

Análise mecânica e metalúrgica da união soldada entre um aço inoxidável duplex S32205 com metal de adição de aço inoxidável superaustenítico ER-385-904L

Mechanical and metallurgical analysis of the weld joint between a S32205 duplex stainless steel with ER-385-904L superaustenitic stainless steel filler metal[®]

Alessandro dos Santos Andrade¹, Jorge Luis Braz Medeiros¹ , Luciano Volcanoglo Biehl¹, José de Souza² ,
Diego de Jesus Pacheco³ , Carlos Otávio Damas Martins⁴ 

¹Universidade Federal do Rio Grande, Escola de Engenharia Rio Grande. Av. Itália, km 8, Carreiros, 96203-900, Rio Grande, RS, Brasil.

²Fundação Escola Técnica Liberato Salzano da Cunha. R. Inconfidentes, 395, Primavera, 93340-140, Novo Hamburgo, RS, Brasil.

³Aarhus Universitet, Department of Business Development and Technology. Birk Centerpark 15, 7400 Herning, Denmark.

⁴Universidade Federal de Sergipe. Avenida Marechal Rondon Jardim s/n, Rosa Elze, 49100-000, São Cristóvão, SE, Brasil.
e-mail: eng.aandrade@gmail.com; jorge.braz@furg.br; llucianobiehl@furg.br; josesouza@liberato.com.br; diego@btech.au.dk; carlosmartinsufs@gmail.com

RESUMO

A soldagem de aços dissimilares, como os aços inoxidáveis duplex e superausteníticos é muitas vezes utilizada em aplicações industriais. O efeito da energia de soldagem na zona termicamente afetada (ZTA) e zona de fusão (ZF) apresenta lacunas de conhecimento a serem pesquisadas em relação às propriedades metalúrgicas e mecânicas destes aços. Variações na aplicação da energia da soldagem podem favorecer a presença de maior volume das fases ferrítica ou austenítica, e em casos mais críticos, ocasionar a formação de precipitados deletérios à resistência a corrosão. Este trabalho tem o objetivo avaliar as propriedades metalúrgicas, mecânicas e a resistência à corrosão da soldagem dissimilar composta de aço inoxidável duplex S32205, como metal de base, e aço inoxidável superaustenítico como metal de solda. Verificou-se os efeitos na microestrutura, sensibilização e anisotropias com aplicação de diferentes aportes térmicos. Na análise microestrutural foi verificado a formação de constituintes de primeira fase, como a austenita de contorno de grãos (GBA), austenita de witmanstatten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2). Os valores de microdureza encontrados foram superiores aos referenciados na literatura. Nos ensaios de corrosão, em ambientes com cloretos oxidantes, as amostras apresentaram corrosão por pitting, sendo detectada elevada perda de massa nos corpos de prova. Conclui-se que na ZTA as características metalúrgicas se mantiveram após a variação do aporte térmico e na ZF houve incremento da perda de massa no ensaio de corrosão nas amostras analisadas.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex; Aço inoxidável superaustenítico; Soldagem.

ABSTRACT

The welding of dissimilar steels such as duplex and superaustenitic stainless steels is often used in industrial applications. The effect of welding energy on the heat-affected zone (ZTA) and fusion zone (ZF) presents knowledge gaps to be researched in relation to the metallurgical and mechanical properties of these steels. Variations in the application of welding energy can favor the presence of a greater volume of the ferritic or austenitic phases, and in more critical cases, cause the formation of precipitates harmful to corrosion. This work aims to evaluate the metallurgical, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welding composed of duplex stainless steel S32205, as base metal, and superaustenitic stainless steel as weld metal, verifying the effects on microstructural, sensitization and anisotropies with the application of different heat inputs. In the microstructural analysis, the formation of first phase constituents, such as grain boundary austenite (GBA), witmanstatten austenite (WA),

intragranular austenite (IGA) and secondary austenite (γ_2) was verified. The microhardness values found were higher than those reported in the literature. In the corrosion tests, in environments with oxidizing chlorides, the samples showed pitting corrosion, with a high loss of mass in the specimens being detected. It is concluded that in the ZTA the metallurgical characteristics were maintained after the variation of the thermal input and in the ZF there was an increase in the loss of mass in the corrosion test in the analyzed samples.

Keywords: Duplex stainless steel; Superaustenitic stainless steel; Welding.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex têm sido amplamente empregados na indústria química, óleo, gás, petroquímica, marítima, papel e celulose. Apresentam excelente combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão, quando expostos a ambientes aquosos contendo cloretos [1]. Estes materiais são comumente utilizados nas faixas de temperaturas entre $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, podendo originar a formação de fases frágeis, quando submetidos a deformações plásticas em temperaturas subzero e criogênicas [2]. Quando comparados aos aços inoxidáveis austenítico possuem maior resistência a corrosão sob tensão e corrosão por pitting. Os aços inoxidáveis duplex também possuem maior resistência mecânica que os austeníticos, sendo a mesma cerca de duas vezes maior que a dos aços inoxidáveis austeníticos, o que proporciona a possibilidade de redução das espessuras dos componentes a serem empregados na construção de equipamentos e tubulações utilizados em plataformas de petróleo, contribuindo assim para a redução das dimensões de projeto, menor volume de soldagem e a redução da massa dessas construções [3]. Nas plantas petroquímicas estes materiais são utilizados em ambientes úmidos e ácidos que contêm H_2S e também podendo conter hidrogênio, amônia, dióxido de carbono, cloretos, água rica em cloretos, com ou sem hidrocarbonetos e em ambientes com hidrocarbonetos com ácidos naftênicos em temperaturas superiores a $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ [4].

A microestrutura dos aços inoxidáveis duplex apresenta um balanceamento de fases entre austenita (γ) cúbica de face centrada (CFC) e ferrita (α) cúbica de corpo centrado (CCC) que beneficia suas propriedades mecânicas e anticorrosivas, onde a resistência mecânica é obtida por deformação plástica. A resistência à corrosão ocorre na fase ferrítica e austenítica e o aumento da ductilidade devido a fase austenítica [5]. A adição de elementos estabilizadores da austenita (Ni, N) e os estabilizadores da ferrita (Cr, Mo) resultam em diferentes composições químicas e propriedades anticorrosivas para as duas fases [6].

A soldagem dissimilar é um processo de fabricação amplamente utilizado na indústria [1]. Devido à demanda por produtividade no setor industrial, principalmente nos setores de óleo e gás, construção naval entre outros, onde geralmente os projetos são dotados de grandes espessuras, o que proporciona maiores aportes térmicos [7]. Nesta situação o controle do ciclo térmico do processo de soldagem é fundamental para a manutenção das propriedades dos aços inoxidáveis duplex (AID). Devido a este elevado aporte térmico aplicado aos aços inoxidáveis duplex durante o processo de soldagem, são formados precipitados ricos em cromo e molibdênio. Esses constituintes são responsáveis pela redução da resistência à corrosão e diminuição da tenacidade do material. Em contrapartida o baixo aporte térmico e elevada taxa de resfriamento resultam na formação de nitretos devido à baixa solubilidade de nitrogênio na ferrita [2]. A formação dos constituintes deletérios altera a composição química, o teor e a distribuição dos elementos de liga. O ciclo térmico aplicado no processo de soldagem também pode alterar balanço das fases iniciais da junta soldada, que sofrem modificações significativas nas zonas da solda, denominadas de metal de base (MB), metal de adição (MA) e a zona termicamente afetada (ZTA) [8]. Já os aços inoxidáveis superausteníticos se caracterizam por apresenta a microestrutura CFC sem modificação de fase em temperaturas elevadas e subzero. Está condição é favorável à redução de fenômenos como trincamento por tensões residuais ou por transformações com distorções no reticulado [7–9].

