

Análise da tensão residual em soldagem de revestimento de aço AISI 347L em aço Cr-Mo através do método de medição por coordenadas

Residual stress analysis in AISI 347L steel coating welding on Cr-Mo steel using coordinate measurement method

Gleryston Thiago Gomes da Silva^{1,2} , Tahiana Francisca da Conceição Hermenegildo^{1,3},
Edwar Andrés Torres-López⁴ , Tiago Felipe de Abreu Santos^{1,2} , Severino Leopoldino Urtiga Filho^{1,2}

¹Universidade Federal de Pernambuco, Departamento de Engenharia Mecânica. Recife, PE, Brasil.

²Universidade Federal de Pernambuco, Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais. Recife, PE, Brasil.

³Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Departamento de Engenharia Mecânica. Natal, RN, Brasil.

⁴Universidad de Antioquia, Departamento de Ingeniería Mecánica, Grupo de Investigación en Energía Alternativa. Medellín, Colombia.

e-mail: tiago.felipe@ufpe.br, gleryston.silva@ufpe.br, tahiana.francisca.056@ufrn.br, eandres.torres@udea.edu.co, severino.urtigafo@ufpe.br, jvaraujo@usp.br

RESUMO

Este estudo avaliou a qualidade do revestimento de aço inoxidável AISI 347L em substrato de aço Cr-Mo produzido pelo processo GMAW, levando em consideração a influência dos parâmetros de soldagem e dos tratamentos térmicos de alívio de tensão. Para a análise de tensão residual, foi utilizado o método de Deslocamento de Pontos Coordenados (DCP). Foram confeccionados três (3) corpos de prova com dimensões de $300 \times 150 \times 12,7$ mm, variando a composição do gás de proteção (100% Ar, 98% Ar + 2%CO₂ e 96% Ar + 4% CO₂), e realizados tratamentos térmicos pós-soldagem em conformidade com a norma ASME BPVC VIII. Para avaliar a microestrutura do revestimento, foram realizadas análises de microscopia óptica, ensaio macrográfico e ensaio de dureza. Os resultados obtidos indicam que os tratamentos térmicos de alívio de tensão foram eficazes na redução da tensão residual, melhorando a qualidade do revestimento. A análise de microscopia óptica revelou uma microestrutura homogênea e sem trincas ou porosidades, indicando um bom desempenho do processo GMAW. Os resultados desses ensaios são de grande importância para a qualificação do procedimento de soldagem e para garantir a qualidade do revestimento em aplicações práticas.

Palavras-chave: GMAW; AISI 347L; Tensão Residual; Deslocamento de Pontos Coordenados (DPC).

ABSTRACT

This study evaluated the quality of AISI 347L stainless steel coating on Cr-Mo steel substrate produced by GMAW process, considering the influence of welding parameters and stress-relieving heat treatments. The Coordinated Point Displacement (CPD) method was used for residual stress analysis. Three (3) specimens with dimensions of $300 \times 150 \times 12.7$ mm were fabricated with variations in shielding gas composition (100% Ar, 98% Ar + 2% CO₂, and 96% Ar + 4% CO₂), and post-weld heat treatments were performed following ASME BPVC VIII standard. Optical microscopy, macrographic examination, and hardness testing were performed to evaluate the microstructure of the coating. The results indicate that the stress-relieving heat treatments effectively reduce residual stresses and improve coating quality. Optical microscopy analysis revealed a homogeneous microstructure without cracks or porosity, indicating satisfactory performance of the GMAW process. These test results are important for qualifying the welding process and ensuring the quality of the coating in practical applications.

Keywords: GMAW; AISI 347L; Residual Stress; Displacement Coordinate Points Method (DCP).

1. INTRODUÇÃO

Revestimento metálico empregando processos convencionais de soldagem a arco elétrico é amplamente empregado na indústria, como uma forma de proteger componentes metálicos contra corrosão, abrasão e outros tipos de desgaste [1]. No entanto, o processo revestimento por arco pode gerar tensões residuais que têm o potencial de comprometer a integridade estrutural e a vida útil do componente [2, 3]. Portanto, é fundamental realizar uma avaliação cuidadosa e controlar o processo de soldagem, a fim de manter as tensões residuais dentro de níveis aceitáveis, garantindo a qualidade do revestimento e a segurança do componente.

O revestimento de aço inoxidável em aço carbono é caracterizado por gradientes de temperatura distintos e mudanças microestruturais variadas [4, 5]. Esse processo é complexo e, além das dificuldades comumente associadas à soldagem, também apresenta problemas conhecidos relacionados à junção de diferentes metais [6]. As propriedades do revestimento são altamente sensíveis à variação da microestrutura e a falta de controle das fases formadas e das tensões residuais após o processo de deposição pode restringir a aplicação desse revestimento. É importante ressaltar que a análise de tensão residual por soldagem tem sido objeto de estudo em diversas áreas, como aeroespacial, naval, petroquímica, entre outras [7–9]. Segundo CHIOCCA *et al.* [10], a tensão residual é um dos principais fatores que afetam a vida útil de componentes soldados, podendo levar a falhas prematuras.

A tensão residual é um fenômeno importante que afeta significativamente o comportamento mecânico de peças e estruturas soldadas. Segundo MACHERAUCH e KLOSS [11], as tensões residuais são tensões auto equilibradas existentes nos materiais em condições de temperatura homogênea e sem carregamento externo. Quando o material sofre deformação plástica, a falha pode ocorrer devido a trincas de dilatação, especialmente se a tensão de tração residual estiver próxima da tensão de escoamento do material [12].

Durante a união (soldagem) ou revestimento de peças por fusão com arco elétrico, as tensões residuais são introduzidas devido aos elevados gradientes de temperatura, resultantes da não uniformidade durante o aquecimento e resfriamento [13]. As três principais fontes que podem gerar tensões residuais no processo de soldagem são: contração durante o resfriamento, resfriamento superficial intenso e transformação de fases [14]. As tensões residuais podem ser extremamente prejudiciais, podendo potencializar fenômenos que ocorrem com baixos níveis de tensão (abaixo do limite de escoamento do material) como a fratura frágil, fragilização pelo hidrogênio e corrosão sob tensão. Essas tensões residuais podem diminuir a segurança operacional da peça soldada, às vezes exigindo a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem para aliviá-las [15].

Para reduzir ou eliminar as tensões residuais em componentes soldados, são utilizados diferentes métodos mecânicos e térmicos como *shot peening*, laminação a frio e alongamento, vibrações, controle do aporte térmico e tratamento térmico pós-soldagem [16]. Igualmente são usados metais de aporte de menor ductilidade [16, 17] ou uma sequência de soldagem adequada [18, 19]. O tratamento térmico pós-soldagem (PWHT, *post-weld heat treatment*) é um termo genérico usado para qualquer tratamento térmico realizado após a soldagem, sendo que seu objetivo pode ser variado como aliviar o estresse, ou alterações microestruturais como no recozimento, normalização ou têmpera. A seção VIII da ASME UCS-56 estabelece que o tratamento de alívio de tensão/tratamento térmico pós-soldagem, para soldagens de aço carbono, se realiza entre 482 – 705 °C. Para a AWS D1.1 a faixa corresponde a 482 – 649 °C. Alívio de tensão padrão se desenvolve entre 593 – 648 °C. Também existe o alívio de tensão em baixa temperatura, entre 162 – 413 °C, normalmente aplicado em fabricações de peças soldadas de aço inoxidável e alumínio para reduzir tensões residuais com pouco ou nenhum efeito na resistência à corrosão e/ou nas propriedades mecânicas.

A determinação das tensões residuais pode ser realizada por meio de diversos procedimentos experimentais, que podem ou não envolver métodos destrutivos. Técnicas baseadas em furo cego, Deslocamento de Pontos Coordenados (DPC) e difração de raios-X [20–24] são comumente utilizadas, embora seja difícil prever com precisão as tensões residuais, pois isso exigiria o conhecimento detalhado da história do material, desde o processo de fabricação da matéria-prima até a fabricação e montagem do produto em serviço [25]. Uma comparação entre os resultados obtidos utilizando o DPC e a técnica de difração de raios-X revelou que as tensões residuais longitudinais calculadas inicialmente apresentaram uma concordância significativa. No entanto, foram observadas diferenças consideráveis nos valores das tensões residuais transversais [26]. Mais precisamente, ROCHA *et al.* [27] destaca que em casos particulares ambas técnicas resultam coerentes na medição de esforços residuais de tipo compressivos, enquanto resultam discordantes para esforços residuais trativos. Por outro lado, CEGLIAS *et al.* [28] determinaram que ambas técnicas resultam adequadas em determinar o sentido dos esforços, mas apresentam diferenças com relação à magnitude. Portanto, o método DPC pode resultar idôneo em avaliar tensões residuais de tipo compressivo, somado ao fato de ser válido para a magnitude dos esforços gerados em processos de deposição ou soldagem por arco [29].

