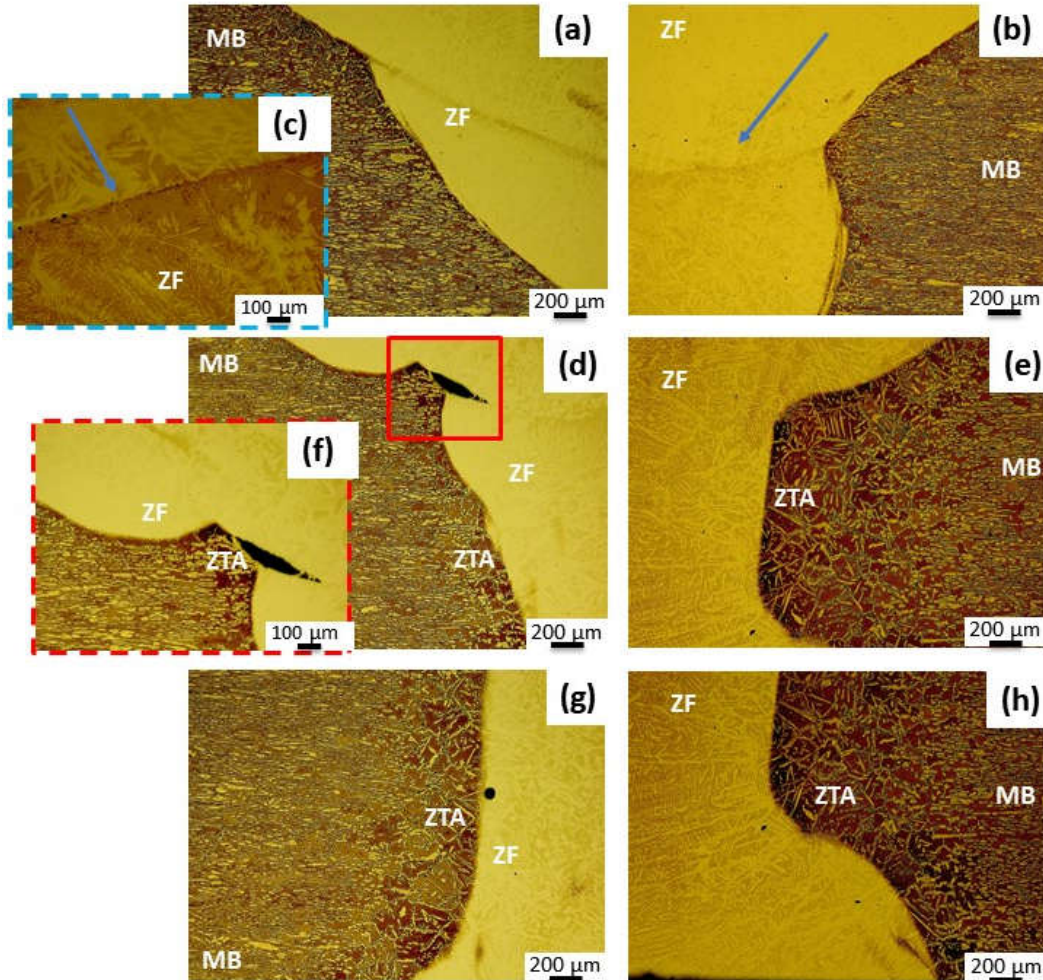
MEV após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10 % (v/v) para CP 06: (a) interface entre o MB, ZTA e ZF e (b) ampliação da ZTA com setas amarelas evidenciando pontos de ataque corrosivo e setas vermelhas indicando ataque no contorno dos grãos.



Fonte: autora da tese.

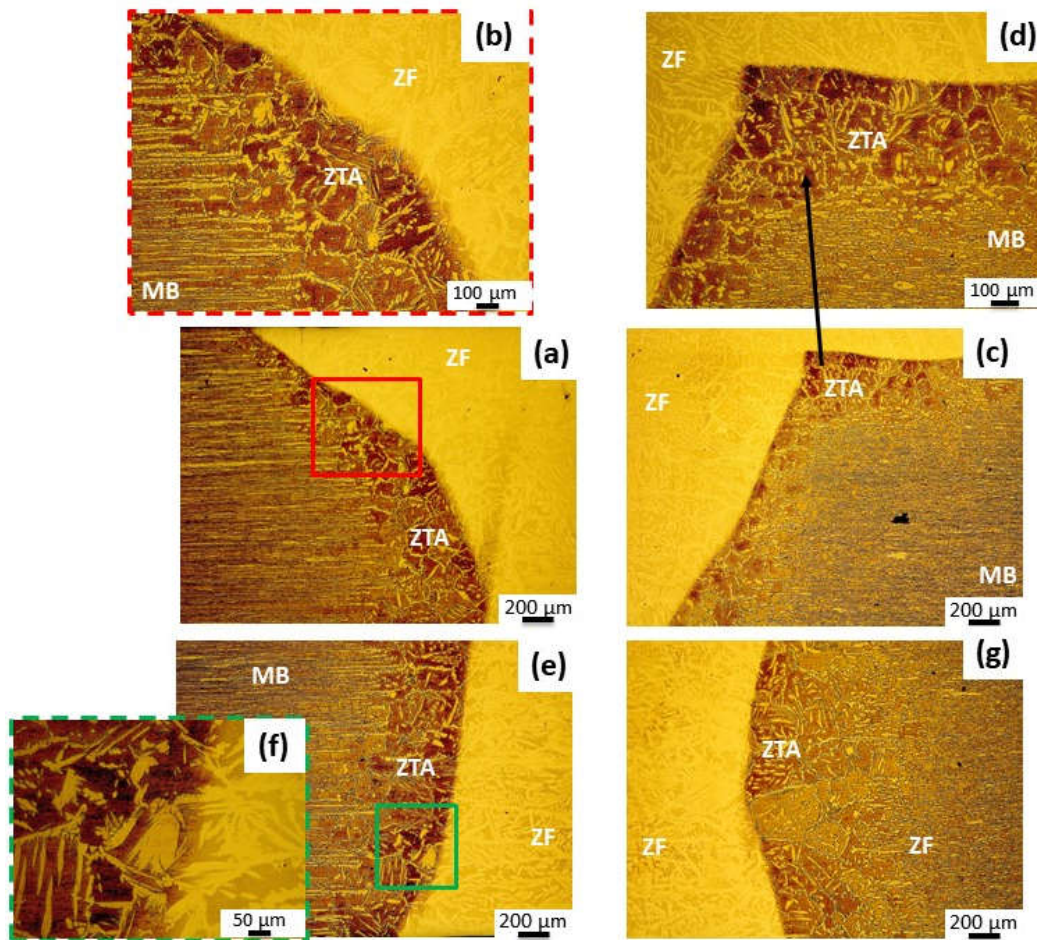
APÊNDICE B: ataque metalográfico com reagente Behara

MO com luz polarizada do CP 01 após ataque metalográfico com o reagente Behara evidenciando (a) lado esquerdo superior; (b) lado esquerdo superior; (c) ampliação da ZF indicando a LF entre o primeiro e segundo passe; (d) lado esquerdo; (e) lado direito; (f) ampliação do defeito da solda; (g) lado esquerdo inferior e (h) lado direito inferior.