Desta forma, o presente trabalho tem como objetivo contribuir para o entendimento das propriedades metalúrgicas e mecânicas e de uma união soldada dissimilar, com a utilização de metal de base o aço inoxidável duplex S32205 e a aplicação de uma liga de aço inoxidável superaustenítico (AISI) ER-385-904L, como metal de solda. A utilização do metal de solda em aço inoxidável superaustenítico e não o duplex representa uma alternativa de potencial em aplicações onde existe a necessidade propriedades mecânicas e metalúrgicas diferenciadas ou necessidade da redução do custo de fabricação. Os resultados foram referendados desde a comparação entre soldagem dissimilar, variando-se o tempo, a velocidade e a energia de soldagem. Desta forma puderam ser respondidas as lacunas na ZTA e ZF, referentes ao comportamento da união dissimilar de aço inoxidável duplex com o superaustenítico em relação ao seu comportamento microestrutural (mapeamento com diferentes reagentes químicos), microdureza, DRX e resistência corrosão.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais e métodos foram desenvolvidos para a realização de soldagem dissimilares, variando-se o aporte térmico. O metal de base utilizado no experimento foi uma chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803 que as

especificações da ASTM A240M-18 a e ASTM A480M-18, nas dimensões de 10 mm de espessura, 200 mm de largura e 450 mm de comprimento, submetida a tratamento térmico de solubilização a uma temperatura de 1100 °C seguido de resfriamento rápido em água.

O metal de solda selecionado para a execução da soldagem foi o aço inoxidável superaustenítico ER 385 904L UNS N08904, com diâmetro de 3,2 mm, atendendo as especificações da norma AWS A5.9/A5.9: ER 385 ASME SFA-A5.9: ER 385 904L (Tabela 1).

Para o experimento foram adotadas como premissa a soldagem de corpos de provas com a variação dos parâmetros. As parametrizações das variáveis foram definidas com base em duas especificações de procedimentos de soldagem (EPS), qualificados com base nos critérios da ASME IX. No corpo de prova CP-01 foi adotado os parâmetros aplicáveis à soldagem de aço inoxidável duplex e o corpo de prova CP-02 os parâmetros aplicáveis para à soldagem de aço inoxidável superaustenítico.

A definição das dimensões dos corpos de prova foi realizada atendendo os requisitos especificados nas duas EPS, com espessura de 10 mm, 225 mm de comprimento e 100 mm de largura. Na Figura 1 é apresentado o croqui dos corpos de prova para aplicação de solda dissimilar.

O processo de soldagem manual GTAW (Gas-shielded Tungsten Arc Welding) foi escolhido para a aplicação nos corpos de prova tendo em vista o baixo aporte térmico que este processo introduz a soldagem quando comparado aos processos de soldagem convencionais (SMAW, SAW, GMAW e FCAW). Outro fator relevante é maior controle da poça de fusão e excelente acabamento do cordão de solda proporcionado. O tipo de corrente utilizado no processo foi a corrente contínua (cc) com polaridade direta (-). Para a realização da soldagem foi utilizada uma máquina de solda Miller CST 280, com fonte Inversora. A soldagem foi realizada na posição plana (1G), para a proteção da poça de fusão foi utilizado o gás argônio com 99,9% de pureza e a vazão foi controlada entre 10 – 15 l/min para atender os parâmetros estabelecidos nas EPS.

Os parâmetros de soldagem com ênfase nos aços inoxidáveis duplex podem ser visualizados na Tabela 2, e os parâmetros relacionados ao superaustenítico na Tabela 3.

Tabela 1: Composição química do metal de solda ER 385 associada ao aço inoxidável superaustenítico 904L.

	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	N
MIN	–	–	–	–	–	23,0	19,00	4,0	–
MAX	0,020	2,0	1,00	0,035	0,045	28,0	23,00	5,0	0,1
ER 385	0,009	1,56	0,3	0,0005	0,015	25,01	19,9	4,28	0,05



Figura 1: Dimensões do corpo de prova e chanfro utilizado na soldagem dissimilar.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem da EPS para aço inoxidável duplex.

PASSE	CAMADA	METAL DE ADIÇÃO		CORRENTE		TEN-SÃO (V)	TEMPO (S)	VELOCIDADE (MM/MIN)	ENERGIA DE SOLDAGEM (KJ/MM)
		CLASSE.	Ø (MM)	TIPO	VALOR (A)				
RAIZ	RAIZ	ER 385	3,2	CC-	90–160	10–15	135	120	0,8
ENCH.	ENCH.	ER 385	3,2	CC-	90–160	10–15	135	120	0,8
ACAB.	ACAB.	ER 385	3,2	CC-	90–160	10–15	135	120	0,8

Tabela 3: Parâmetros de soldagem da EPS para aço inoxidável superaustenítico.

PASSE	CAMADA	METAL DE ADIÇÃO		CORRENTE		TEN-SÃO (V)	TEMPO (S)	VELOCIDADE (MM/MIN)	ENERGIA DE SOLDAGEM (KJ/MM)
		CLASSE.	Ø (MM)	TIPO	VALOR (A)				
RAIZ	RAIZ	ER 385	3,2	CC-	73-75	09-10	225	60	1,01
ENCH.	ENCH.	ER 385	3,2	CC-	90-92	09-10	225	60	1,01
ACAB.	ACAB.	ER 385	3,2	CC-	84-87	09-10	225	60	1,01

2.1. Análise macroestrutural

As macrografias tiveram como função, a revelação das geometrias da solda, da sequência dos passes, efeito na deposição e dimensionamento das camadas e filetes de solda, assim como a definição do dimensionamento da ZTA da junta soldada [9]. Os reagentes utilizados para a realização das macrografias estão indicadas a seguir:

- Ataque eletrolítico 8V Oxálico (100 ml H₂O + 10g ácido oxálico) com tempo de reação de 1 minuto.
- Marble's (MB) + Oxálico (MS) (50 ml H₂O + 50 ml HCl + 10g CuSO₄) com tempo de reação de 2 dois minutos.
- Lepito's (175 ml H₂O + 30 ml HNO₃ + 15g (NH₄)₂S₂O₈), com tempo de ataque de 1 minuto de imersão.
- Kalling (CuCl₂ + 100 ml HCl + 100 ml + C₂H₆O), com tempo de ataque de 2 minutos de imersão.

2.2. Análise microestrutural

A análise microestrutura foi realizada utilizando o Microscópio Óptico Olympus GX51S em conjunto com o sistema de aquisição de imagens Olympus Soft Imaging Solution GmbH. Os principais objetivos desta análise foram analisar as microestruturas, quantificar o balanço das fases ferrita/austenita, após a soldagem, verificando-se a existência de formação de precipitados de segunda fase e/ou intermetálicos.

A quantificação do balanço das fases ferrita/austenita, foi realizada através de análise de imagens obtidas da microscopia óptica, com base na norma ASTM E 1382-2010 e o auxílio do software Image J, responsável pelo processamento das imagens e elaboração dos cálculos das proporções de fases.

Esta análise consistiu na conversão da imagem original em uma imagem em escala binária de contraste, em seguida são calculadas as áreas ocupadas pelas duas escalas binárias, quanto melhor for o contraste da imagem original mais confiável será o cálculo feito pelo software [10]. Abaixo são apresentados os reagentes utilizados no experimento para o ensaio micrográfico.

- Beraha's (1000 ml H₂O + 200 ml HCl + 0,3g (K₂S₂O₅)) com tempo de reação de 30 segundos.
- Murakami's (100 ml H₂O + 10g K₃Fe (CN)₆ + 10g NaOH) com tempo de imersão de 3 minutos a 80 °C.
- Ataque eletrolítico NaOH 2,5V (100 ml H₂O + 40g NaOH) com tempo de reação de 20 segundos.
- Ataque eletrolítico oxálico 3V com tempo de 80 segundos.