Neste contexto, o presente estudo tem como objetivo analisar a tensão residual em revestimento de aço inoxidável AISI 347L em substrato de aço Cr-Mo, utilizando o método de medição por deslocamento de pontos coordenados. Para estudar a influência dos parâmetros de deposição nas tensões residuais, foi utilizado neste estudo o método DPC, descrito por SIQUEIRA FILHO *et al.* [30]. Esse método consiste em medir o deslocamento de pontos previamente mapeados por meio de uma Mesa de Medição de Coordenadas (MMC). Com base nesses valores, juntamente com o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson do material em questão, é possível calcular as tensões residuais. A compreensão da tensão residual em soldagem de revestimentos é de suma importância para uma variedade de aplicações industriais. Essas aplicações incluem a fabricação de componentes estruturais em setores como petroquímica, energia, construção naval e muitos outros, nos quais a resistência e a durabilidade dos materiais são fundamentais. Ao analisar e quantificar a tensão residual por meio do método de medição por deslocamento de pontos coordenados, este estudo contribui para o desenvolvimento de estratégias de controle de qualidade mais eficientes, seguras, de fácil execução e baixo custo.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

Para o processamento dos revestimentos por soldagem a arco foram utilizados como substrato metálico uma chapa de aço 2,25Cr-1Mo com 12,7 mm de espessura na condição de normalizado e revenido conforme norma ASTM A387 Gr.22 Cl.2 [31]. A composição química sugerida por norma, assim como a do certificado fornecida pelo fabricante e a validada (realizada após recebimento para certificação da composição química) estão na Tabela 1, onde consta também o valor do fator-J.

Na Tabela 2 são apresentadas as propriedades mecânicas conforme certificado fornecido pelo fabricante.

Como metais de adição foram adquiridos arames sólidos com 1,2 mm de diâmetro de aços inoxidáveis austeníticos AWS A5.9 ER309LSi e ER347LSi. A composição química especificada está na Tabela 3.

2.2. Deposição dos revestimentos

O processo de fabricação dos revestimentos foi realizado considerando a deposição de três camadas: (i) amanteigamento com o eletrodo ER309L, (ii) enchimento e (iii) acabamento ambas com o arame-eletrodo ER347Si. A fabricação do corpo de prova foi baseada na ASTM seção IX. Para execução dos revestimentos, foram utilizadas chapas do aço com as dimensões 12,7 × 150 × 300 (mm), na qual foi realizado um rebaixo de 3 mm (profundidade), 50 mm (largura) para deposição do revestimento AISI 309L (Figura 1).

Tabela 1: Composição química do metal de base (%peso).

Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Cu	Ni	V	Nb	J
2,25Cr-1Mo	0,10	0,44	0,011	0,006	0,17	2,25	0,91	0,01	0,01	–	–	67

Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço ASTM A 387 Gr. 22 Cl. 2 (2,25Cr-1Mo).

MATERIAL	RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPa)	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	ALONGAMENTO (%)	REDUÇÃO DE ÁREA (% mín.)	IMPACTO (J) – 46 °C (média de 3)
2,25Cr-1Mo*	515 a 690	310	18	45	54 (min)
2,25Cr-1Mo**	632	486	25	52	345

*(ASTM) [31]. **Valor mínimo definido pela norma.

Tabela 3: Composição química do metal de adição (%peso).

Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Cu	Ni	Nb
ER 309L	0,01	1,63	0,02	0,001	0,80	23,05	0,11	0,11	13,87	0,01
ER 347Si	0,04	1,39	0,01	0,02	0,74	19,17	0,06	0,04	9,65	0,46

A deposição dos revestimentos foi realizada na posição plana empregando três tipos de gases de proteção. Para a deposição foi usado o processo GMAW, utilizado uma máquina de soldagem multiprocesso. O controle da temperatura interpasse foi realizado utilizando um pirômetro óptico com capacidade de medição de temperatura entre $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $550\text{ }^{\circ}\text{C}$. A tensão (V) e a corrente (A) foram medidas durante o processo de soldagem com um multímetro digital com capacidade de medição máxima de 400 V e 2000 A.

O pré-aquecimento foi conduzido com maçarico sendo a aferição da temperatura realizada com um pirômetro ótico. A temperatura de pré-aquecimento variou em torno de 175°C ; a literatura [32] sugere que a temperatura mínima de pré-aquecimento seja $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ e a temperatura máxima de interpasse seja $175\text{ }^{\circ}\text{C}$. Os parâmetros utilizados na execução dos revestimentos encontram-se na Tabela 4. Os gases de proteção utilizados no processo GMAW tiveram as seguintes composições: (1) 100% Ar, (2) 98% Ar + 2% CO_2 e (3) 96% Ar + 4% CO_2 (Tabela 4). A escolha das misturas 1, 2 e 3 foram baseadas na permissividade da ASME VIII [33], sendo também aconselhada para os processos de soldagem com consumível de aço inox.

Para a execução de cada cordão de solda destinado ao revestimento, foram monitorados: a temperatura interpasse, corrente de soldagem durante o processo e o tempo de execução de cada cordão para o cálculo do aporte térmico (AT), conforme Equação 1. Na Tabela 5 constam os valores médios dos parâmetros de soldagem monitorados V (voltagem), I (corrente), v (velocidade de soldagem), f (eficiência térmica de 0,85) para a deposição das três camadas de revestimentos.

$$AT = f \times \frac{v \times I}{v} \quad (1)$$

Após soldagem de cada uma das camadas de revestimento, foi executado inspeção por líquido penetrante conforme ASME V [34], seguido de medições da quantidade de ferrita nos depósitos utilizando um ferritoscópio. Após a aprovação no ensaio de líquidos penetrantes, foi realizada a usinagem da primeira camada (AISI 309L) de todas as amostras utilizando uma fresadora, com o objetivo de uniformizar a altura dos revestimentos até 3,0 mm (AISI 309L) e 6,0 – 6,5 (mm) para terceira camada (AISI 347L). A usinagem foi necessária para atingir a espessura de revestimento de 6 mm após deposição das três camadas, a fim de atender a especificação técnica

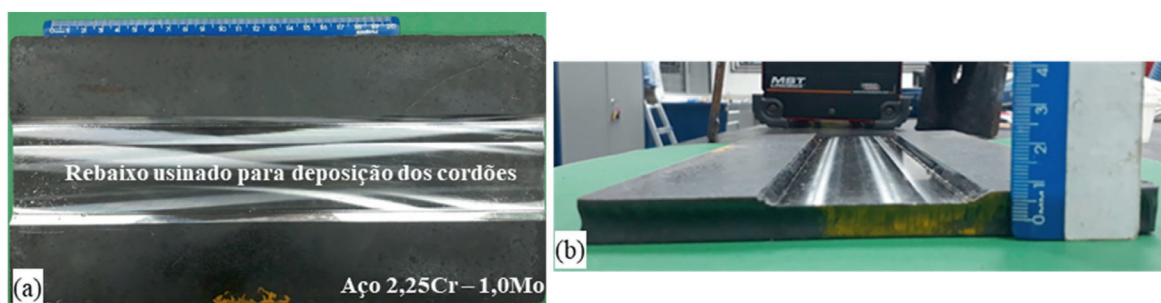


Figura 1: a) Vista de topo chapa para o depósito, com o rebaixo usinado com profundidade de 3 mm $\times$ largura de 50 mm (ângulo de chanfro 60°) para depósito do revestimento por GMAW. b) Vista lateral com detalhe do rebaixo para os depósitos.

Tabela 4: Variáveis do procedimento de deposição dos revestimentos.

Revestimento	RV0	RV2	RV4
Gás de proteção	100% Ar	Ar + 2% CO_2	Ar + 4% CO_2
Método de deposição*	Retilíneo/oscilante		
Porcentagem de recobrimento	30% – 40%		
Espessura do revestimento	3 mm (1ª camada)/6 mm (3ª camada)		
Consumíveis utilizados:	1ª camada – AWS 309L 2ª/3ª camada – AWS 347Si		

*O método de deposição corresponde técnica para a aplicação dos depósitos e movimentação da poça de fusão.

ASME VIII [33], na qual define uma espessura mínima de 3 mm da camada de 347L sem diluição e uma espessura máxima de revestimento (309L + 347L) de 10 mm.

Após o procedimento de soldagem dos revestimentos, todos os corpos de prova foram submetidos a dois ciclos de tratamentos térmicos distintos, conforme especificação técnica ASME VIII [33], descrita na Tabela 6.