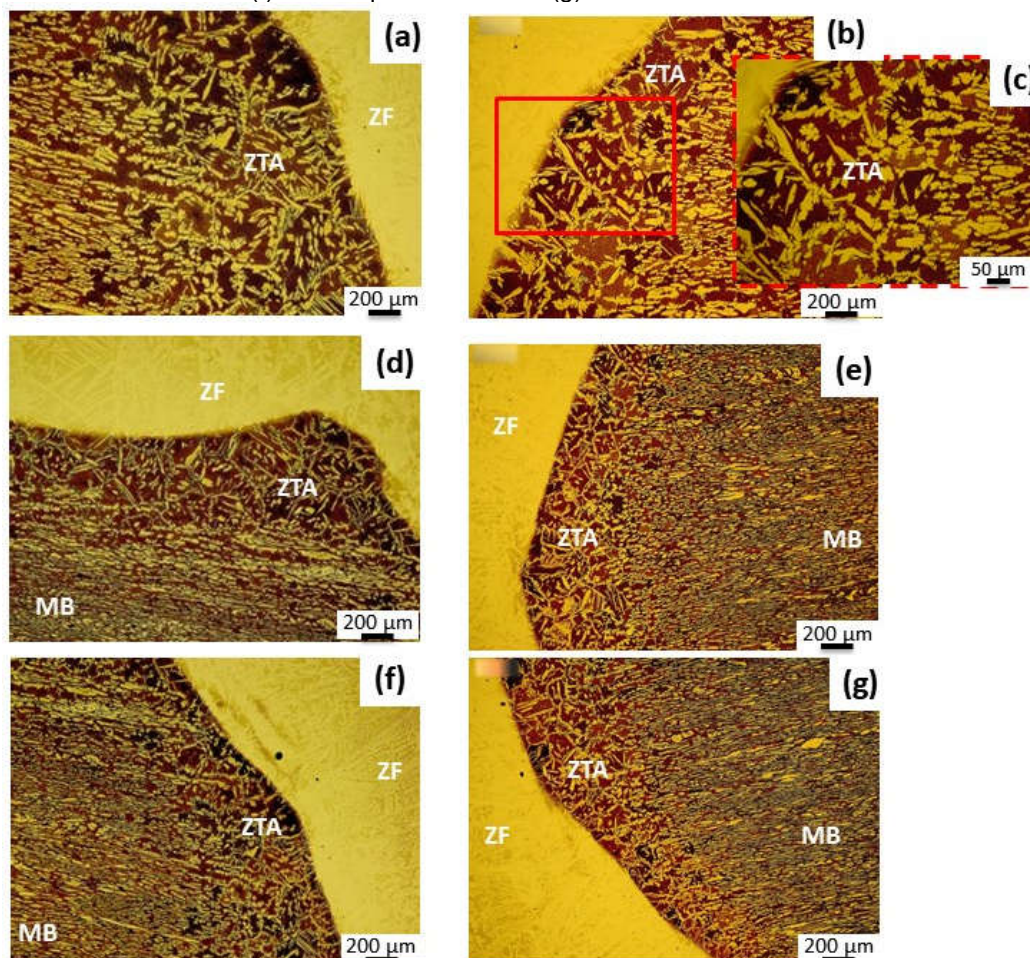
Fonte: autora da tese.

MO com luz polarizada do CP 02 após ataque metalográfico com o reagente Behara evidenciando (a) lado esquerdo superior; (b) ampliação da ZTA; (c) lado direito superior; (d) ampliação da ZTA do lado direito evidenciando o canto próximo a 90° formado; (e) lado inferior esquerdo; (f) ampliação da transição entre a ZTA e a ZF e (g) lado direito inferior.



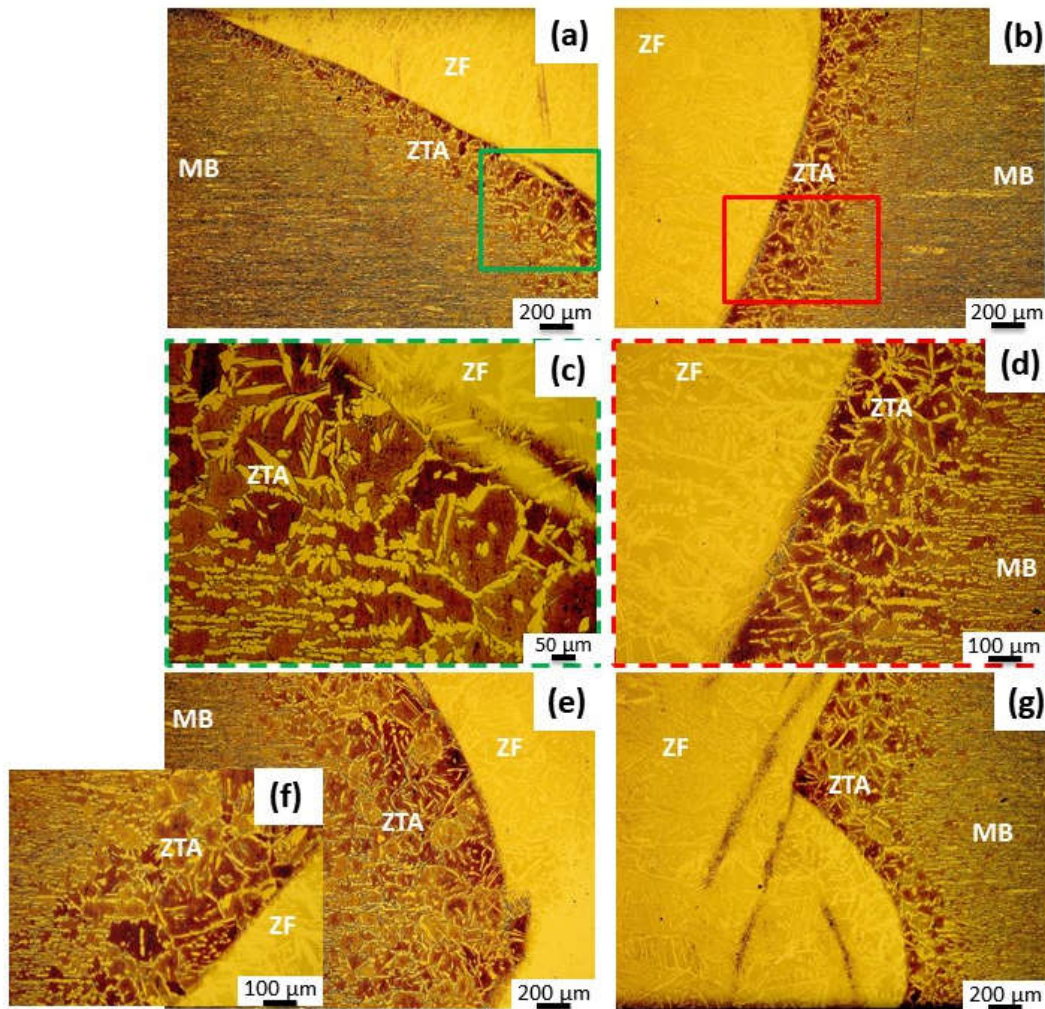
Fonte: autora da tese.

MO com luz polarizada do CP 03 após ataque metalográfico com o reagente Behara evidenciando (a) lado esquerdo superior; (b) lado direito superior; (c) ampliação da ZTA do lado direito evidenciando a transição da ZTA e para o MB; (d) lado esquerdo; (e) lado direito; (f) lado esquerdo inferior e (g) lado direito inferior.