2.3. Comportamento microdureza

Foi utilizado o ensaio de microdureza Vickers para a determinação do perfil da seção transversal dos corpos de prova subdivididas a três profundidades pré-definidas, sendo estas a face da solda com 1,5 mm, centro da solda à 5 mm e raiz da solda com 8,5 mm profundidade. Foram realizados 12 pontos de microdureza, igualmente divididas, nas regiões do metal de base, ZTA e ZF, totalizando 36 pontos de verificação do perfil soldado conforme a Figura 2. As medições foram obtidas com o microdurômetro Vickers Shimadzu HMV 2T, utilizado a carga HV 0,3 (300 g) com tempo de 10 segundos. A realização dos testes de microdureza no metal de base, ZTA e ZF tiveram como função de obter dados associados suscetibilidade da junta soldada à corrosão por SSC. Através dos valores de microdureza também foi possível estimar a formação de fases intermetálicas, pois estas fases possuem microdureza superior às fases ferrítica e austenítica, diminuindo assim a resistência à corrosão do material devido ao empobrecimento localizado de elementos de liga. A norma NACE MR0175/ISO 15156, fornece valores de microdureza máximos para esses materiais. Para as conversões de valores de microdureza foi utilizada a norma ASTM E 140 12B.

2.4. Difração de raios X

A técnica de difração de raios X (DRX) foi utilizada para a identificação dos sistemas cristalinos originados nos processos de soldagem e verificação se houve a formação de componentes de segunda fase e precipitados

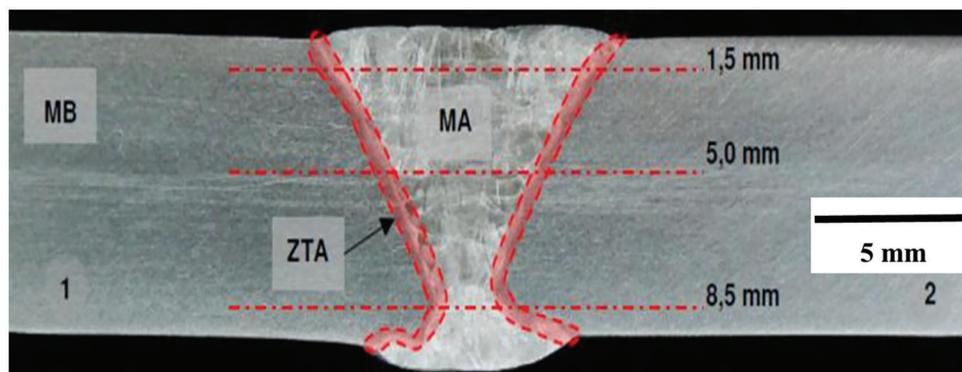


Figura 2: Indicação da localização do perfil de microdureza em diferentes regiões – Perfil de medições MB, ZTA e ZF.

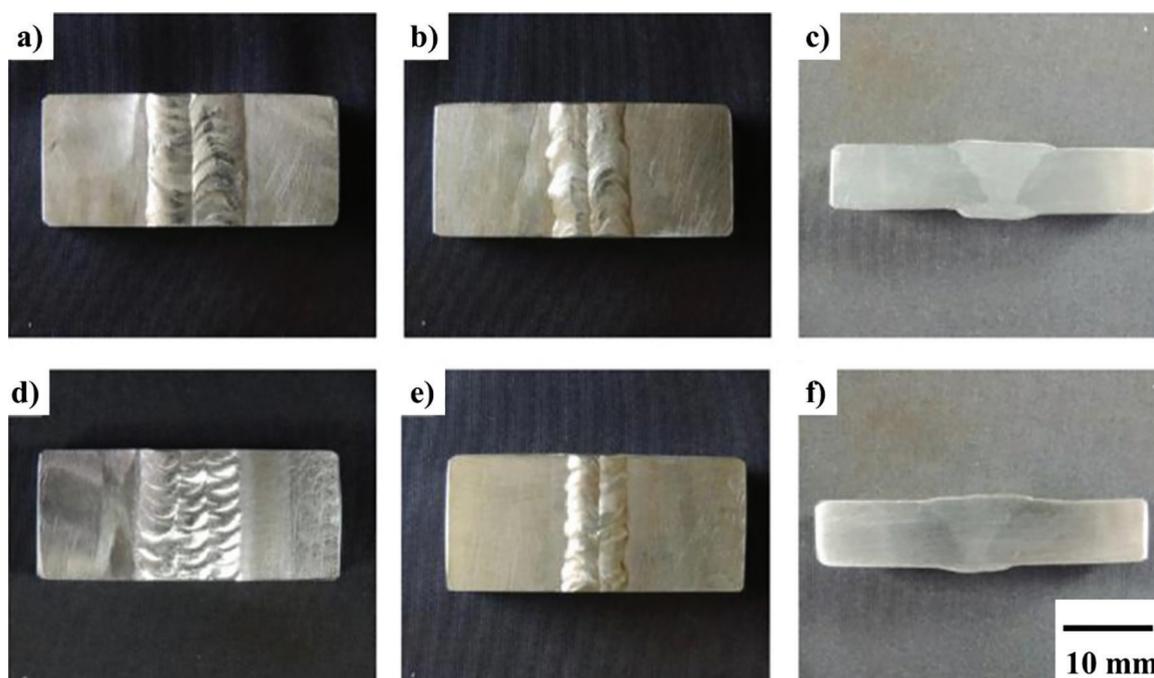


Figura 3: Representação dos corpos de prova CP-01 e CP-02, conforme ASTM G48-2015. a) CP-01 – Face da solda. b) CP-01 – Raiz da solda. c) CP-01 – Perfil da solda. d) CP-02 – Face da solda. e) CP-02 – Raiz da solda. f) CP-02 – Perfil da solda.

intermetálicos, além de caracterizar a presença de precipitados. Para esta análise foi utilizado um difratômetro de raios X da marca MRL, modelo Philips, X'PERT MPD. Os ensaios foram realizados em um intervalo angular de varredura de $35^\circ < 2\theta < 120^\circ$, as medidas foram realizadas em temperatura ambiente em modo contínuo de varredura, com passo angular de $0,02^\circ$ e tempo de contagem de 3 segundos.

2.5. Ensaio de corrosão

Na análise da resistência a corrosão por pitting (CPT) das juntas soldadas foi adotado o teste ASTM G48 método – A, o qual determina a resistência relativa aos pittings em aços inoxidáveis [2]. Este ensaio consiste na imersão do material a ser testado em um ambiente com cloretos oxidantes, proporcionado uma solução de cloreto férrico hexahidratado ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$). Esta solução é altamente corrosiva, onde simula condições enfrentadas em ambientes marítimos, ambientes que contenham cloretos e ambientes com baixo pH [11]. Os corpos de prova foram submetidos à limpeza por imersão a uma solução composta de 20% HNO_3 + 5% HF à 60°C por 5 minutos. Para homogeneização da camada passivada as peças foram expostas por um período de 24 horas ao ar. Os testes foram executados através de imersão dos corpos de prova em uma solução de $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (Solução = 100g/900ml H_2O) à temperatura de $40^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ por um tempo de 24 horas.

O dimensionamento dos corpos de prova foi realizado em atendimento à norma ASTM G48 2015, com respectivos 50 mm de comprimento, 25 mm de largura, essa peça teste foi retirada dos corpos de prova de soldagem de forma a conter as regiões da solda (MS, MB, ZTA) para análise (Figura 3).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Análise macroestrutural

Os ataques químicos realizado com o reagente Kalling foram mais efetivos que o realizado com os demais reagentes (Eletrolítico Oxálico, Marble's (MB) + Oxálico (MS) e Lepito's). O reagente Kalling também apresentou melhor nitidez na revelação da ZTA da junta soldada. Na Figura 4 são apresentadas as macrografias obtidas com a utilização do reagente Kalling.

A ausência de porosidades ou bandejamento representa fator relevante junto às juntas soldadas, pois reduzem drasticamente a presença de elementos concentradores de tensões e associações com pites de corrosão que podem comprometer a vida em fadiga em aplicações dinâmicas [2, 11, 12]. O comportamento macroestrutural encontrado no metal de solda e ZTA foi similar, não detectando-se segregações ou macroestrutura dendrítica [13].

3.2. Análise microestrutural

Com o reagente Berah foi possível detectar fase α (ferrita) com coloração escura e a fase γ (austenita) revelada com a coloração mais clara, esse reagente também desempenha um papel importante para a identificação de fases intermetálicas como fase σ (delta), onde estas permanecerão sem ataque devido aos altos teores de Cr e Mo [14].