A Figura 2 representa o ciclo para os tratamentos térmicos descritos na Tabela 6, com diferenciação na temperatura e tempo de duração no patamar.

2.3. Medição de tensão residual

Após a execução do revestimento, foram realizadas as marcações dos furos para calcular a tensão residual pelo processo de medição por coordenadas. Para isso, foram realizados 21 furos (Figura 3a) distribuídos na seção longitudinal do revestimento, com 3 mm de diâmetro e 2 mm de profundidade. Para o cálculo da tensão residual foram analisados nove (9) furos no revestimento e cinco (5) no material de base (MB) conforme ilustrado na Figura 3b.

É necessário também a execução de um furo referência (Figura 3a) em uma região de menor influência do aporte térmico para que as coordenadas dos furos a serem analisados sejam tomadas em relação a esta origem. Este furo de referência tem 12 mm de diâmetro e 3 mm de profundidade. A medição e mapeamento dos furos foi realizada com uma máquina de medição de coordenadas (MMC), com controle numérico computadorizado (curso de medição de 700 mm e resolução de 0,0005 mm).

Tabela 5: Parâmetros médios de soldagem da terceira camada dos revestimentos (ER 347L).

	TENSÃO (V)	VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO (mm/s)	CORRENTE (A)	VELOCIDADE DE SOLDAGEM (mm/s)	AT (kJ/cm)
RV0	19,3	7,3	185	5,23	0,56
RV2			203	5,56	0,59
RV4			201	6,11	0,47

Tabela 6: Ciclos de tratamento térmico para alívio de tensões.

PARÂMETROS DE TRATAMENTO	1º CICLO		2º CICLO	
	ESPECIFICADO	REALIZADO	ESPECIFICADO	REALIZADO
Gradiente durante Aquecimento (°C/h máximo)	56 a partir de 300	50	56 a partir de 300	50
Temperatura de Patamar (°C)	660	660	705	700
Duração do Patamar (minutos)	240	240	480	480
Gradiente de resfriamento (°C/h máximo)	56 até 300	50	56 até 300	50

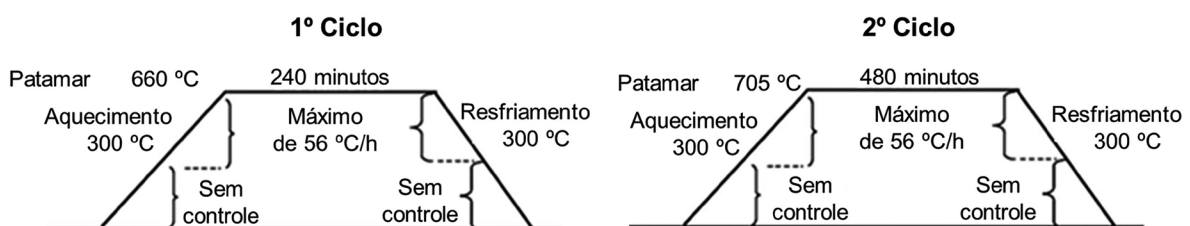


Figura 2: Ciclos de tratamento térmico especificado pela norma ASME VIII [33].

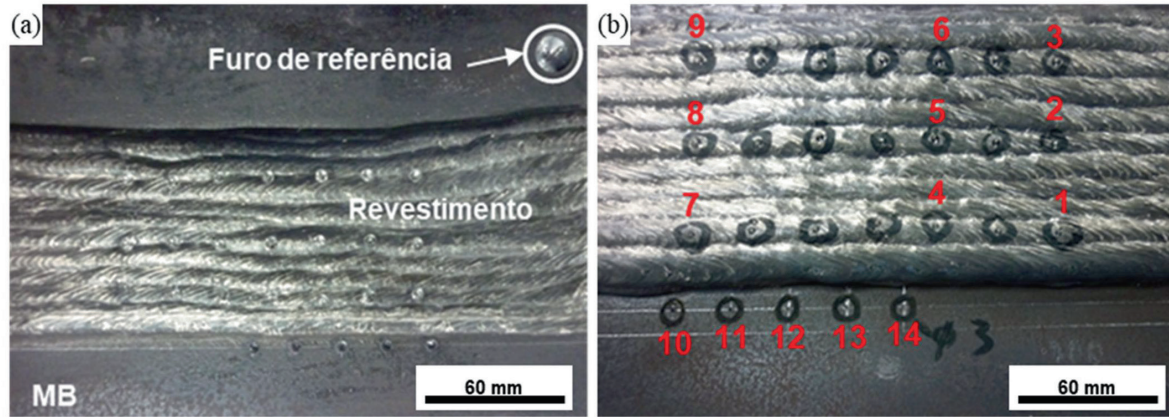


Figura 3: Marcação dos furos para medição das coordenadas.

Para realizar as medições, foi necessário que as chapas permanecessem aproximadamente duas (2) horas em um ambiente climatizado, mantendo uma temperatura constante de 23 °C. Essa etapa visava assegurar que as chapas apresentassem uma temperatura uniforme e igual a temperatura do ambiente de realização das medições, evitando assim desvios nas leituras, devido a contração térmica.

O processo de medição é procedido da seguinte maneira: o apalpador de medição toca em oito (8) pontos do metal de base, criando assim o perfil geométrico da chapa, projetando a chapa no plano de maneira virtual no software da MMC. Após isso, o apalpador toca em quatro (4) pontos do furo referência, criando assim a origem do sistema de medição, nas coordenadas x e y . Posteriormente, todos os furos são medidos tocando-se em 4 pontos em cada um dos furos, obtendo-se assim as coordenadas x e y dos furos em relação a origem.

Para que este método tenha sucesso, é necessário executar a medição das coordenadas antes do tratamento térmico e posterior ao tratamento térmico de alívio de tensões para poder verificar os deslocamentos dos furos proporcionados no alívio de tensão.

Os cálculos das deformações devem ser realizados através das Equações (2) e (3) para o sentido longitudinal e transversal, respectivamente:

$$\varepsilon_x = (X_f - X_i) / X_i \quad (2)$$

$$\varepsilon_y = (Y_f - Y_i) / Y_i \quad (3)$$

Onde:

ε_x : deformação específica na direção x .

ε_y : deformação específica na direção y .

X_i : Coordenada inicial do ponto na direção x (mm).

X_f : Coordenada final do ponto na direção x (mm).

Y_i : Coordenada inicial do ponto na direção y (mm).

Y_f : Coordenada final do ponto na direção y (mm).

Posteriormente, em função da pouca espessura da chapa (12,7 mm), foi considerado o estado plano de tensões, sendo possível calcular as tensões residuais geradas pelo processo de soldagem através das Equações (4) e (5) [35]:

$$\sigma_x = (E / (1 - \nu^2)) (\varepsilon_x + \nu \varepsilon_y) \quad (4)$$

$$\sigma_y = (E / (1 - \nu^2)) (\varepsilon_y + \nu \varepsilon_x) \quad (5)$$

Onde:

σ_x : tensão residual transversal – direção normal à linha de deposição (MPa).

σ_y : tensão residual longitudinal – direção de deposição (MPa).

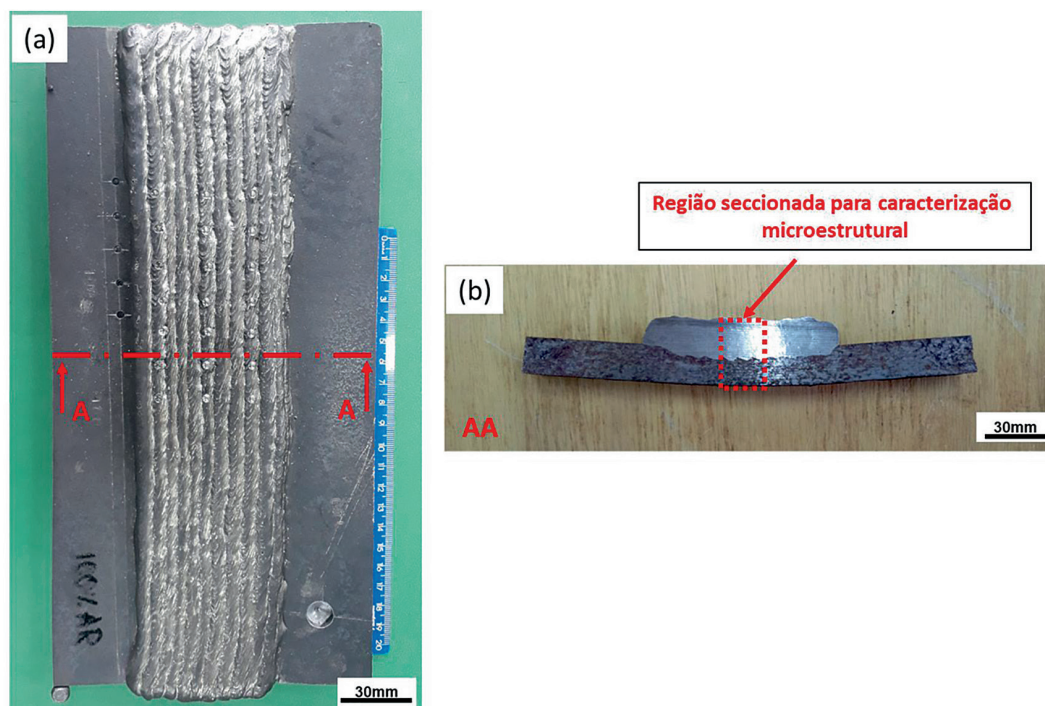


Figura 4: Região cortada para caracterização microestrutural. a) vista de topo e b) vista transversal.