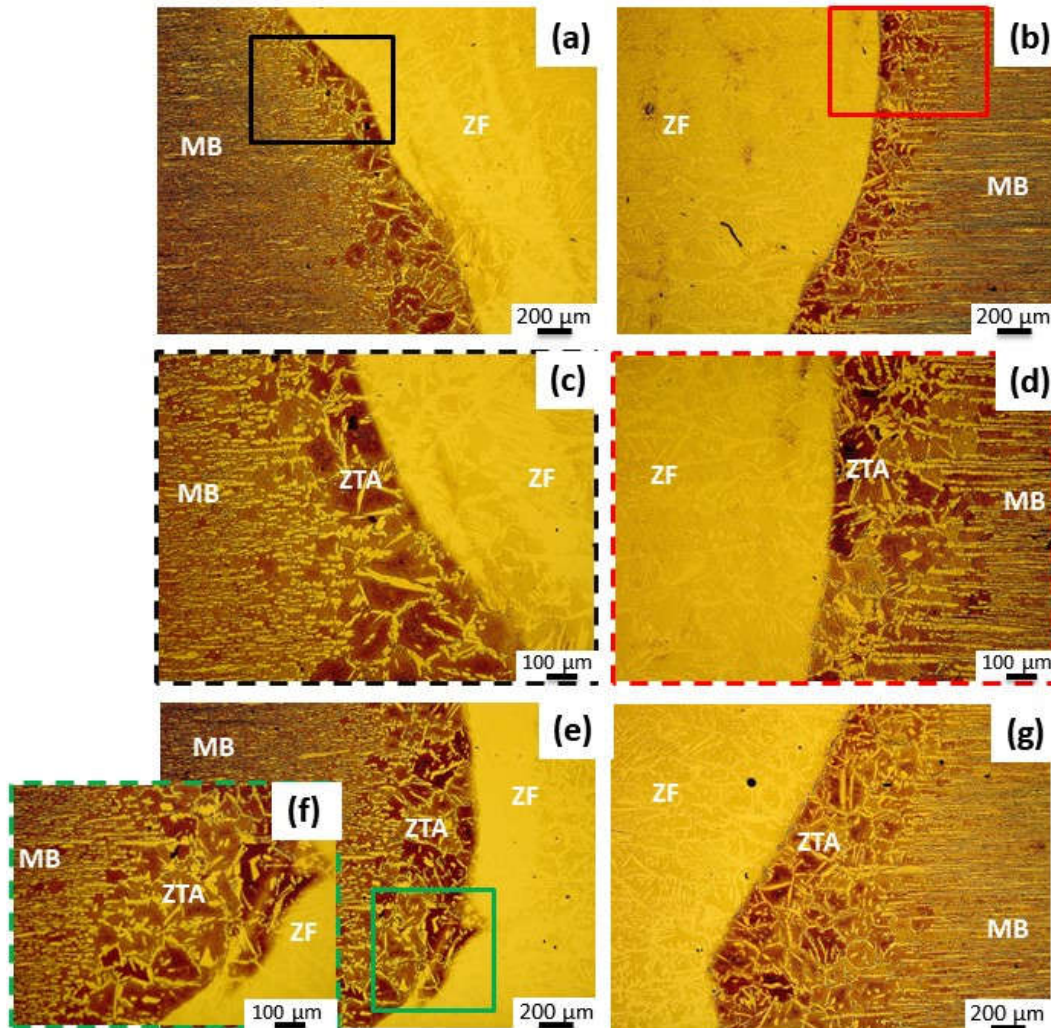
Fonte: Autora da tese.

MO com luz polarizada do CP 04 após ataque metalográfico com o reagente Behara evidenciando (a) lado esquerdo superior; (b) lado direito superior; (c) ampliação da ZTA do lado esquerdo evidenciando a transição da ZTA para a ZF; (d) lado direito; (e) lado esquerdo inferior; (f) ampliação da ZTA e (g) lado direito inferior.



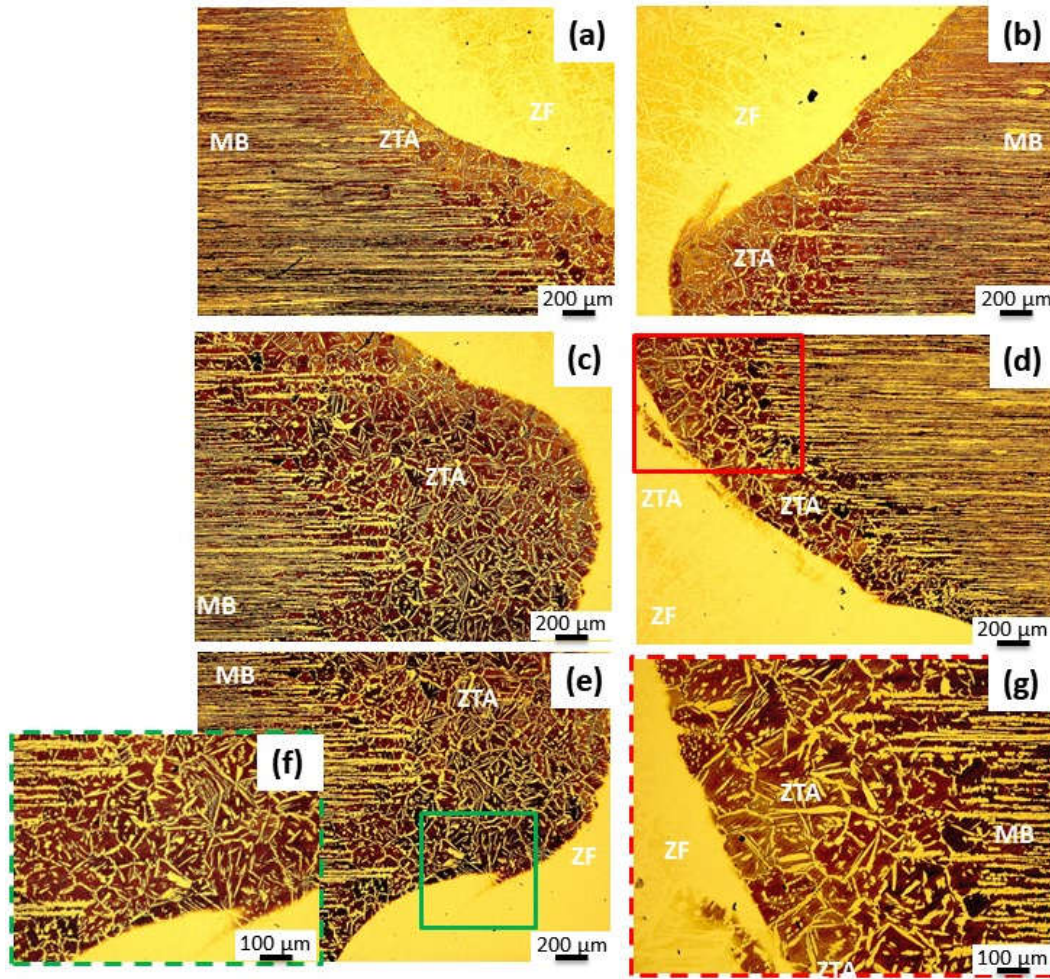
Fonte: Autora da tese.

MO com luz polarizada do CP 05 após ataque metalográfico com o reagente Behara evidenciando (a) lado esquerdo superior; (b) lado direito superior; (c) ampliação da ZTA do lado esquerdo superior evidenciando a transição entre as diferentes regiões; (d) ampliação do lado direito superior evidenciando a transição entre as diferentes regiões; (e) lado esquerdo inferior; (f) ampliação da ZTA e (g) lado direito inferior.






Fonte: Autora da Tese.


MO com luz polarizada do CP 06 após ataque metalográfico com o reagente Behara evidenciando (a) lado esquerdo superior; (b) lado direito superior; (c) lado esquerdo superior; (d) lado direito; (e) lado esquerdo inferior; (f) ampliação da ZTA do lado esquerdo inferior e (g) ampliação da ZTA do lado direito.



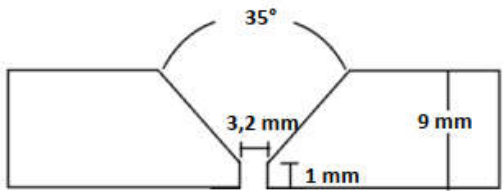
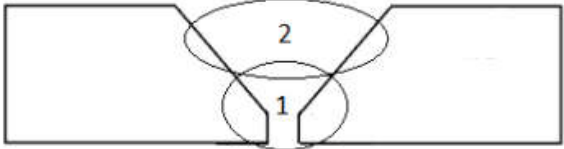
Fonte: Autora da tese.

ANEXO I - relatórios de acompanhamento de soldagem de testes de qualificação para os CP estudados.