Na Figura 5 pode ser observado o perfil das juntas soldadas atacada com o reagente Beraha. Em (a) refere-se ao CP-01 e a figura (b) referente ao CP-02. Nesta é possível identificar as respectivas regiões da solda, a região 1 representa o metal de adição, região 2 a zona de ligação, região 3 ZTA e a região 4 o metal de base.

Nas amostras pode ser observado que o metal de adição não sofreu ataque do reagente. Esta condição se associa a presença da fase completamente austenítica nesta região não sendo revelada pelo reagente [11]. Devido à dissimilaridade dos materiais, na qual, o metal de solda possui uma matriz totalmente austenítica e o metal de base possui aproximadamente 50% de ferrita, é possível distinguir com clareza a zona de ligação da solda.

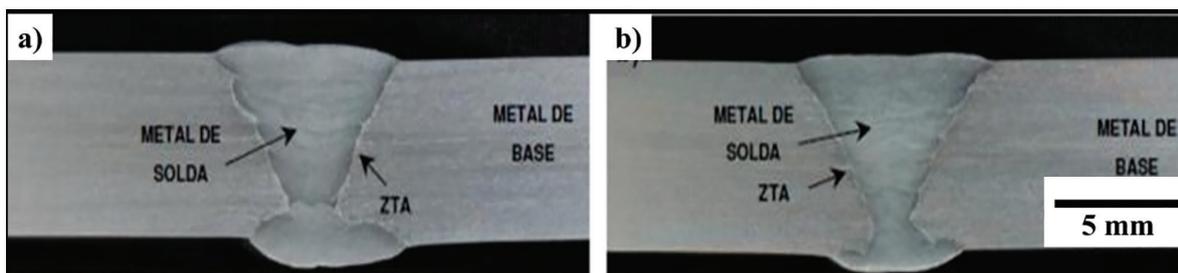


Figura 4: Macrografias, com ataque Kalling isentas de porosidades ou anisotropias junto ao metal de solda com parâmetros do aço duplex a) e superaustenítico b).

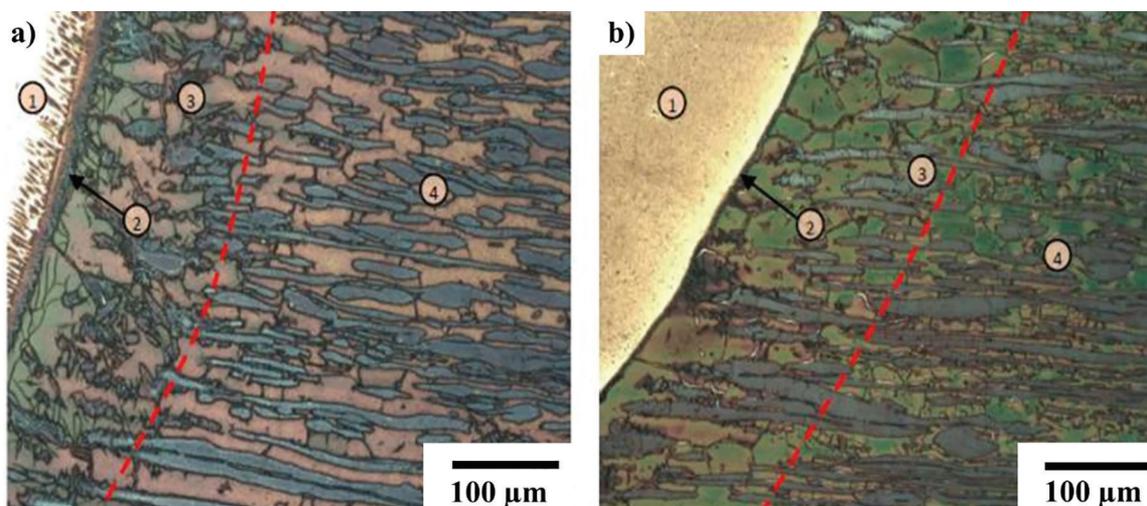


Figura 5: Amostra do perfil das juntas soldadas após ataque Beraha. Em a) perfil do conjunto CP-01 e em b) perfil do conjunto CP-02. As identificações numéricas 1, 2, 3 e 4 representam as regiões referentes ao metal de solda, região de mistura, ZTA e metal base respectivamente.

Nas amostras é possível identificar as fases do metal de base e da ZTA, a ferrita se apresenta nas colorações esverdeadas e avermelhadas enquanto a austenita se apresenta nas cores azuladas. Há uma diferenciação nítida da formação morfológica da região do metal de base e da região da ZTA, no metal de base, podem ser observados os grãos de austenita alongados, enquanto na ZTA pode ser observado o crescimento anormal dos grãos [15].

Na Figura 6, podem ser observadas a possível formação de precipitados intermetálicos (PI), estas estruturas caracterizam possível precipitação de fases (δ e γ). Esses precipitados tiveram maior incidência no CP-02, sendo um fator que pode ter contribuído para essa formação foi velocidade de soldagem menor que a utilizada no CP-01, o que proporcionou maior aporte térmico no processo [16, 17].

Na Figura 7 podem ser observadas a formação de constituinte de primeira fase como, a austenita de contorno de grãos (GBA), austenita de witmanstatten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2) [10].

As Figuras 8 e 9 representam os corpos de prova CP-01 e CP-02 na região do metal de solda com ampliação de 50 vezes e 200 vezes respectivamente, revelada com o reagente Oxálico, onde é possível observar a morfologia do aço inoxidável superaustenítico. Nestas observa-se estruturas dendríticas colunar totalmente alongada, com braços primários bem desenvolvidos e secundários curtos. Essa morfologia, é o resultado do comportamento de solidificação e subsequente formação da fase sólida, que são controladas pela composição química e pelas taxas de resfriamento da soldagem. Nas dendritas primárias (fase mais escura) os elementos estabilizadores austeníticos como Ni, N e C são particionados. Esse comportamento leva os elementos estabilizadores da ferrita, como Cr, Mo, Si, juntamente com as impurezas a serem particionados na fase líquida e passa a fazer parte de fases interdendríticas (mais clara) [18].

Para o aço inoxidável duplex os quatro reagentes apresentaram características específicas no desempenho de suas revelações, com relação ao contraste o reagente Beraha apresentou melhores níveis de definição das fases ferrítica e austenítica e a revelação de possíveis formações de precipitados intermetálicos, os reagentes

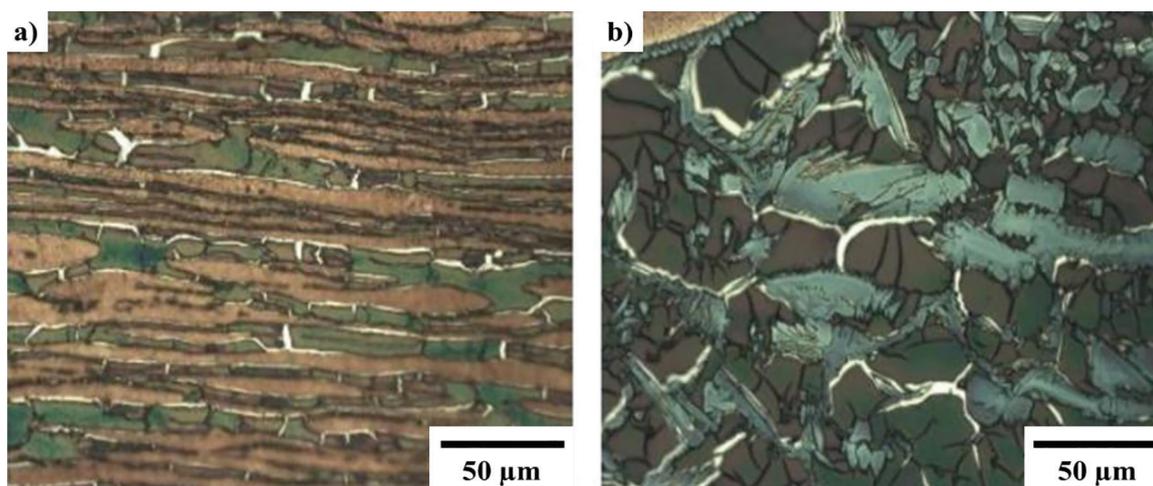


Figura 6: Formação de precipitado intermetálicos, região próxima à face da solda atacada com reagente Beraha. a) Perfil do CP-01. b) Perfil do CP-02.