ε_x : deformação específica normal a linha de deposição.

ε_y : deformação específica na linha de deposição.

E: módulo de elasticidade do material (GPa).

ν : coeficiente de Poisson.

2.4. Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural dos revestimentos foi realizada por microscopia óptica (MO) com um microscópio ótico invertido, acoplado com o software analisador de imagens PAX-it TM. Para avaliar a microestrutura multiconstituída, por microscopia óptica, as amostras foram cortadas na direção transversal (conforme Figura 4), embutidas, lixadas até a granulometria 2000 e polidas com pasta de diamante até 1,0 μm .

Foram realizados também microscopia eletrônica de varredura (MEV) com um emissor Schottky de alto brilho para alcançar altas resoluções e imagens com baixo nível de ruído, o qual tem acoplado o equipamento para microanálise química por espectroscopia dispersiva de raios-x (XEDS). As análises realizadas no MEV tiveram como objetivos, caracterizar os constituintes microestruturais, identificar precipitados grandes e médios mediante o uso do (XEDS). Para estas análises foram extraídas amostras longitudinais a direção de laminação das chapas revestidas pelo processo GMAW. O ataque químico foi realizado com Nital 2%. Em seguida, as amostras foram lavadas em água corrente e álcool etílico comercial e então secada com jato de ar morno. Para os ensaios de dureza por microindentação empregou-se um microdurômetro automático com penetrador Vickers piramidal de diamante. Para tanto foram realizadas três (3) linhas verticais, com 25 – 30 microindentações, realizadas no perfil transversal da solda, ao longo da zona fundida e da ZTA, com carga de 200 gf por um tempo de 15 s, com espaçamento de 0,25 mm. As linhas de microindentação e dureza foram realizadas como sugerido na norma [36].

3. RESULTADO E DISCUSSÃO

3.1. Obtenção e avaliação dos depósitos

Foram obtidas com sucesso os revestimentos por GMAW dos aços 2,25Cr-1Mo. Para que o processo de qualificação do revestimento seja aceitável, é necessário, de acordo com a ASME IX [31], nas seções QW-195 e QW-214, a avaliação através do ensaio líquido penetrante. Os resultados por líquido penetrante são apresentados na Figura 5. No ensaio, não foram detectadas indicações relevantes para o descarte do revestimento.

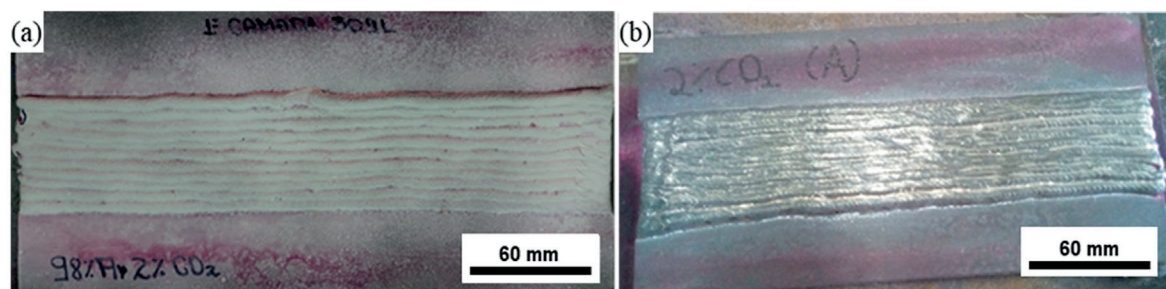


Figura 5: Ensaio líquido penetrante: a) da primeira (AWS ER 309L) e b) da terceira camada (AWS ER 347L) do revestimento com 98% Ar + 2% CO₂.

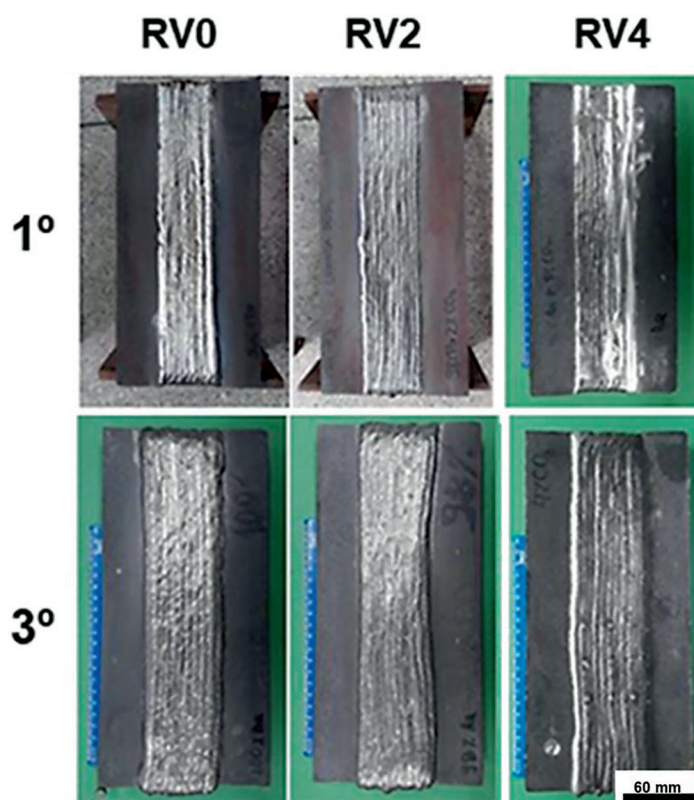


Figura 6: Amostras revestidas após deposição da primeira camada de 309L e da terceira camada de 347L.

Na Figura 6 se observam os depósitos para as distintas condições, para as camadas de amanteigamento e acabamento.

Após a deposição de cada camada do revestimento, foram realizadas 28 medições (com espaçamento de 10 mm) em percentual de ferrita na zona fundida para cada corpo de prova, empregando um ferritoscópio digital. Os resultados das medições da quantidade de ferrita, são apresentados na Tabela 7. Para o depósito com ER309L (primeira camada) o teor de ferrita δ é superior em comparação aos depósitos com ER347Si.

Também se observa a diminuição do teor de ferrita com a quantidade de CO₂, sendo mais considerável a redução na primeira camada. Portanto, o depósito com ER309L é mais suscetível ao CO₂ no gás de proteção.

O aumento da porcentagem de CO₂ na composição do gás de proteção causa um aumento no teor de carbono no depósito. Como consequência, o teor de ferrita tende a diminuir, pois esse elemento favorecerá o aumento do Ni equivalente, promovendo a formação de austenita [37, 38]. Supõe-se também que nas deposições que utilizaram maiores quantidades de CO₂ na mistura, ocorreu a oxidação do Cr e do Si, favorecendo a redução do Cr equivalente [39].

Tabela 7: Resultado das medições de ferrita nas camadas de amanteigamento (1), enchimento (2) e acabamento (3).

CAMADA	CORPO DE PROVA	QUANTIDADE DE FERRITA (MÉDIA %)	DESVIO PADRÃO (%)
1 (309L)	RV0	9,7	1,2
	RV2	7,8	1,2
	RV4	4,6	1,8
2 (347L)	RV0	7,1	1,1
	RV2	6,2	0,7
	RV4	5,6	0,7
3 (347L)	RV0	6,6	1,3
	RV2	6,1	1,0
	RV4	5,9	0,7

Outra maneira de controlar a ferrita δ é por meio do ciclo térmico [40, 41]: durante o resfriamento a ferrita δ solidifica e a transformação $\delta \rightarrow \gamma$ ocorre por um processo controlado por difusão. Portanto, a taxa de resfriamento rápido não oferece tempo suficiente para concluir essa transformação de fase. Como resultado, a ferrita primária é retida na zona fundida [42]. BUTAR *et al.* [43], soldaram um DSS 31803 por GMAW usando misturas de gases semelhantes às deste trabalho, determinaram que a mudança de gás resulta na variação da velocidade de resfriamento, o que resulta nas fases finais presentes na solda. KYRIAKONGONAS *et al.* [44] observaram ambos os fenômenos na soldagem de aço inoxidável austenítico com três passes.