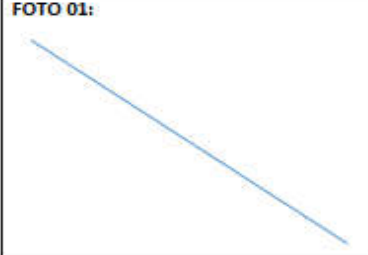
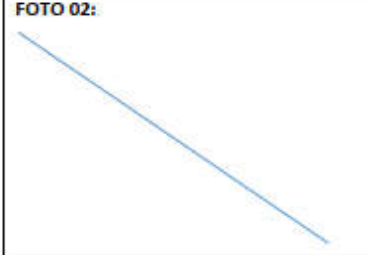
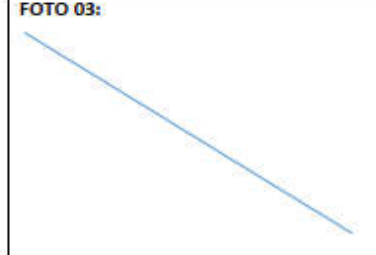
		RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)				RAS n°:	242/18
						DATA:	06/10/2018
EMPRESA: COMPANIE	WPS			NORMA DE QUALIFICAÇÃO STANDARD		<input type="checkbox"/> ASME IX	<input type="checkbox"/> API 650
CORPO DE PROVA n° COUPON TEST n°	CP 01 (242)			ID. DA JUNTA JOINT ID.	TESTE PARAMETROS DE SOLDAGEM PARA DUPLEX 32101		
DOCUMENTO DE REFERENCIA: SPECIFICATION n°	NA			ID. DO EQUIPAMENTO: TAG:	NA		
METAL BASE BASE METAL							
METAL BASE BASE METAL	A240 S32101 (Pn° 10 H)			<input type="checkbox"/> TUBO <input checked="" type="checkbox"/> CHAPA	DIÂMETRO Ø DIAMETER Ø	N/A	ESPESSURA THICKNESS 9 mm 0,354 in
PROCESSO DE SOLDAGEM WELDING PROCESS							
PROCESSO DE SOLDAGEM 01 WELDING PROCESS	TIG GTAW	TIPO TYPE	Manual	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	JTPT CJP	POSIÇÃO POSITION	3G
PROCESSO DE SOLDAGEM 02 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROCESSO DE SOLDAGEM 03 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROGRESSÃO PROGRESSION	N/A	COBRE JUNTA BACKING	<input type="checkbox"/> SIM YES	<input checked="" type="checkbox"/> NÃO NO	MATERIAL DO COBRE JUNTA BACKING MATERIAL		
MÉTODO DE SOLDAGEM	DUPLA FUSÃO			RASTREABILIDADE MB BM TRACEABILITY	Corrida: 580122-001		
METAL DE ADIÇÃO FILLER METALS							
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9	BITOLA SIZE	2,5mm 0.091 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103340
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9		3,2mm 0.125 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103097
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA
CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS ELECTRICAL CHARACTERISTICS							
CORRENTE / POLARIDADE CURRENT / POLARITY	CC-	PRÉ AQUEC. PRE HEAT	20°C 80°F	INTERP.	< 150°C <382°F	PÓS AQUEC. POS HEAT	NA
GÁS DE PROTEÇÃO SHILED GAS	Ar 99,9 %	VAZÃO FLOW RATE	16 l/min	GÁS DE PURGA BACKING GAS	N/A		VAZÃO FLOW N/A
MODO DE TRANSFERENCIA: TRANSFER MODE:	NA	DISTÂNCIA BICO X PEÇA STICK OUT	9,5 – 19	TAMANHO DO BOCAL CUP SIZE	N 10		
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION							
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION	USINADA MACHINED	LIMPEZA INICIAL / INTERP. INITIAL CLEANING / INTERP.	DISCO AÇO TRANÇADO TWISTED WIRE BRUSH	LARG. MÁX DO PASSE MAX. WIDTH PASS	N/A		
				NA			
Soldador 01 – Adelinio Jose dos Santos S – 01 "Cabidela" – Tocha/ Vareta lado face		Soldador 02 – Severiano Lima dos Santos S – 55 "Lixadeira" – Tocha lado raiz		NA			

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) <i>(WELDING FOLLOWING REPORT)</i>	RAS n°:	242/18
		DATA:	06/10/2018


INSTRUMENTOS UTILIZADOS <i>TOOLS USED</i>			QW 194 – ENSAIO VISUAL: <i>QW 194 - VISUAL EXAMINATION PERFORMANCE</i>
INSTRUMENTO	IDENTIFICAÇÃO	CERT. QUALIDADE	<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO
ESCALA DE AÇO	GILR0007	LR 10004144 / 18	
ESCALA GRADUADA	GILR0009	LR 10004144 / 18	
ALICATE AMPERIMETRO	EILR0001	LR 10004011 / 18	
LANTERNA 680.000W	WPS-LA-01	NA	

CROQUI DA JUNTA <i>SKETCH</i>				SEQUENCIA DE PASSE <i>PASS SEQUENCE</i>						
										
PASSE n°	CAMADA n°	METAL DE ADIÇÃO <i>FILLER METAL</i>		TEMPERATURA (°C)		Car. Elétricas <i>Electrical Char.</i>		VELOCIDADE (cm/min) <i>SPEED</i>		Aporte de Calor <i>Heat Input</i>
<i>PASS n°</i>	<i>LAYER n°</i>	CLASS. AWS <i>AWS CLASS</i>	BITOLA Ø <i>SIZE Ø</i>	Temp (°C)	CORRENTE (A) <i>AMPERAGE</i>	TENSÃO (V) <i>VOLTAGE</i>	AVANÇO <i>PROGRESS</i>	ALIMENTAÇÃO <i>FEEDING</i>	KJ/mm	
1 GTAW	1 DF	ER2209	2,5mm	30	140 130	18 12	8,82	NA	1,4	
2 GTAW	2	ER2209	3,2mm	< 150	140	11	3,03	NA	3,0	

OBSERVAÇÕES:
NOTES

FOTO 01:	FOTO 02:	FOTO 03:
		

ACOMPANHADO POR: <i>CONDUCTED BY:</i> Roque Clovis Giacomassi Junior	APROVADO POR: <i>APPROVED BY:</i> Roque Clovis Giacomassi Junior
---	---

 WPS SOLUÇÕES EM SOLDAGEM	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)	RAS n°:	243/18
		DATA:	06/10/2018

EMPRESA: COMPANIE	WPS	NORMA DE QUALIFICAÇÃO STANDARD	<input type="checkbox"/> ASME IX	<input type="checkbox"/> API 650
CORPO DE PROVA n° COUPON TEST n°	CP 02 (243)	ID. DA JUNTA JOINT ID.	TESTE PARAMETROS DE SOLDAGEM PARA DUPLEX 32101	
DOCUMENTO DE REFERENCIA: SPECIFICATION n°	NA	ID. DO EQUIPAMENTO: TAG:	NA	


METAL BASE BASE METAL							
METAL BASE BASE METAL	A240 S32101 (Pn° 10 H)	<input type="checkbox"/> TUBO <input checked="" type="checkbox"/> CHAPA	DIÂMETRO Ø DIAMETER Ø	N/A	ESPESSURA THICKNESS	6,0 mm 0,236 in	

PROCESSO DE SOLDAGEM WELDING PROCESS							
PROCESSO DE SOLDAGEM 01 WELDING PROCESS	TIG GTAW	TIPO TYPE	Manual	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	JTPT CJP	POSIÇÃO POSITION	2G
PROCESSO DE SOLDAGEM 02 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROCESSO DE SOLDAGEM 03 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROGRESSÃO PROGRESSION	N/A	COBRE JUNTA BACKING	<input type="checkbox"/> SIM YES	<input checked="" type="checkbox"/> NÃO NO	MATERIAL DO COBRE JUNTA BACKING MATERIAL		NA
MÉTODO DE SOLDAGEM	DUPLA FUSÃO			RASTREABILIDADE MB BM TRACEABILITY	Corrida: 580538-002		