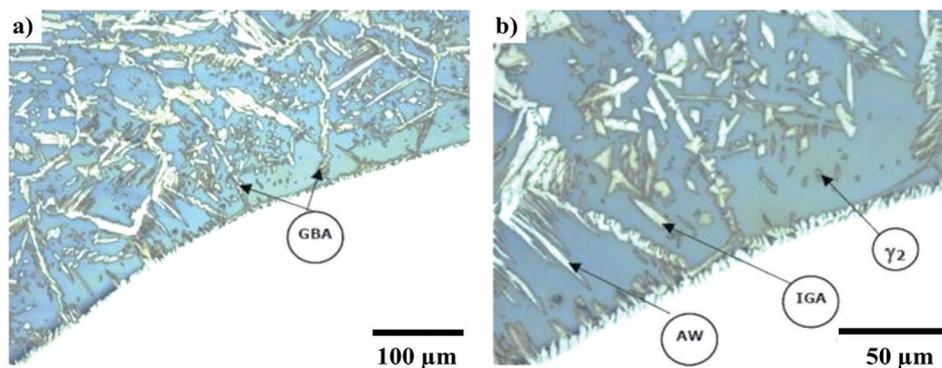


Figura 7: Formação de constituintes de primeira fase na região da ZTA do CP-01 em a). Em b) com maior magnificação.

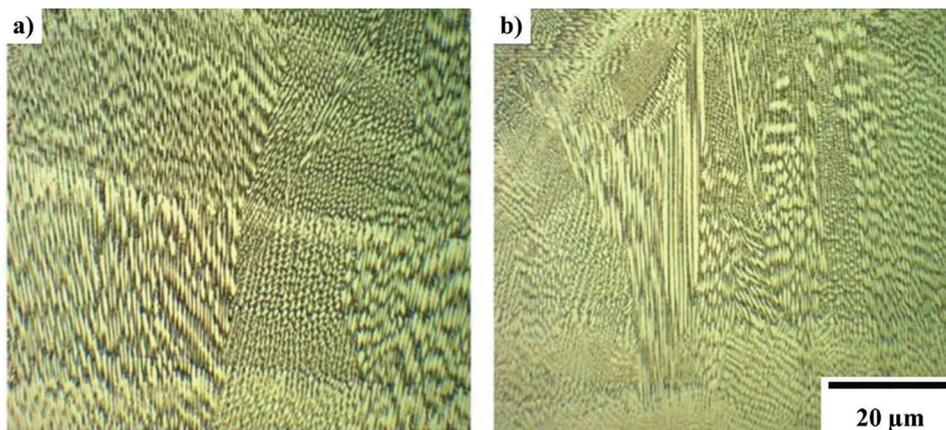


Figura 8: Amostra do perfil das juntas soldadas região do metal de solda, atacada com reagente Oxálico, ampliação de 50X. a) Perfil do CP-01. b) Perfil do CP-02.

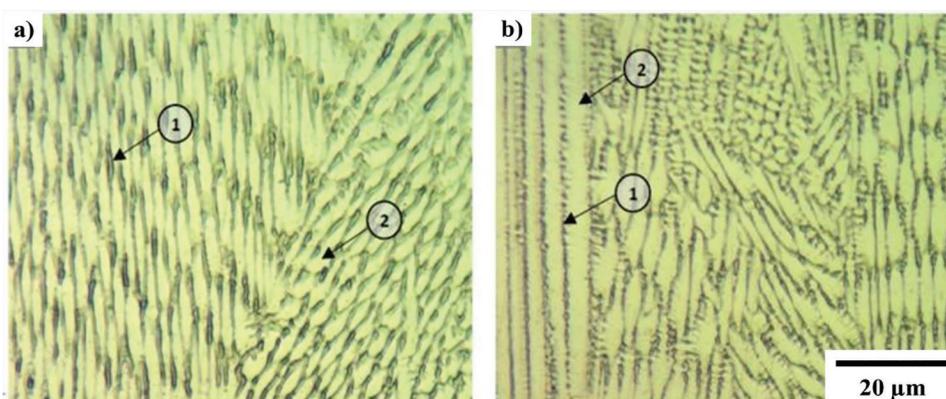


Figura 9: Amostra do perfil das juntas soldadas região do metal de solda, atacada com reagente Oxálico, ampliação de 200X. a) Perfil do CP-01. b) Perfil do CP-02. (1) – Dendritas Primárias (2) – Fases Interdendrítica.

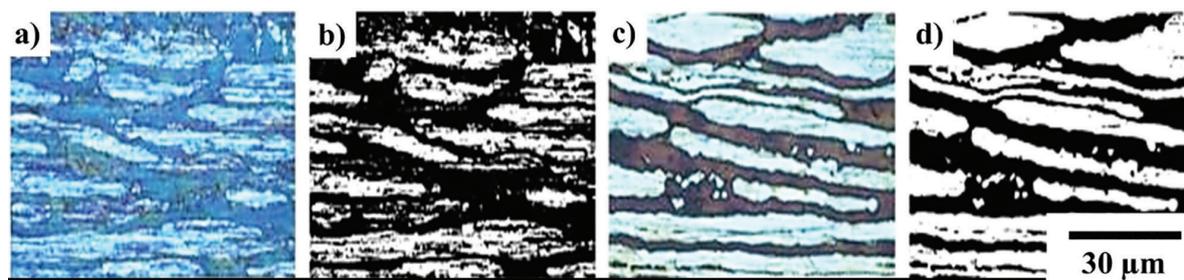


Figura 10: Amostra do metal de base do CP-01 e CP-02, após ataque com reagente Beraha. a) Imagem obtida por microscopia óptica. b) Imagem retrabalhada pelo software Image J. c) Imagem obtida por microscopia óptica com maior maior modificação. d) Imagem retrabalhada pelo software imagem J com maior magnificação.

Murakami e eletrolítico NaOH, apresentaram desempenho similar na revelação e nível de contraste das fases δ/γ , com o reagente eletrolítico oxálico foi possível identificar, através da morfologia e contornos de grãos, as fases da liga. Na região da ZTA todos tiveram bons desempenhos da revelação das regiões da junta soldada.

Para os aços inoxidáveis superausteníticos, dentre os reagentes propostos neste estudo, apenas o reagente Oxálico obteve um bom rendimento na revelação da morfologia das estruturas cristalinas do metal de solda, sendo possível distinguir com clareza as estruturas primárias dendríticas e secundárias interdendríticas. O bom desempenho do reagente Beraha, na revelação dos microconstituintes do metal de base de ambos os corpos de prova, forneceu bons níveis de contraste que possibilitou o software Image J realizasse com êxito o cálculo das frações dos balanços de fase.

A Figura 11 representa as frações do balanço de fases dos corpos de prova CP-01 e CP-02 na região do metal de base, a média obtida na medição de cinco pontos distribuídos nessa região de cada corpo de prova ficou em 54,78% de ferrita e 44,32% de ferrita respectivamente.