3.2. Avaliação da tensão residual

As Tabelas 8, 9 e 10 apresentam os resultados das tensões longitudinais (σ_x) e perpendiculares (σ_y) à direção de deposição, bem como as tensões resultantes correspondentes, para as três condições de fabricação. Os cálculos consideram um módulo de elasticidade de 206 GPa e um coeficiente de Poisson de 0,30 [45].

Para a condição RV0 (100% argônio), os valores de tensão são, em geral, mais baixos em comparação com RV2 e RV4 para a maioria dos pontos de medição. As tensões residuais variam de -310,7 MPa (maior tensão compressiva) na direção longitudinal (σ_x) e -1031,8 MPa (maior tensão compressiva) na direção perpendicular (σ_y). Já para a amostra RV2 (98% Ar + 2% CO₂), os valores de tensão tendem a ser mais altos em relação a RV0, indicando maior tensão residual. As tensões variam de -513,1 MPa (maior tensão compressiva) na direção longitudinal (σ_x) a -823,3 MPa (maior tensão compressiva) na direção perpendicular (σ_y). Finalmente, para RV4 (96% Ar + 4% CO₂) os valores de tensão são consistentemente mais altos em relação a RV0 e RV2, indicando as maiores tensões residuais. As tensões residuais variam de -657,4 MPa (maior tensão compressiva) na direção longitudinal (σ_x) a -1079,9 MPa (maior tensão compressiva) na direção perpendicular (σ_y).

Em estudo de soldagem por GMAW de juntas do aço DP600 MAIA *et al.* [46] avaliaram o efeito do CO₂ nas tensões residuais na junta, em misturas Ar-8% CO₂ e Ar-25% CO₂. Determinar que o aumento no CO₂ promove a formação de tensões compressivas na zona fundida, resultado que coincide com as observações apresentadas no presente estudo.

Ao avaliar o substrato ou material de base (MB), as tensões no material de base são notavelmente menores em comparação com os revestimentos nas condições de soldagem RV0, RV2 e RV4. As tensões residuais variam de -283,5 MPa (maior tensão compressiva) na direção longitudinal (σ_x) -240,9 MPa (maior tensão compressiva) na direção perpendicular (σ_y). As maiores tensões no material de base foram observadas para a condição RV4. Para todas as condições houve pontos com tensões residuais significativamente maiores que os demais, principalmente no revestimento. A explicação para estes pontos destoantes, pode ter diversos motivos, como por exemplo:

- Variações na geometria da peça podem resultar em gradientes de temperatura não uniformes durante o tratamento térmico, o que pode levar a diferenças nas tensões residuais, com áreas mais espessas ou seções transversais maiores, portanto, experimentando tensões residuais diferentes.
- Anisotropia do material, onde as propriedades mecânicas variam em diferentes direções.
- Inclusões e imperfeições o que pode resultar em concentrações de tensões locais que afetam as tensões residuais, principalmente no método DPC em que defeitos como, poros e inclusões podem proporcionar deslocamentos mais ou menos acentuados de pontos específicos.

Tabela 8: Módulo das tensões residuais em x e y, e tensão total para a condição com 100% Ar (RV0).

FURO	$E/I-v^2$	$(\epsilon_x + v\epsilon_y)$	$(\epsilon_y + v\epsilon_x)$	σ_x (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{total} (MPa)
1	226373,6	-0,0005029	-0,0025	-113,83	-565,70	518,24
2	226373,6	-0,0007856	-0,00317	-177,85	-717,47	647,14
3	226373,6	-0,0010133	-0,00456	-229,37	-1031,79	938,37
4	226373,6	-0,0009088	-0,00254	-205,72	-575,92	505,50
5	226373,6	-0,0009681	-0,00273	-219,15	-617,01	541,76
6	226373,6	-0,0011542	-0,00362	-261,28	-818,52	724,14
7	226373,6	-0,0010253	-0,00236	-232,09	-533,88	463,67
8	226373,6	-0,0011871	-0,00283	-268,72	-640,56	557,13
9	226373,6	-0,0013724	-0,00356	-310,68	-805,14	703,30
MB						
10	226373,6264	0,0005516	0,000788089	124,88	178,40	158,57
11	226373,6264	-0,0000028	-0,000207243	-0,64	-6,91	46,60
12	226373,6264	-0,0001662	-0,000315661	-37,62	-71,46	61,91
13	226373,6264	-0,0001130	-0,000319517	-25,57	-72,33	63,53
14	226373,6264	-0,0001068	-0,000327669	-24,17	-74,18	65,52

Tabela 9: Módulo das tensões residuais em x e y, e tensão total para a condição 98% Ar + 2%CO₂ (RV2).

FURO	$E/I-v^2$	$(\epsilon_x + v\epsilon_y)$	$(\epsilon_y + v\epsilon_x)$	σ_x (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{total} (MPa)
1	226373,6	-0,002266591	-0,00174	-513,10	-393,98	465,12
2	226373,6	-0,001306672	-0,00259	-295,80	-585,30	506,89
3	226373,6	-0,001598354	-0,00172	-361,83	-389,74	376,56
4	226373,6	-0,000443886	-0,00099	-100,48	-224,23	194,54
5	226373,6	-0,001339491	-0,00179	-303,23	-406,33	365,84
6	226373,6	-0,001387208	-0,00364	-314,03	-823,30	719,65
7	226373,6	-0,000181032	-0,00146	-40,98	-331,23	312,76
8	226373,6	-0,000429238	-0,00199	-97,17	-450,37	410,51
9	226373,6	-0,000694291	-0,00356	-157,17	-806,42	740,45
MB						
10	226373,6	0,000486573	-0,00048	110,15	-109,20	189,96
11	226373,6	0,000095778	-0,00011	21,68	-24,23	39,78
12	226373,6	-0,00037349	-0,00067	-84,55	-151,57	131,56
13	226373,6	-0,000445486	-0,00078	-100,85	-175,99	152,95
14	226373,6	0,001141819	0,000148	258,48	33,60	243,42

Tabela 10: Módulo das tensões residuais em x e y, e tensão total para a condição 96% Ar + 4%CO₂ (RV4).

FURO	E/1-v ²	($\epsilon_x + \nu\epsilon_y$)	($\epsilon_y + \nu\epsilon_x$)	σ_x (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{total} (MPa)
1	226373,6	-0,002255899	-0,00251	-510,68	-569,02	542,21
2	226373,6	-0,002553672	-0,00311	-578,08	-703,45	649,90
3	226373,6	-0,002904166	-0,00477	-657,43	-1079,95	942,61
4	226373,6	-0,001079117	-0,00263	-244,28	-596,03	518,96
5	226373,6	-0,001152095	-0,00283	-260,80	-641,34	558,63
6	226373,6	-0,001284664	-0,00378	-290,81	-856,31	754,20
7	226373,6	-0,000419507	-0,00219	-94,97	-494,83	454,84
8	226373,6	-0,000754593	-0,00303	-170,82	-685,29	617,86
9	226373,6	-0,001052147	-0,00465	-238,18	-1053,45	956,86
MB						
10	226373,6	0,000441826	-0,0007	100,02	-159,39	226,61
11	226373,6	8,8422E-05	-0,00016	20,02	-35,11	48,34
12	226373,6	-0,000445769	-0,00088	-100,91	-199,06	172,39
13	226373,6	-0,000533773	-0,00102	-120,83	-229,92	199,20
14	226373,6	0,001252698	0,000115	283,58	26,09	271,48

Os resultados destacam a importância do controle preciso das condições de soldagem, especialmente quando se utiliza CO₂ como componente do gás de proteção. O controle adequado pode minimizar as tensões residuais e, assim, reduzir o risco de falha por fadiga e fratura. Com relação a geometria do substrato, se descarta algum efeito, já que as amostras foram fabricadas com a mesma geometria. No entanto, se evidencia alteração significativa na geometria dos depósitos, com ao aumento no teor de CO₂, o que pode aumentar significativamente os esforços residuais, já que estes são diretamente proporcionais ao volume de metal líquido na poça de fusão. A composição do gás afeta o formato do depósito devido a vários fatores, como o aumento da temperatura do arco e da poça de fusão e a alteração do efeito Marangoni.

Em virtude a anisotropia do material, esta poderia ser por conta das mudanças microestruturais nos depósitos, a que acontecem principalmente por conta do teor de ferrita. MARQUES *et al.* [47] estudaram o efeito do tratamento térmico e as tensões residuais em depósitos de múltiplas camadas em aços inoxidáveis. Encontraram formação de ferrita δ nas camadas superiores, porém não conseguiram evidenciar o efeito destes resultados dos esforços residuais.