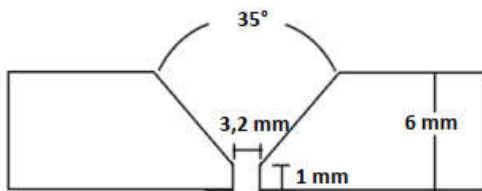
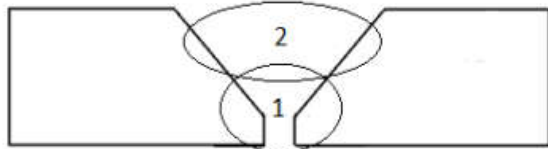
METAL DE ADIÇÃO FILLER METALS							
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9	BITOLA SIZE	2,5mm 0.091 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103340
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9		3,2mm 0.125 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103097
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA

CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS ELECTRICAL CHARACTERISTICS							
CORRENTE / POLARIDADE CURRENT / POLARITY	CC-	PRÉ AQUEC. PRE HEAT	20°C 80°F	INTERP.	< 150°C <382°F	PÓS AQUEC. POS HEAT	NA
GÁS DE PROTEÇÃO SHILDED GAS	Ar 99,9 %	VAZÃO FLOW RATE	16 l/min	GÁS DE PURGA BACKING GAS	N/A	VAZÃO FLOW	N/A
MODO DE TRANSFERENCIA: TRANSFER MODE:	NA	DISTÂNCIA BICO X PEÇA STICK OUT	9,5 – 19	TAMANHO DO BOCAL CUP SIZE	N 10		

PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION					
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION	USINADA MACHINED	LIMPEZA INICIAL / INTERP. INITIAL CLEANING / INTERP.	DISCO AÇO TRANÇADO TWISTED WIRE BRUSH	LARG. MÁX DO PASSE MAX. WIDTH PASS	N/A
				NA	
Soldador 01 – Adelino Jose dos Santos S – 01 "Cabidela" – Tocha/ Vareta lado face		Soldador 02 – Severiano Lima dos Santos S – 55 "Lixadeira" – Tocha lado raiz		NA	

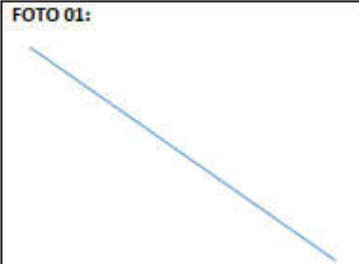
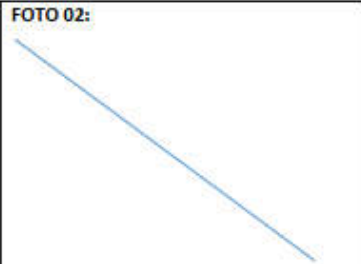
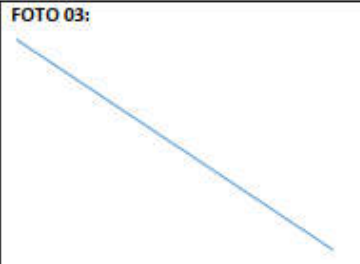
	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) <i>(WELDING FOLLOWING REPORT)</i>	RAS nº:	243/18
		DATA:	06/10/2018

INSTRUMENTOS UTILIZADOS <i>TOOLS USED</i>			QW 194 – ENSAIO VISUAL: <i>QW 194 - VISUAL EXAMINATION PERFORMANCE</i>
INSTRUMENTO	IDENTIFICAÇÃO	CERT. QUALIDADE	
ESCALA DE AÇO	GILR0007	LR 10004144 / 18	<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO
ESCALA GRADUADA	GILR0009	LR 10004144 / 18	
ALICATE AMPERIMETRO	EILR0001	LR 10004011 / 18	
LANTERNA 680.000W	WPS-LA-01	NA	
-	-	-	


CROQUI DA JUNTA <i>SKETCH</i>	SEQUENCIA DE PASSE <i>PASS SEQUENCE</i>
	

PASSE nº	CAMADA nº	METAL DE ADIÇÃO		TEMPERATURA (°C)		Car. Elétricas		VELOCIDADE (cm/min)		Aporte de Calor	
		CLASS. AWS	BITOLA Ø	Temp (°C)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	AVANÇO	ALIMENTAÇÃO	KJ/mm		
PASS nº	LAYER nº	AWS CLASS	SIZE Ø	Temp (°C)	AMPERAGE	VOLTAGE	PROGRESS	FEEDING			
1 GTAW	1 DF	ER2209	2,5mm	30	230	220	18	18	19,04	NA	1,3
2 GTAW	2	ER2209	3,2mm	< 150	230		16		9,52	NA	2,6

OBSERVAÇÕES: <i>NOTES</i>

FOTO 01: 	FOTO 02: 	FOTO 03: 
--	---	--

ACOMPANHADO POR: <i>CONDUCTED BY:</i> Roque Clovis Giacomassi Junior	APROVADO POR: <i>APPROVED BY:</i> Roque Clovis Giacomassi Junior
---	---

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)	RAS n°:	244/18
		DATA:	06/10/2018

EMPRESA: COMPANIE	WPS	NORMA DE QUALIFICAÇÃO STANDARD	<input type="checkbox"/> ASME IX	<input type="checkbox"/> API 650
CORPO DE PROVA n° COUPON TEST n°	CP 03 (244)	ID. DA JUNTA JOINT ID.	TESTE PARAMETROS DE SOLDAGEM PARA DUPLEX 32101	
DOCUMENTO DE REFERENCIA: SPECIFICATION n°	NA	ID. DO EQUIPAMENTO: TAG:	NA	


METAL BASE						
BASE METAL						
METAL BASE BASE METAL	A240 S32101 (Pn° 10 H)	<input type="checkbox"/> TUBO <input checked="" type="checkbox"/> CHAPA	DIÂMETRO Ø DIAMETER Ø	N/A	ESPESSURA THICKNESS	9 mm 0,354 in

PROCESSO DE SOLDAGEM							
WELDING PROCESS							
PROCESSO DE SOLDAGEM 01 WELDING PROCESS	TIG GTAW	TIPO TYPE	Manual	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	JTPT CIP	POSIÇÃO POSITION	2G
PROCESSO DE SOLDAGEM 02 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROCESSO DE SOLDAGEM 03 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROGRESSÃO PROGRESSION	N/A	COBRE JUNTA BACKING	<input type="checkbox"/> SIM YES	<input checked="" type="checkbox"/> NÃO NO	MATERIAL DO COBRE JUNTA BACKING MATERIAL		
MÉTODO DE SOLDAGEM	DUPLA FUSÃO			RASTREABILIDADE MB BM TRACEABILITY	Corrida: 580122-001		

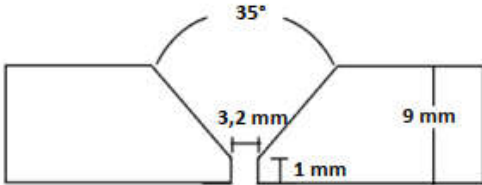
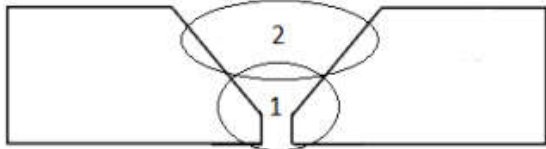
METAL DE ADIÇÃO							
FILLER METALS							
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9	BITOLA SIZE	2,5mm 0.091 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103340
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9		3,2mm 0.125 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103097
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA

CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS							
ELECTRICAL CHARACTERISTICS							
CORRENTE / POLARIDADE CURRENT / POLARITY	CC-	PRÉ AQUEC. PRE HEAT	20°C 80°F	INTERP.	< 150°C < 302°F	PÓS AQUEC. POS HEAT	NA
GÁS DE PROTEÇÃO SHILDED GAS	Ar 99,9 %	VAZÃO FLOW RATE	16 l/min	GÁS DE PURGA BACKING GAS	N/A	VAZÃO FLOW	N/A
MODO DE TRANSFERENCIA: TRANSFER MODE:	NA	DISTÂNCIA BICO X PEÇA STICK OUT	9,5 – 19	TAMANHO DO BOCAL CUP SIZE	N 10		