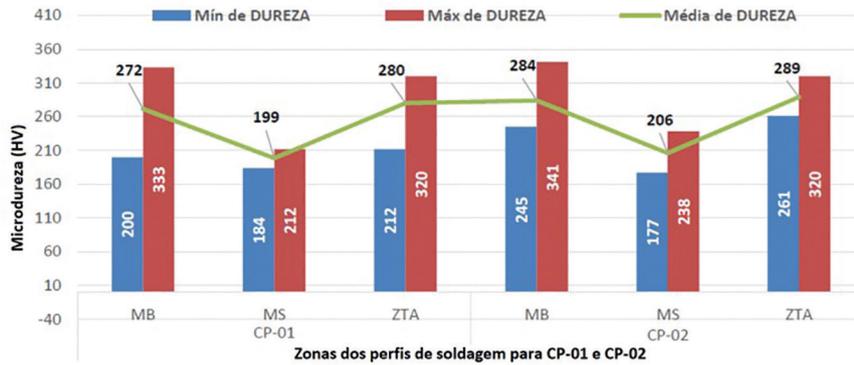


Figura 11: Gráfico dos valores máximos, mínimos e médias das microdureza obtidas nos corpos de prova por regiões.

Os valores obtidos nos balanços de fase após a soldagem foram considerados satisfatórios, tendo em vista os valores especificados na NORMA A NACE MR0175/ISO 15156 que estipula para a qualificação de procedimentos de soldagem o percentual de ferrita de 35% a 65% do volume.

3.3. Comportamento microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado na seção transversal das juntas soldadas dos corpos de provas CP-01 e CP-02, com os valores obtidos foram elaborados os perfis de dureza das regiões da solda nas profundidades pré-definidas, de 1,5 mm, 5 mm e 8,5 mm respectivamente face da solda, centro da solda e raiz da solda.

No gráfico da Figura 11 são representados os valores máximos, mínimos e o valores médios das durezas mensuradas nos corpos de prova CP-01 e CP-02, agrupados pelas zonas dos perfis de soldagem (MB, MS e ZTA). De acordo com a norma NACE MR0175/ISO 15156, os valores máximos de dureza estabelecidos para aços inoxidáveis duplex é de 28 HRC (286 HV) e para aços inoxidáveis superausteníticos 6,5 HRC (180 HV), como pode ser observado no gráfico todas as regiões do perfil de soldagem apresentaram valores máximos acima do especificado, e valores médios bem próximos aos valores estabelecidos na norma.

Embora as regiões do metal de base e metal de solda terem apresentado alguns desvios nos valores de microdureza, quando comparados aos valores máximos permissíveis, é no metal de solda que é possível observar quase que total incidência de valores acima do valor máximo especificado pode haver uma relação direta do aumento da dureza localizada nas regiões da ZTA e do metal de base com a formação de fases intermetálicas com dureza superior à liga, devido ao ciclo térmico recebido pela junta durante a soldagem [10].

Outro fator que pode elevar a microdureza dos aços inoxidáveis duplex é o aumento da quantidade de ferrita. A ferrita possui maior dureza quando comparada à austenita, entretanto esta condição estaria presente no metal de base, ZTA e zona de ligação [10, 14]. Os valores alcançados pelo metal de adição, por conterem uma matriz totalmente austenítica resultaram inferiores aos encontrados nos aços inoxidáveis duplex.

3.4. Difração de raios X

O ensaio de difração de Raios-X foi realizado nos corpos de prova de soldagem em sua seção transversal, junto região de interface entre a ZF e ZTA. O intervalo angular de varredura foi realizado entre $35^\circ < 2\theta < 120^\circ$, no qual, foi possível obter os picos máximos de intensidade das fases existentes nos perfis soldados, como resultado desse ensaio foram obtidos os espectros de difração representados na Figura 12.

Na análise qualitativa de identificação de fases foi possível identificar, através da ficha JCPDS 00-033-0397, a microestrutura austenítica, verificando-se as reflexões $\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(220)$, $\gamma(311)$, $\gamma(222)$ cúbicas de face centrada. Entretanto não foi possível detectar, nos difratogramas, o pico (110) no ângulo $44,60^\circ$ da fase ferrítica típica dos aços inoxidáveis duplex, geralmente caracterizada pelas reflexões $\alpha(110)$, $\alpha(200)$, $\alpha(211)$ e $\alpha(220)$. Os demais picos ferríticos não foram detectados. Nos difratogramas também não foi possível identificar as inflexões correspondentes às formações de precipitações de segunda fase e fases intermetálicas. Os picos de difração de raios X representam elementos importantes para a determinação das fases existentes nos aços inoxidáveis, assim como nas demais classes de aços baixa liga e alta liga, possibilitando a detecção de elementos intermetálicos e diferentes tipos de precipitados [15–22].

3.5. Ensaio de corrosão

O resultado dos cálculos dos valores de PREN dos materiais envolvidos no experimento apresentaram valores de 35,88 para o aço inoxidável duplex (MB) e de 34,82 para o aço inoxidável superaustenítico (MS), os valores

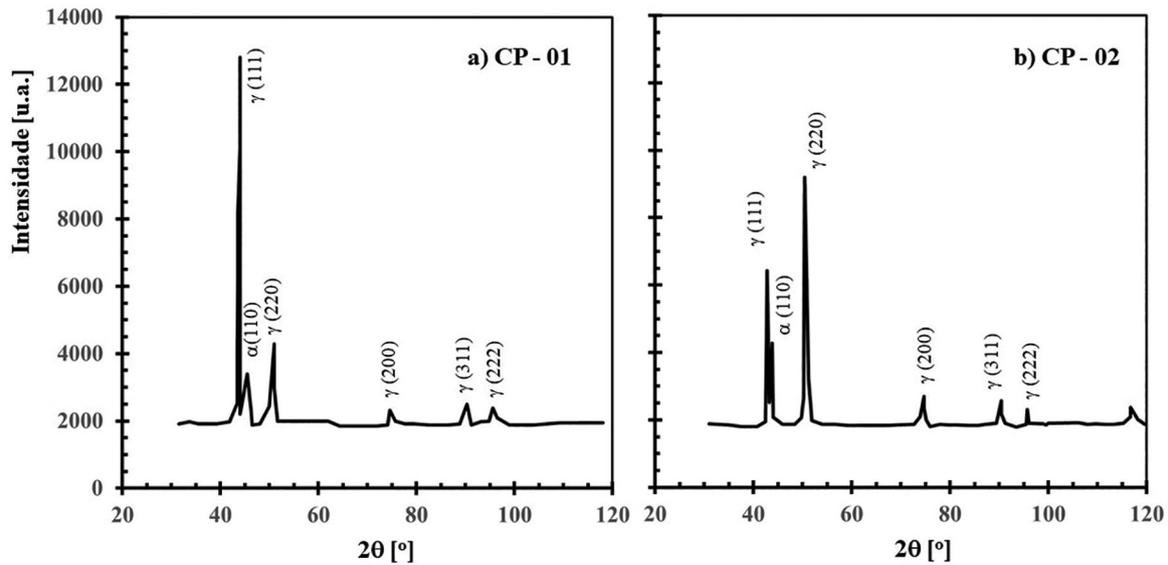


Figura 12: Difratograma de raios X para identificação das fases. a) CP-01. b) CP-02.

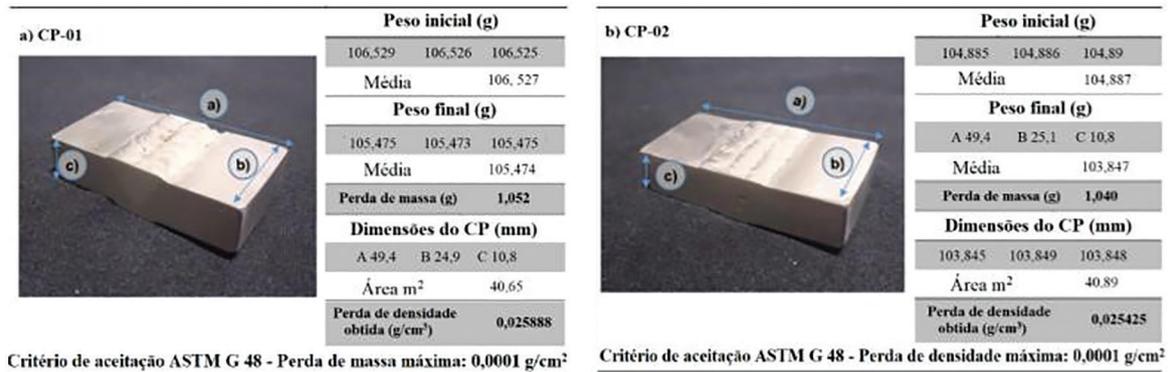


Figura 13: Teste de corrosão ASTM G 48 - CP-01 à esquerda e CP-02 à direita, dados e resultados.

obtidos foram considerados aceitáveis quando comparados aos requisitos da norma NACE MR0175/ISO 15156, onde para o aço inoxidável duplex (UNS S31803) a faixa aceitável é de 31 a 38 e para o aço inoxidável superaustenítico (UNS N08904) a faixa aceitável é de 32 a 40.