Na Figura 7 foram apresentadas as tensões residuais resultantes após tratamento térmico de alívio de tensão para as condições R0, RV2 e RV4. Observa-se que tanto para o revestimento quanto para o material base, há uma tendência de aumento da tensão residual com o aumento da quantidade de CO₂.

A Tabela 11 evidencia a tensão residual média com seus respectivos desvios para todas as condições (RV0, RV2 e RV4).

A introdução de CO₂ nas misturas de gás (RV2 e RV4) aumenta as tensões residuais resultantes no revestimento para a amostra RV4 em comparação a RV0, como evidenciado pelos valores mais altos de σ_x , σ_y e σ_{total} . A amostra RV2 apresentou a menor tensão residual (Figura 7 e Tabela 11). Uma possível explicação seria a presença de CO₂ que pode influenciar a estabilidade termodinâmica de certas fases durante o resfriamento após a soldagem, resultando em uma distribuição de fases que minimiza as tensões residuais, tornando a condição com 2% CO₂ mais favorável em comparação com as demais.

O efeito do CO₂ para amostra RV4 teve uma influência diferente de RV2, isso pode ser devido a uma maior taxa de resfriamento e outros efeitos térmicos associados, como maior energia de soldagem devido à maior condutividade térmica do CO₂ em relação ao Ar (630 e 430 W/K, respectivamente), fato também observado por TUSEK e SUBAN [48] e WALLERSTEIN *et al.* [49]. MISHCHENKO e SCOTTI [50] explicam como a adição de calor aumenta o tamanho da poça de fusão e promove um aumento na taxa de fusão do arame-eletrodo, levando a um reforço excessivo; a maior quantidade de metal fundido gera maiores esforços residuais durante a contração produto da solidificação. Além disso, ao dissociar o CO₂, o oxigênio aumenta a energia através da recombinação na poça de fusão, aumentando assim a largura, a penetração e influenciando a evolução microestrutural e, conseqüentemente, as tensões residuais [51].

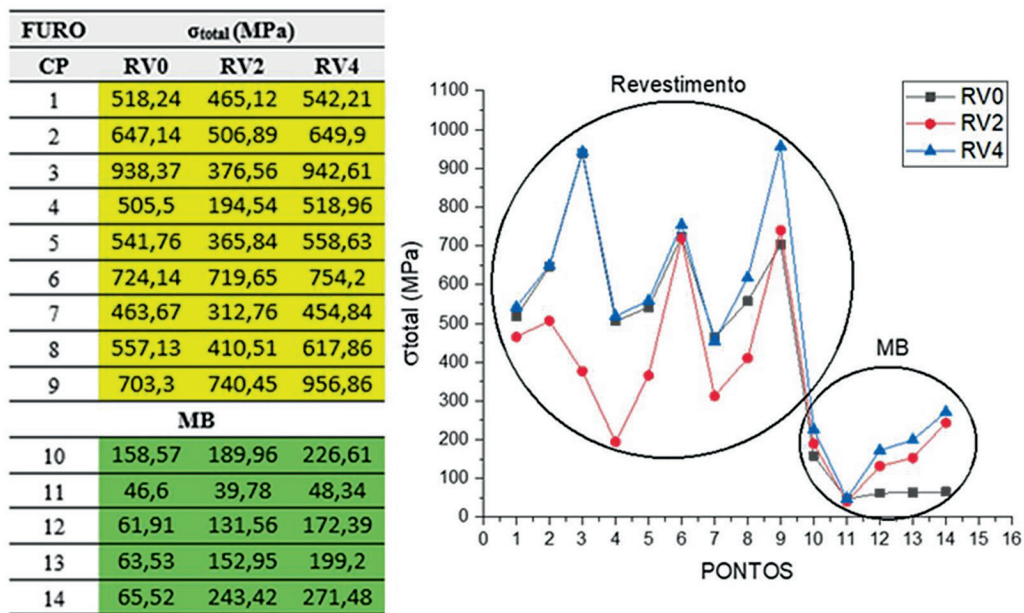


Figura 7: Tensões residuais resultantes no revestimento e no material de base para as condições RV0, RV2 e RV4.

Tabela 11: Tensão residual em função da adição de CO₂ no gás de proteção.

MATERIAL	TENSÃO RESIDUAL MÉDIA RESULTANTE (MPa)		
	RV0	RV2	RV4
347L	622,14 ± 149,09	454,70 ± 179,75	666,23 ± 181,84
MB	79,23 ± 44,98	151,53 ± 75,51	183,60 ± 84,02

As tensões residuais resultantes no material de base são substancialmente menores do que as encontradas nos revestimentos nas condições de soldagem (Figura 7 e Tabela 11). Para o material de base, as tensões residuais são predominantemente de compressão para todas as condições (RV0, RV2 e RV4). A adição de CO₂ (RV2 e RV4) tende a resultar em tensões mais altas em comparação com o gás de proteção puro de argônio (RV0). A amostra RV4, com 4% de CO₂, apresenta as tensões mais elevadas, indicando um maior nível de tensões no material de base. Essas tensões podem estar relacionadas a diferenças nas taxas de resfriamento e outros efeitos térmicos durante a soldagem com diferentes misturas de gás e tratamento térmico. O aumento nas tensões residuais em RV4 sugere que, para aplicações críticas no material de base, pode ser necessário considerar cuidadosamente a seleção do gás de proteção.

3.3. Análise microestrutural

As amostras foram atacadas e posteriormente analisadas nas regiões indicadas na Figura 8.

Os corpos de prova estudados apresentaram microestruturas semelhantes nas regiões analisadas. Para as imagens de MO da zona misturada (Figura 9) foi utilizado o ataque com cloreto férrico que ataca preferencialmente a ferrita delta (δ). A Figura 9(a) e (b) ilustra uma região representativa próxima da interface dos cordões, sendo possível verificar a presença da estrutura de crescimento colunar de solidificação, descrita em LIPPOLD [52].

Do mesmo modo, é possível observar na Figura 9(a) uma mudança no tamanho da microestrutura, de uma mais fina para uma mais grosseira. Isso pode ser explicado pelo fato de que para regiões mais afastadas da interface a solidificação e posterior resfriamento ocorreram de forma mais lenta devido a direção de extração de calor, em comparação com as regiões próximas da interface, possibilitando a formação de uma estrutura mais grosseira. Também é possível verificar que, ao contrário do encontrado na Figura 9(a), a estrutura de solidificação da Figura 9(b), que se refere a uma região representativa próxima ao topo (309L) dos cordões estudados, não possui orientação de crescimento preferencial. Fato esse que também pode ser observado em LI *et al.* [53].

A morfologia da ferrita na região de crescimento colunar, para as três condições, é apresentada na Figura 10. A morfologia da ferrita na região superior (347L) do depósito com 0% de CO₂ (Figura 10(a)), pode ser

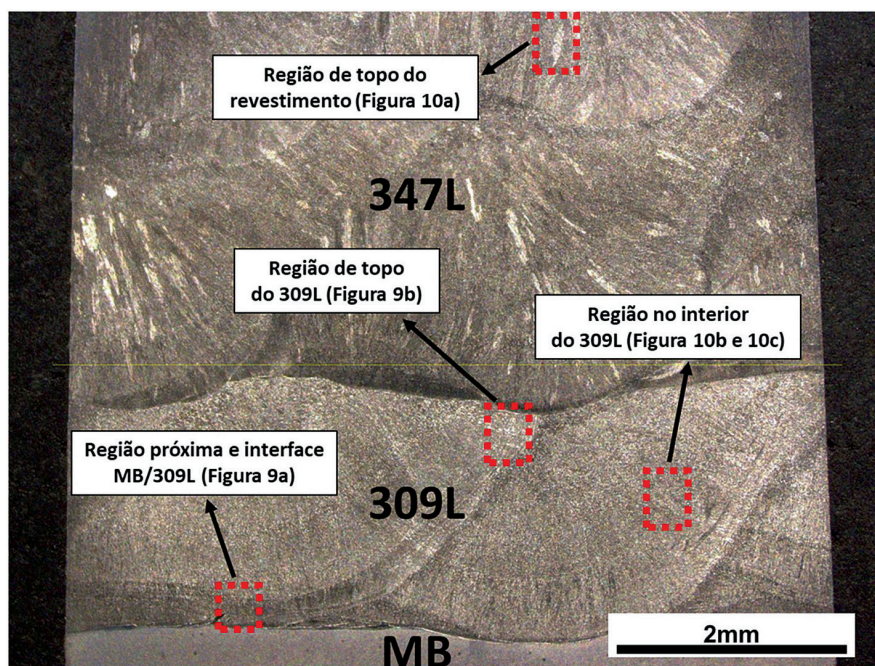


Figura 8: Imagem da amostra com 0% CO₂ das regiões analisadas por MO e MEV. Ataque cloreto férrico.