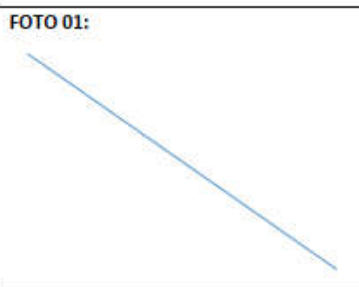
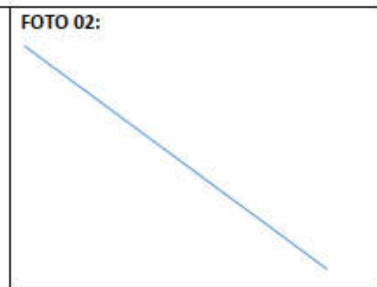
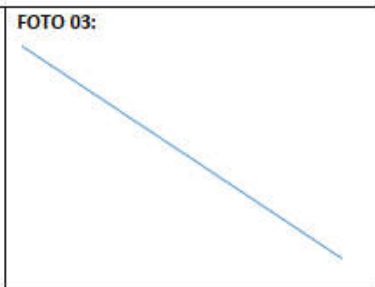
PREPARAÇÃO DA JUNTA					
JOINT PREPARATION					
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION	USINADA MACHINED	LIMPEZA INICIAL / INTERP. INITIAL CLEANING / INTERP.	DISCO AÇO TRANÇADO TWISTED WIRE BRUSH	LARG. MÁX DO PASSE MAX. WIDTH PASS	N/A
				NA	
Soldador 01 – Adelino Jose dos Santos S – 01 "Cabidela" – Tocha/ Vareta lado face		Soldador 02 – Severiano Lima dos Santos S – 55 "Lixadeira" – Tocha lado raiz		NA	

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)	RAS n°:	244/18
		DATA:	06/10/2018


INSTRUMENTOS UTILIZADOS TOOLS USED			QW 194 – ENSAIO VISUAL: QW 194 - VISUAL EXAMINATION PERFORMANCE	
INSTRUMENTO	IDENTIFICAÇÃO	CERT. QUALIDADE		
ESCALA DE AÇO	GILR0007	LR 10004144 / 18	<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO	
ESCALA GRADUADA	GILR0009	LR 10004144 / 18		
ALICATE AMPERIMETRO	EILR0001	LR 10004011 / 18		
LANTERNA 680.000W	WPS-LA-01	NA		
-	-	-		

CROQUI DA JUNTA SKETCH				SEQUENCIA DE PASSE PASS SEQUENCE							
											
PASSE n°	CAMADA n°	METAL DE ADIÇÃO FILLER METAL		TEMPERATURA (°C)		Car. Elétricas Electrical Char.		VELOCIDADE (cm/min) SPEED		Aporte de Calor Heat Input	
PASS n°	LAYER n°	CLASS. AWS AWS CLASS	BITOLA Ø SIZE Ø	Temp (°C)	CORRENTE (A) AMPERAGE	TENSÃO (V) VOLTAGE	AVANÇO PROGRESS	ALIMENTAÇÃO FEEDING	KJ/mm		
1 GTAW	1 DF	ER2209	2,5mm	30	320	300	22	19	17,1	NA	2,2
2 GTAW	2	ER2209	3,2mm	< 150	320	20			9,3	NA	4,1

OBSERVAÇÕES: NOTES

FOTO 01: 	FOTO 02: 	FOTO 03: 
--	---	--

ACOMPANHADO POR: CONDUCTED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior	APROVADO POR: APPROVED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior
--	--

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)	RAS n°:	245/18
		DATA:	06/10/2018

EMPRESA: COMPANIE	WPS	NORMA DE QUALIFICAÇÃO STANDARD	<input type="checkbox"/> ASME IX	<input type="checkbox"/> API 650
CORPO DE PROVA n° COUPON TEST n°	CP 04 (245)	ID. DA JUNTA JOINT ID.	TESTE PARAMETROS DE SOLDAGEM PARA DUPLEX 32101	
DOCUMENTO DE REFERENCIA: SPECIFICATION n°	NA	ID. DO EQUIPAMENTO: TAG:	NA	


METAL BASE BASE METAL						
METAL BASE BASE METAL	A240 S32101 (Pn° 10 H)	<input type="checkbox"/> TUBO <input checked="" type="checkbox"/> CHAPA	DIÂMETRO Ø DIAMETER Ø	N/A	ESPESSURA THICKNESS	6,0 mm 0,236 in

PROCESSO DE SOLDAGEM WELDING PROCESS							
PROCESSO DE SOLDAGEM 01 WELDING PROCESS	TIG GTAW	TIPO TYPE	Manual	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	JTPT CJP	POSIÇÃO POSITION	2G
PROCESSO DE SOLDAGEM 02 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROCESSO DE SOLDAGEM 03 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROGRESSÃO PROGRESSION	N/A	COBRE JUNTA BACKING	<input type="checkbox"/> SIM YES	<input checked="" type="checkbox"/> NÃO NO	MATERIAL DO COBRE JUNTA BACKING MATERIAL		NA
MÉTODO DE SOLDAGEM	DUPLA FUSÃO			RASTREABILIDADE MB BM TRACEABILITY	Corrida: 580538-002		

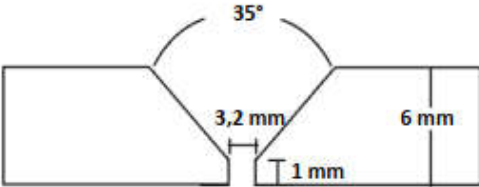
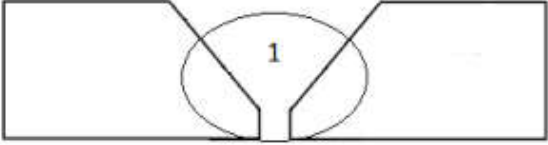
METAL DE ADIÇÃO FILLER METALS							
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9	BITOLA SIZE	2,5mm 0,091 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103340
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA

CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS ELECTRICAL CHARACTERISTICS							
CORRENTE / POLARIDADE CURRENT / POLARITY	CC-	PRÉ AQUEC. PRE HEAT	20°C 80°F	INTERP.	< 150°C <382°F	PÓS AQUEC. POS HEAT	NA
GÁS DE PROTEÇÃO SHILED GAS	Ar 99,9 %	VAZÃO FLOW RATE	16 l/min	GÁS DE PURGA BACKING GAS	N/A	VAZÃO FLOW	N/A
MODO DE TRANSFERENCIA: TRANSFER MODE:	NA	DISTÂNCIA BICO X PEÇA STICK OUT	9,5 – 19	TAMANHO DO BOCAL CUP SIZE	N 10		

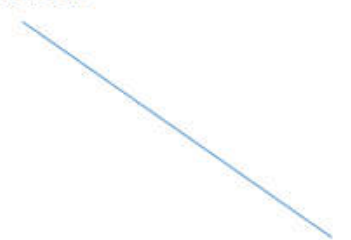
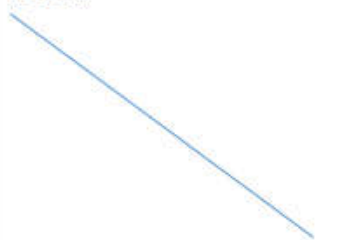
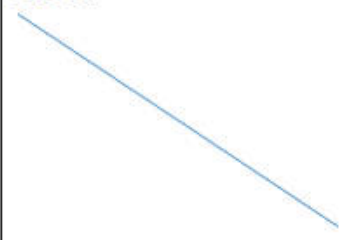
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION					
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION	USINADA MACHINED	LIMPEZA INICIAL / INTERP. INICIAL CLEANING / INTERP.	DISCO AÇO TRANÇADO TWISTED WIRE BRUSH	LARG. MÁX DO PASSE MAX. WIDTH PASS	N/A
				NA	
Soldador 01 – Adelino Jose dos Santos S – 01 "Cabidela" – Tocha/ Vareta lado face		Soldador 02 – Severiano Lima dos Santos S – 55 "Lixadeira" – Tocha lado raiz		NA	