Para a realização do teste de corrosão os corpos de prova foram submetidos à pesagem inicial, antes do teste e pesagem final após as 24 horas deste, essas pesagens foram obtidas através da média de três medições do mesmo corpo de prova, para essa pesagem a norma exige a utilização de uma balança com precisão mínima de 0,0001 g.

O teste foi realizado à temperatura de 40 °C pelo período de 24 horas. Após as 24 horas as peças de teste foram submetidas à nova pesagem para avaliação da perda de massa total das amostras, Figura 13. Segundo a ASTM G 48 2011, as taxas de corrosão por perda de massa maior ou igual a 0,0001 g/cm², podem ser indicativos de corrosão por pitting.

As Figuras 14 e 15 representam os corpos de provas referentes ao CP-01 e CP-02 respectivamente, nestas pode ser constatado que a região do metal de adição, composto de aço inoxidável superaustenítico ER-385 904L, das duas peças não apresentaram bons desempenhos quanto a resistência a corrosão. No ensaio visual podem ser observados pittings severos nessa região com significativa perda de material. Entretanto o metal de base composto de aço inoxidável duplex S32205, não apresentou indicações visuais de corrosão por pittings.

Com base nos dados obtidos nos testes de corrosão, podemos constatar que o desempenho das juntas soldadas com relação à existência à corrosão foi insatisfatório, os valores das perdas de massas destas juntas soldadas foram muito superiores ao valor máximo aceitável pela norma que é de 0,0001 g/cm², o CP-01 obteve uma perda de massa de 0,0259 g/cm² e o CP-02 obteve o valor de 0,0253 g/cm². A perda de massa dos dois

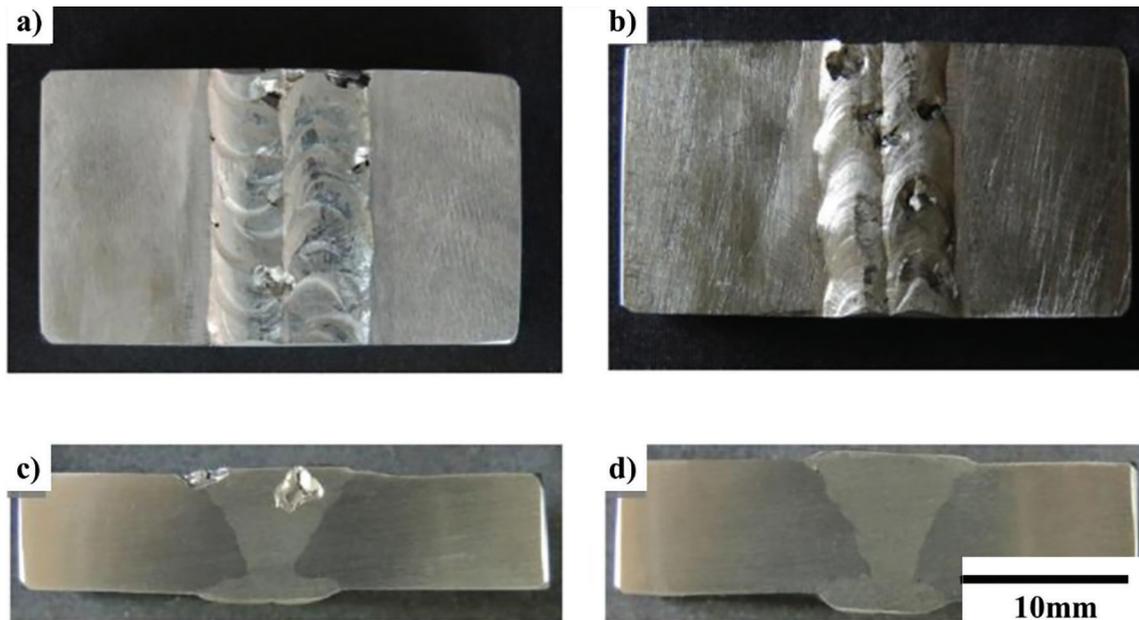


Figura 14: Representação fotográfica do corpo d provas CP-01 após teste de corrosão ASTM G48 2015. a) Face da solda. b) Raiz da solda. c) Perfil da solda. d) Perfil da solda.

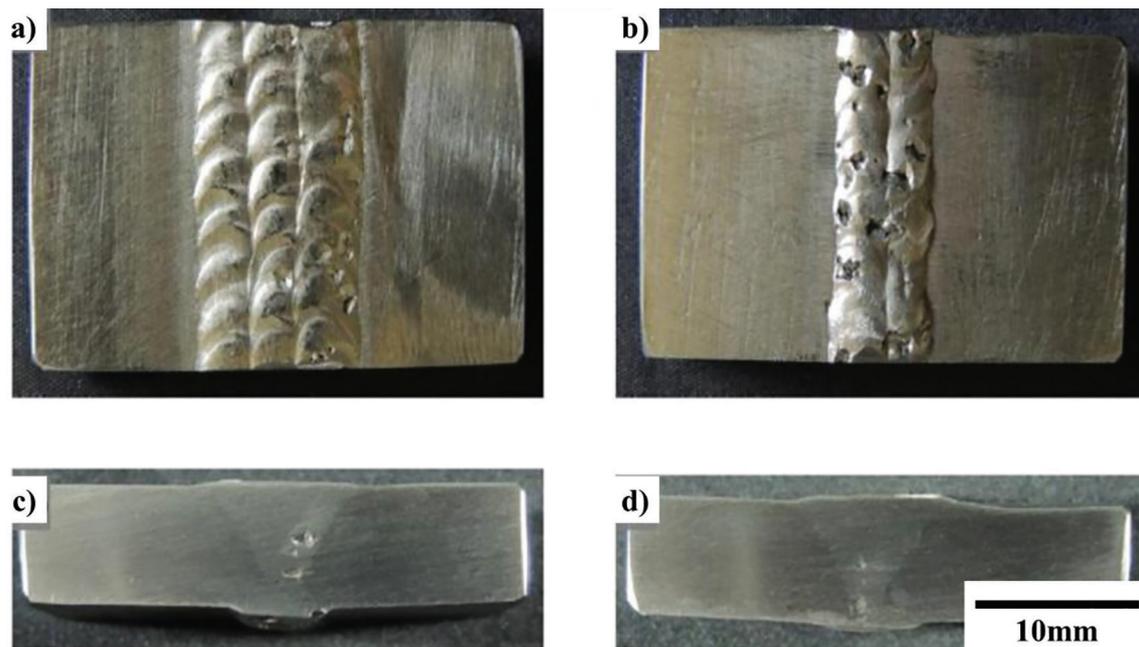


Figura 15: Representação fotográfica do corpo de provas CP-02 após teste de corrosão ASTM G48 2015. a) Face da solda. b) Raiz da solda. c) Perfil da solda. d) Perfil da solda.

corpos de prova se concentraram no aço inoxidável superaustenítico na região do metal de solda. Os principais mecanismos associados à corrosão se relacionam a sensibilização do metal de solda, podendo ser minimizados com a aplicação de solubilização após o processo de soldagem [6, 11].

4. CONCLUSÕES

A partir dos resultados e discussões conclui-se que:

No que se refere à avaliação do sequenciamento dos passes e dimensão dos cordões de solda, pode-se observar que a variação dos parâmetros de soldagem proporcionou, no CP-01, cordões de solda com maior espessura e com maior penetração quando comparados aos cordões que compõem o perfil da solda do CP-02.