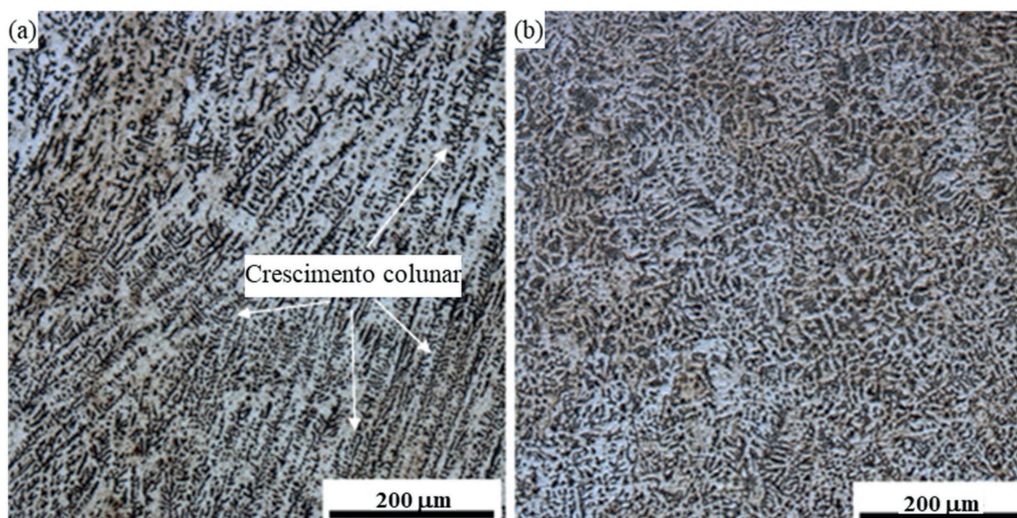


Figura 9: a) Região próxima a interface (MB/309L) e b) região de topo da deposição (309L) da amostra com 0% de CO₂. Ataque cloreto férrico.

classificada, com base no estudo realizado por ELMER *et al.* [54], como ferrita Lathy. ELMER *et al.* [54], afirmam que tal estrutura é formada com baixa taxa de resfriamento e em regiões com alta razão Cr_{eq}/Ni_{eq} . De modo que, durante o resfriamento, a reação de transformação em estado sólido favorece a transformação de parte da ferrita em austenita, cercando a ferrita nucleada inicialmente.

Para os depósitos com 2% e 4% de CO₂, parte central dos cordões (309L), a microestrutura é descrita com base nos trabalhos realizados por MA *et al.* [55], como do tipo Skeletal ou vermicular. Em MA *et al.* [55] os autores descrevem a sequência de solidificação para a formação de tal morfologia. Neste contexto, a reação de transformação no estado sólido, descrita pelos autores, possui elevada importância. Tal reação consiste na transformação gradual, durante o resfriamento, após a solidificação da ferrita em austenita, sendo controlada pela difusão de elementos na liga ferrosa, principalmente Cr e Ni. Nas regiões anteriormente ferríticas, ocorre a rejeição do Cr e o enriquecimento de Ni. Os autores [55] ainda afirmam que, como a difusão é limitada pela

temperatura e pelo tempo, fora do equilíbrio, como no caso de processos de soldagem, a transformação da ferrita em austenita não ocorre completamente, ou seja, nesses casos é comum a presença de lamelas finas de ferrita na matriz austenítica.

Nos cordões depositados tal morfologia é observada em regiões próximas ao topo, na parte central dos cordões, ou seja, nas regiões por últimos solidificadas e resfriadas. Isso confirma o inferido anteriormente com relação a classificação da morfologia da ferrita.

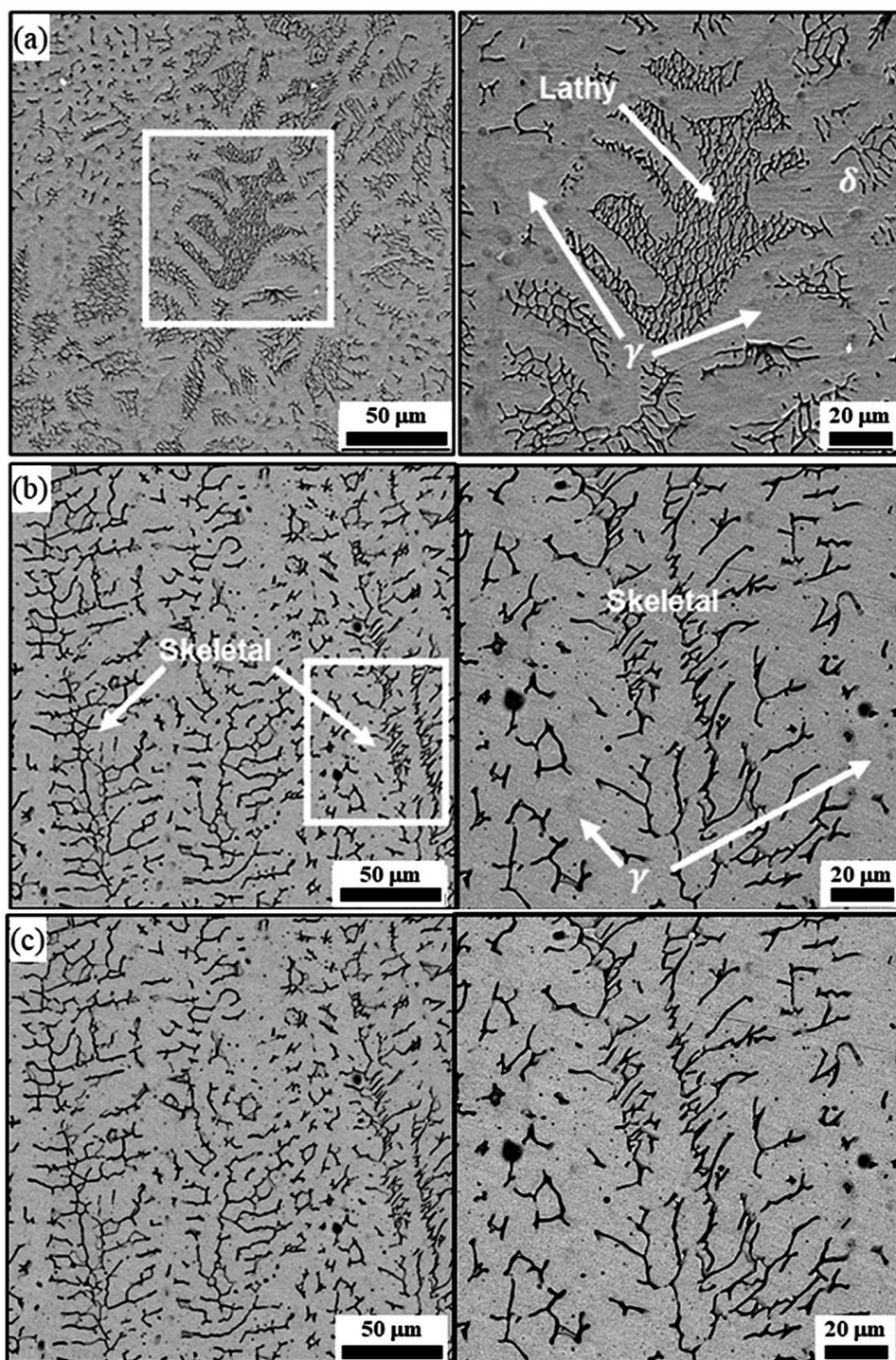


Figura 10: Microscopia eletrônica de varredura (MEV) para os depósitos com os três tipos de gases a) 0% de CO₂ na região superior (347L), b) 2% de CO₂ região no interior (309L) e c) 4% de CO₂ região no interior (309L). Ataque com cloreto férrico.

Os resultados indicam que a microestrutura das zonas de fusão exibe uma estrutura dendrítica contendo ferrita Lathy e Skeletal. Esse fenômeno é atribuído aos vários ciclos térmicos e taxas de resfriamento na zona de solda. Uma morfologia de ferrita vermicular (*Skeletal*) é formada com uma taxa de resfriamento moderada devido ao avanço da austenita consumindo a ferrita até que a ferrita seja enriquecida em cromo e reduzida em níquel. Quando as taxas de resfriamento são mais altas, forma-se uma morfologia de ferrita *Lathy*, devido à difusão restrita durante a transformação $\delta \rightarrow \gamma$.

A Figura 11 apresenta os resultados da microindentação, destacando as áreas correspondentes a cada material (MB, 309L e 347Si) com base no nível de dureza e na posição. Pelos resultados da Figura 11, pode-se observar que a região depositada com 309L foi a que apresentou maior variação nos valores médios de microdureza com variação na composição do gás de proteção.