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) <i>(WELDING FOLLOWING REPORT)</i>	RAS n°:	245/18
		DATA:	06/10/2018


INSTRUMENTOS UTILIZADOS TOOLS USED			QW 194 – ENSAIO VISUAL: QW 194 - VISUAL EXAMINATION PERFORMANCE
INSTRUMENTO	IDENTIFICAÇÃO	CERT. QUALIDADE	<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO
ESCALA DE AÇO	GILR0007	LR 10004144 / 18	
ESCALA GRADUADA	GILR0009	LR 10004144 / 18	
ALICATE AMPERIMETRO	EILR0001	LR 10004011 / 18	
LANTERNA 680.000W	WPS-LA-01	NA	

CROQUI DA JUNTA SKETCH				SEQUENCIA DE PASSE PASS SEQUENCE						
										
PASSE n° PASS n°	CAMADA n° LAYER n°	METAL DE ADIÇÃO FILLER METAL		TEMPERATURA (°C) Temp (°C)		Car. Elétricas Electrical Char.		VELOCIDADE (cm/min) SPEED		Aporte de Calor Heat Input
		CLASS. AWS AWS CLASS	BITOLA Ø SIZE Ø	Temp (°C)	CORRENTE (A) AMPERAGE	TENSÃO (V) VOLTAGE	AVANÇO PROGRESS	ALIMENTAÇÃO FEEDING	KJ/mm	
1 GTAW	1	ER2209	2,5mm	< 150	230	17	15,2	NA	1,5	

OBSERVAÇÕES: NOTES

FOTO 01:	FOTO 02:	FOTO 03:
		

ACOMPANHADO POR: CONDUCTED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior	APROVADO POR: APPROVED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior
--	--

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)	RAS n°:	246/18
		DATA:	06/10/2018

EMPRESA: COMPANIE	WPS	NORMA DE QUALIFICAÇÃO STANDARD	<input type="checkbox"/> ASME IX	<input type="checkbox"/> API 650
CORPO DE PROVA n° COUPON TEST n°	CP 05 (246)	ID. DA JUNTA JOINT ID.	TESTE PARAMETROS DE SOLDAGEM PARA DUPLEX 32101	
DOCUMENTO DE REFERENCIA: SPECIFICATION n°	NA	ID. DO EQUIPAMENTO: TAG:	NA	


METAL BASE BASE METAL						
METAL BASE BASE METAL	A240 S32101 (Pn° 10 H)	<input type="checkbox"/> TUBO <input checked="" type="checkbox"/> CHAPA	DIÂMETRO Ø DIAMETER Ø	N/A	ESPESSURA THICKNESS	6,0 mm 0,236 in

PROCESSO DE SOLDAGEM WELDING PROCESS							
PROCESSO DE SOLDAGEM 01 WELDING PROCESS	TIG GTAW	TIPO TYPE	Manual	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	JTPT CJP	POSIÇÃO POSITION	2G
PROCESSO DE SOLDAGEM 02 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROCESSO DE SOLDAGEM 03 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROGRESSÃO PROGRESSION	N/A	COBRE JUNTA BACKING	<input type="checkbox"/> SIM YES	<input checked="" type="checkbox"/> NÃO NO	MATERIAL DO COBRE JUNTA BACKING MATERIAL		NA
MÉTODO DE SOLDAGEM	DUPLA FUSÃO			RASTREABILIDADE MB BM TRACEABILITY	Corrida: 580538-002		

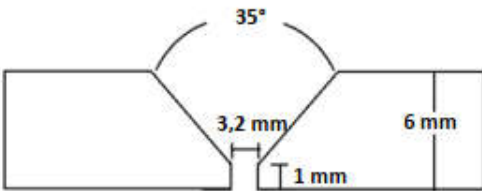
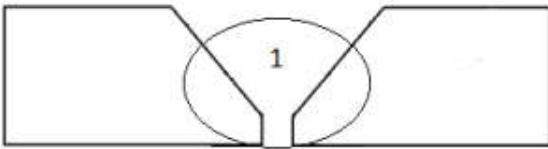
METAL DE ADIÇÃO FILLER METALS							
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA	5.9	BITOLA SIZE	2,5mm 0,091 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103340
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA

CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS ELECTRICAL CHARACTERISTICS							
CORRENTE / POLARIDADE CURRENT / POLARITY	CC-	PRÉ AQUEC. PRE HEAT	20°C 80°F	INTERP.	< 150°C <382°F	PÓS AQUEC. POS HEAT	NA
GÁS DE PROTEÇÃO SHILED GAS	Ar 99,9 %	VAZÃO FLOW RATE	16 l/min	GÁS DE PURGA BACKING GAS	N/A	VAZÃO FLOW	N/A
MODO DE TRANSFERENCIA: TRANSFER MODE:	NA	DISTÂNCIA BICO X PEÇA STICK OUT	9,5 – 19	TAMANHO DO BOCAL CUP SIZE	N 10		

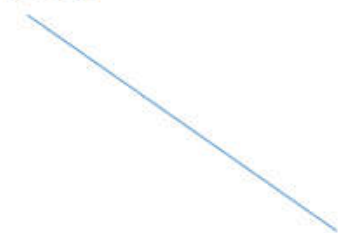
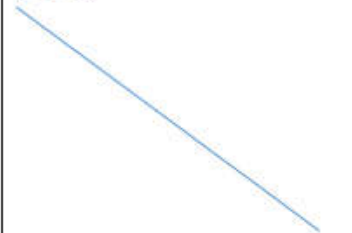
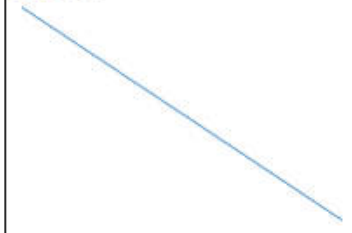
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION					
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION	USINADA MACHINED	LIMPEZA INICIAL / INTERP. INITIAL CLEANING / INTERP.	DISCO AÇO TRANÇADO TWISTED WIRE BRUSH	LARG. MÁX DO PASSE MAX. WIDTH PASS	N/A
				NA	
Soldador 01 – Adelino Jose dos Santos S – 01 "Cabidela" – Tocha/ Vareta lado face		Soldador 02 – Severiano Lima dos Santos S – 55 "Likadeira" – Tocha lado raiz		NA	

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)	RAS n°:	246/18
		DATA:	06/10/2018


INSTRUMENTOS UTILIZADOS TOOLS USED			QW 194 – ENSAIO VISUAL: QW 194 - VISUAL EXAMINATION PERFORMANCE
INSTRUMENTO	IDENTIFICAÇÃO	CERT. QUALIDADE	<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO
ESCALA DE AÇO	GILR0007	LR 10004144 / 18	
ESCALA GRADUADA	GILR0009	LR 10004144 / 18	
ALICATE AMPERIMETRO	EILR0001	LR 10004011 / 18	
LANTERNA 680.000W	WPS-LA-01	NA	

CROQUI DA JUNTA SKETCH				SEQUENCIA DE PASSE PASS SEQUENCE						
										
PASSE n°	CAMADA n°	METAL DE ADIÇÃO FILLER METAL		TEMPERATURA (°C)		Car. Elétricas Electrical Char.		VELOCIDADE (cm/min) SPEED		Aporte de Calor Heat Input
PASS n°	LAYER n°	CLASS. AWS AWS CLASS	BITOLA Ø SIZE Ø	Temp (°C)	CORRENTE (A) AMPERAGE	TENSÃO (V) VOLTAGE	AVANÇO PROGRESS	ALIMENTAÇÃO FEEDING	KJ/mm	
1 GTAW	1	ER2209	2,5mm	< 150	230	15	23,0	NA	0,9	