A redução de energia proporcionou uma menor taxa de fusão do processo e redução da velocidade de progressão da soldagem no CP-02.

Houve aumento médio de aproximadamente 18,5% dos valores de aporte térmico no CP-02 quando comparados aos valores obtidos no CP-01, essas variações podem ser atribuídas à diminuição da velocidade de soldagem obtida no CP-02.

Embora tenha havido a variação dos parâmetros de soldagem utilizados nos dois corpos de prova não foi observado visualmente, nos ensaios macrográficos, uma significativa variação nas dimensões das ZTA's.

As variações dos parâmetros de soldagem nos corpos de prova não modificaram a morfologia das microestruturas. Em ambos os corpos de prova foi possível observar o crescimento de grãos da austeníticos na zona de fusão.

Na região da ZTA foi possível constatar a formação de constituintes de primeira fase como a austenita de contorno de grãos (GBA), austenita de witmanstatten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2).

No metal de solda o reagente Oxálico foi único que apresentou bom desempenho na revelação da morfologia das microestruturas do aço inoxidável superaustenítico, a morfologia observada foi condizente à morfologias previstas nas literaturas, onde foi possível observar estruturas dendríticas colunar totalmente longas, com braços primários bem desenvolvidos e braços secundários curtos, a formação de dendritas primárias reveladas com contrastes mais escuras e fases interdendríticas reveladas com contraste mais claros na matriz austenítica.

A variação do aporte térmico não influenciou na manutenção do balanço das frações das fases δ/γ no metal de base, onde foi constatado o percentual de em 54,78% de ferrita e 44,32% de ferrita, nos corpos de prova CP-01 e CP-02.

Foram detectados valores de microdureza acima aos especificados nas literaturas de referência, na qual destacam-se os valores obtidos na região metal de solda.

Somente detectou-se a fase ferrita indicada pelos índices (110) no ângulo 2θ 44,60° na região de transição entre a ZTA e a ZF.

Nos testes de corrosão em ambiente com cloretos oxidantes, realizado para a análise da resistência a corrosão por pitting (CPT), a variação dos aportes térmicos não apresentou benefícios ao desempenho dos corpos de prova. Como resultado do teste obteve-se uma expressiva perda de densidade que pode ser observada visualmente na região do metal de solda composta de aço inoxidável superaustenítico.

Na região do metal de base e ZTA constituído pelo aço inoxidável duplex não foi possível observar visualmente efeitos deletérios a esse material, proveniente à exposição do teste de corrosão.

5. BIBLIOGRAFIA

- [1] MAURYA, A.K., PANDEY, C., CHHIBBER, R., “Dissimilar welding of duplex stainless steel with Ni alloys: a review”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 192, pp. 104439, 2021. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104439>.
- [2] INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels*, London, UK, pp. 1–64, 2014.
- [3] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, *API 938-C Use of duplex stainless steels in the oil refining industry*, Washington, 2011.
- [4] LLORCA-ISERN, N., LÓPEZ-LUQUE, H., LÓPEZ-JIMÉNEZ, I., et al., “Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels”, *Materials Characterization*, v. 112, pp. 20–29, 2016. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>.
- [5] RECCAGNI, P., GUILHERME, L.H., LU, Q., et al., “Reduction of austenite-ferrite galvanic activity in the heat-affected zone of a Gleeble-simulated grade 2205 duplex stainless steel weld”, *Corrosion Science*, v. 161, pp. 108198, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108198>.
- [6] VERMA, J., TAIWADE, R.V., “Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldment”, *Journal of Manufacturing Processes*, v. 25, pp. 134–152, 2017. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.003>.
- [7] CEDERBERG, E., A HOSSEINI, V., KUMARA, C., et al., “Physical simulation of additively manufactured super duplex stainless steels – microstructure and properties”, *Additive Manufacturing*, v. 34, pp. 101269, 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2020.101269>.
- [8] VANDER VOORT, G.F., *ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures*, Materials Park, ASM International, 2004.

- [9] SOUZA, D.D.B.G., VILARINHO, L.O., “Influence of present phases in corrosion and mechanical behavior of UNS S31803 duplex stainless steel welded by conventional short circuit MIG/MAG process”, *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, n. 5, pp. 11244–11254, 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.026>.
- [10] PEREIRA, H.B., PIMENTEL, T.H.C., SILVA, C.A., *et al.*, “Influence of welding energy on intergranular and pitting corrosion susceptibility of UNS S32205 duplex stainless-steel joints”, *Materials Research*, v. 25, pp. 1–11, 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2021-0488>.
- [11] SANTOS, D.C., MAGNABOSCO, R., DE MOURA-NETO, C., “Influence of sigma phase formation on pitting corrosion of an aged UNS S31803 duplex stainless steel”, *Corrosion*, v. 69, n. 9, pp. 900–911, 2013. doi: <http://dx.doi.org/10.5006/0768>.
- [12] ZHANG, Z., ZHANG, H., HU, J., *et al.*, “Microstructure evolution and mechanical properties of briefly heat-treated SAF 2507 super duplex stainless steel welds”, *Construction & Building Materials*, v. 168, pp. 338–345, 2018. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.02.143>.
- [13] OMAR, A.A., “Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds”, *Welding Journal*, v. 67, pp. 86–93, 2017.
- [14] LV, S.L., YANG, Z., ZHANG, B., *et al.*, “Corrosion and passive behaviour of duplex stainless steel 2205 at different cooling rates in a simulated marine-environment solution”, *Journal of Iron and Steel Research International*, v. 28, n. 9, pp. 1–11, 2018. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s42243-018-0136-x>.
- [15] SATHIYA, P., MISHRA, M.K., SHANMUGARAJAN, B., “Effect of shielding gases on microstructure and mechanical”, *Materials & Design*, v. 33, pp. 203–212, 2012. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.065>.
- [16] COZZA, L.M., MEDEIROS, J.L.B., BIEHL, L.V., *et al.*, “Escolha das energias de soldagem para aplicação na técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM 131 grau AH 36”, *Revista Soldagem e Inspeção*, v. 24, e2405, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si24.05>.
- [17] KAZASIDIS, M., PANTELIS, D., CABALLERO, F.G., *et al.*, “Dissimilar welding between conventional and high strength low alloy naval steels with the use of robotic metal cored arc welding”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 113, n. 9–10, pp. 2895–2907, 2021. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-021-06819-8>.
- [18] OLIVEIRA, R.C.L.M., BIEHL, L.V., MEDEIROS, J.L., *et al.*, “Análise comparativa entre a têmpera e partição versus a têmpera e revenimento para o aço SAE 4340”, *Matéria*, v. 24, n. 3, pp. 1–9, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620190003.0788>.
- [19] OLIVEIRA, M.U., BIEHL, L.V., MEDEIROS, J.L., *et al.*, “Manufacturing against corrosion: Increasing materials performance by the combination of cold work and heat treatment for 6063 aluminium alloy”, *Medziagotyra*, v. 26, n. 1, pp. 30–33, 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.5755/j01.ms.26.1.17683>.
- [20] VIEIRA, E.R., BIEHL, L.V., MEDEIROS, J.L., *et al.*, “Effects of the variation of the concentration of aqueous polymer solution based on PVP in the quenching of AISI 4140 steel”, *Matéria*, v. 24, n. 3, pp. 1–11, 2019.
- [21] SCHENEIDER, T.H., BIEHL, L.V., MEDEIROS, J.L., *et al.*, “Method for the determination of parameters in the sintering process of mixtures of the elemental powders Fe-Cr and Fe-Cr-Ni”, *MethodsX*, v. 6, pp. 1919–1924, 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mex.2019.08.009>. PubMed PMID: 31516848.
- [22] GUO, L., HUA, G., YANG, B., *et al.*, “Electron work functions of ferrite and austenite phases in a duplex stainless steel and their adhesive forces with AFM silicon probe”, *Scientific Reports*, v. 6, n. 1, pp. 20660, 2016. doi: <http://dx.doi.org/10.1038/srep20660>. PubMed PMID: 26868719.