OBSERVAÇÕES: NOTES

FOTO 01: 	FOTO 02: 	FOTO 03: 
--	---	--

ACOMPANHADO POR: CONDUCTED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior	APROVADO POR: APPROVED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior
--	--

 WPS <small>SOLUÇÕES EM SOLDAGEM</small>	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) (WELDING FOLLOWING REPORT)		RAS n°:	247/18
			DATA:	06/10/2018

EMPRESA: COMPANIE	WPS	NORMA DE QUALIFICAÇÃO STANDARD	<input type="checkbox"/> ASME IX	<input type="checkbox"/> API 650
CORPO DE PROVA n° COUPON TEST n°	CP 06 (247)	ID. DA JUNTA JOINT ID.	TESTE PARAMETROS DE SOLDAGEM PARA DUPLEX 32101	
DOCUMENTO DE REFERENCIA: SPECIFICATION n°	NA	ID. DO EQUIPAMENTO: TAG:	NA	


METAL BASE BASE METAL						
METAL BASE BASE METAL	A240 S32101 (Pn° 10 H)	<input type="checkbox"/> TUBO <input checked="" type="checkbox"/> CHAPA	DIÂMETRO Ø DIAMETER Ø	N/A	ESPESSURA THICKNESS	6,0 mm 0,236 in

PROCESSO DE SOLDAGEM WELDING PROCESS							
PROCESSO DE SOLDAGEM 01 WELDING PROCESS	TIG GTAW	TIPO TYPE	Manual	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	JTPT CJP	POSIÇÃO POSITION	2G
PROCESSO DE SOLDAGEM 02 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROCESSO DE SOLDAGEM 03 WELDING PROCESS	NA	TIPO TYPE	NA	TIPO DE JUNTA JOINT TYPE	NA	POSIÇÃO POSITION	NA
PROGRESSÃO PROGRESSION	N/A	COBRE JUNTA BACKING	<input type="checkbox"/> SIM YES	<input checked="" type="checkbox"/> NÃO NO	MATERIAL DO COBRE JUNTA BACKING MATERIAL		NA
MÉTODO DE SOLDAGEM	DUPLA FUSÃO			RASTREABILIDADE MB BM TRACEABILITY	Corrida: 580538-002		

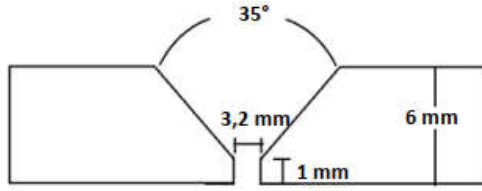
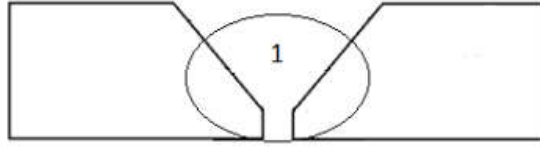
METAL DE ADIÇÃO FILLER METALS							
CLASS. AWS AWS CLASS.	ER2209	ESPECIFICAÇÃO SFA.	5.9	BITOLA SIZE	2,5mm 0.091 in	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	Voestalpine Bohler Corrida: 103340
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA
CLASS. AWS AWS CLASS.	NA	ESPECIFICAÇÃO SFA.	NA		NA	RASTREABILIDADE MA FM TRACEABILITY	NA

CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS ELECTRICAL CHARACTERISTICS								
CORRENTE / POLARIDADE CURRENT / POLARITY	CC-	PRÉ AQUEC. PRE HEAT	20°C 80°F	INTERP.	< 150°C <382°F	PÓS AQUEC. POS HEAT	NA	
GÁS DE PROTEÇÃO SHILED GAS	Ar 99,9 %	VAZÃO FLOW RATE	16 l/min	GÁS DE PURGA BACKING GAS	N/A		VAZÃO FLOW	N/A
MODO DE TRANSFERENCIA: TRANSFER MODE:	NA	DISTÂNCIA BICO X PEÇA STICK OUT	9,5 – 19	TAMANHO DO BOCAL CUP SIZE	N 10			

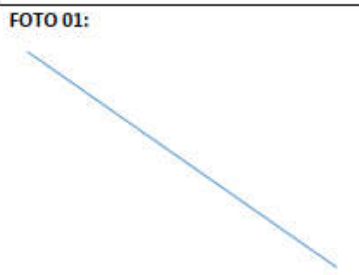
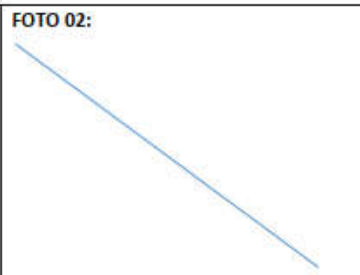
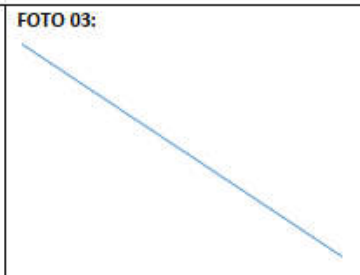
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION					
PREPARAÇÃO DA JUNTA JOINT PREPARATION	USINADA MACHINED	LIMPEZA INICIAL / INTERP. INITIAL CLEANING / INTERP.	DISCO AÇO TRANÇADO TWISTED WIRE BRUSH	LARG. MÁX DO PASSE MAX. WIDTH PASS	N/A
				NA	
Soldador 01 – Adelino Jose dos Santos S – 01 "Cabidela" – Tocha/ Vareta lado face		Soldador 02 – Severiano Lima dos Santos S – 55 "Lixadeira" – Tocha lado raiz		NA	

	RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS) <i>(WELDING FOLLOWING REPORT)</i>	RAS n°:	247/18
		DATA:	06/10/2018

INSTRUMENTOS UTILIZADOS TOOLS USED			QW 194 – ENSAIO VISUAL: QW 194 - VISUAL EXAMINATION PERFORMANCE
INSTRUMENTO	IDENTIFICAÇÃO	CERT. QUALIDADE	<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO
ESCALA DE AÇO	GILR0007	LR 10004144 / 18	
ESCALA GRADUADA	GILR0009	LR 10004144 / 18	
ALICATE AMPERIMETRO	EILR0001	LR 10004011 / 18	
LANTERNA 680.000W	WPS-LA-01	NA	
-	-	-	

CROQUI DA JUNTA SKETCH					SEQUENCIA DE PASSE PASS SEQUENCE					
										
PASSE n°	CAMADA n°	METAL DE ADIÇÃO FILLER METAL		TEMPERATURA (°C)		Car. Elétricas Electrical Char.		VELOCIDADE (cm/min) SPEED		Aporte de Calor Heat Input
PASS n°	LAYER n°	CLASS. AWS AWS CLASS	BITOLA Ø SIZE Ø	Temp (°C)	CORRENTE (A) AMPERAGE	TENSÃO (V) VOLTAGE	AVANÇO PROGRESS	ALIMENTAÇÃO FEEDING	KJ/mm	
1 GTAW	1	ER2209	2,5mm	< 150	230	17	31,5	NA	0,7	

OBSERVAÇÕES: NOTES

FOTO 01:	FOTO 02:	FOTO 03:
		

ACOMPANHADO POR: CONDUCTED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior	APROVADO POR: APPROVED BY: Roque Clovis Giacomassi Junior
--	--

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Diretoria de Pesquisa, Desenvolvimento e Ensino
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 – Cidade Universitária CEP: 05508-000
Fone/Fax(0XX11) 3133-8908
SÃO PAULO – São Paulo – Brasil
<http://www.ipen.br>

O IPEN é uma Autarquia vinculada à Secretaria de Desenvolvimento, associada à Universidade de São Paulo e gerida técnica e administrativamente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear, órgão do Ministério da Ciência, Tecnologia, Inovações e Comunicações.