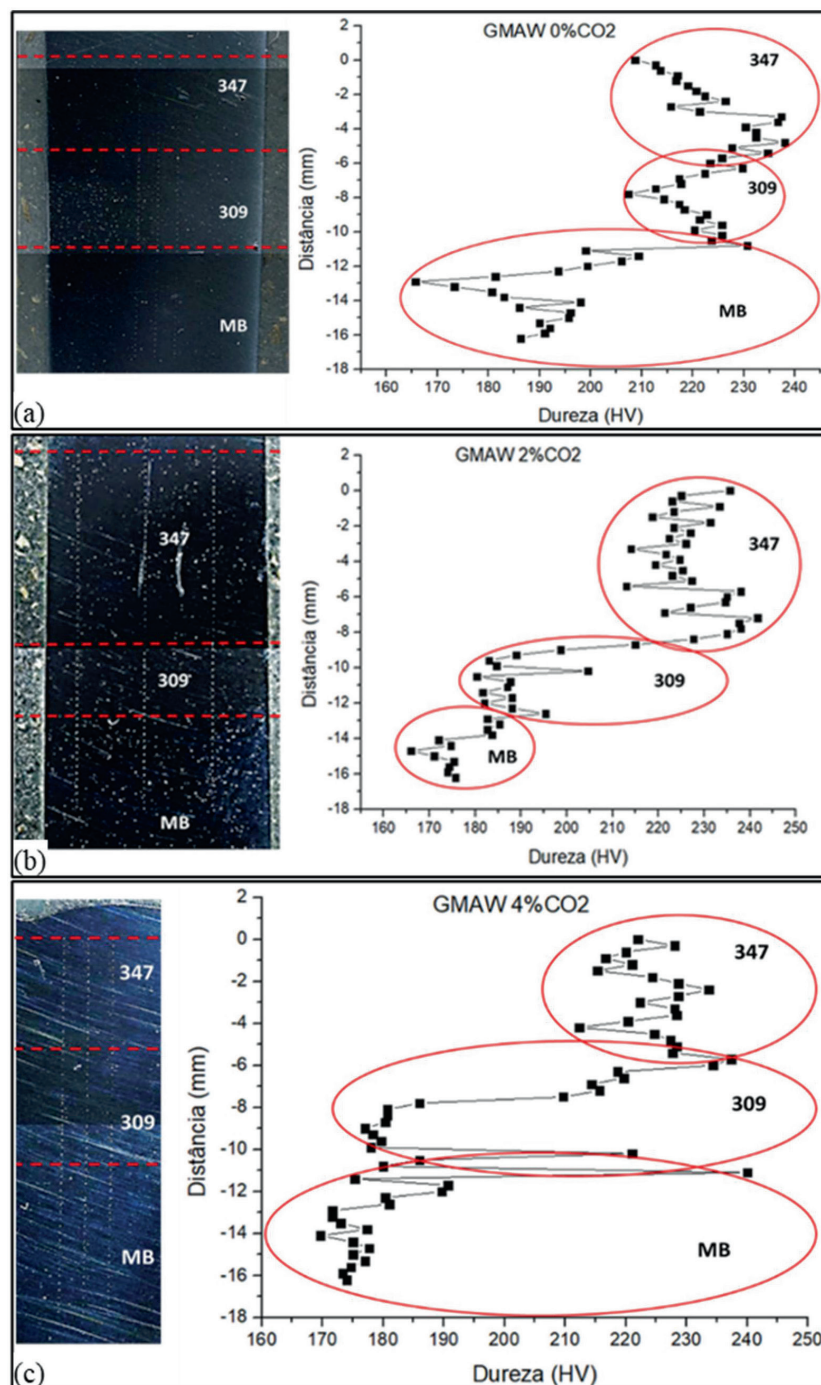


Figura 11: Resultados da microindentação Vickers das amostras a) RV0, b) RV2 e c) RV4.

Tabela 12: Dureza Vickers em função da adição de CO₂ no gás de proteção.

MATERIAL	DUREZA (HV _{0,2/15})		
	RV0	RV2	RV4
347L	227,3 ± 7,5	223,8 ± 9,1	225,5 ± 6,6
309L	193,0 ± 14,5	221,6 ± 6,6	196,8 ± 20,9
MB	178,6 ± 7,9	190,4 ± 11,0	176,9 ± 5,8

Esta variação é provavelmente favorecida pela dissimilaridade composicional na junção entre a primeira camada de revestimento (309L) e o substrato, o que altera a formação de precipitados e reforça a importância da aplicação desta camada de transição. A Tabela 12 apresenta a média e o desvio padrão da dureza para cada região do material em todas as amostras.

Pequenas adições de CO₂ na mistura de gases de proteção não promovem alterações significativas nos valores de microdureza observados nas diferentes camadas depositadas. Os resultados observados por HAUSER e VANECHO [56], indicam que a presença de ferrita na zona de fusão atua aumentando a força desta região, porém este efeito tende a se tornar mais fraco quando exposto a altas temperaturas de operação. A microdureza variou de acordo com o teor de ferrita na matriz austenítica, sendo que a maior quantidade de ferrita aumentou a dureza.

4. CONCLUSÕES

- Os resultados destacam a importância do controle preciso das condições de soldagem, especialmente ao utilizar CO₂ como componente do gás de proteção. O estudo sugere a necessidade de uma abordagem cuidadosa na seleção do gás de proteção para evitar efeitos adversos nas propriedades do revestimento e do material de base. Recomenda-se uma atenção especial à presença de pontos anômalos nas tensões residuais, com a investigação mais aprofundada das causas.
- A aplicação do método DPC na análise das tensões residuais nas condições de soldagem RV0, RV2 e RV4 destacou algumas diferenças significativas, estas diferenças podem estar atreladas a diversos fatores e cuidados na preparação dos corpos de prova entre os intervalos de medição das tensões residuais pelo método DPC. Notavelmente, o método DPC revelou-se uma alternativa econômica e com relativa precisão, sendo de fácil implementação em comparação aos métodos existentes, consolidando sua utilidade para análises de tensão residual em revestimentos soldados.
- Com base nos dados obtidos através do método DPC para medir as tensões residuais nas condições de soldagem RV0, RV2 e RV4, foi possível destacar diferenças significativas entre essas condições. Para a condição RV0 (100% Argônio), as tensões residuais foram geralmente mais baixas em comparação com RV2 e RV4, tanto na direção longitudinal (σ_x) quanto na direção perpendicular (σ_y). Por outro lado, RV2 (98% Ar + 2% CO₂) e RV4 (96% Ar + 4% CO₂) apresentaram valores de tensão mais elevados, indicando uma influência significativa da adição de CO₂ nas misturas de gás de proteção. Notavelmente, RV4 exibiu as maiores tensões residuais.
- As tensões residuais no material de base foram consistentemente menores em comparação com os revestimentos nas condições de soldagem RV0, RV2 e RV4.
- A adição de CO₂ nas misturas de gás (RV2 e RV4) resultou em aumento nas tensões residuais no revestimento, especialmente evidente na amostra RV4. A variação nas tensões residuais foi atribuída a diferentes taxas de resfriamento e efeitos térmicos associados ao CO₂.
- A análise da microestrutura revelou a presença de ferrita com morfologia Skeletal ou vermicular na região de crescimento colunar, influenciada pelo processo de solidificação. Além disso, foram identificadas regiões com a presença de austenita intercelular, especialmente em regiões de baixas taxas de resfriamento.
- Os ensaios de microdureza indicaram que pequenas adições de CO₂ não promoveram alterações significativas nos valores de microdureza nas diferentes camadas depositadas. A camada de transição (309L) apresentou maior variação nos valores de microdureza com a variação na composição do gás de proteção.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem às agências de fomento brasileiras: CNPq, CAPES, ANP e FINEP, e FACEPE (APQ-0964-3.03/21). TFAS agradece bolsa produtividade concedida pelo CNPq (304741/2020-5 e 307044/2023-8).

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] RANJAN, R., DAS, A.K., “Protection from corrosion and wear by different weld cladding techniques: a review”, *Materials Today: Proceedings*, v. 57, pp. 1687–1693, 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.329>.
- [2] SAHA, M.K., DAS, S., “A review on different cladding techniques employed to resist corrosion”, *Journal of the Association of Engineers*, v. 86, n. 1–2, pp. 51–63, 2016. doi: <http://dx.doi.org/10.22485/jaei/2016/v86/i1-2/119847>.
- [3] TABATABAEIAN, A., GHASEMI, A.R., SHOKRIEH, M.M., *et al.*, “Residual stress in engineering materials: a review”, *Advanced Engineering Materials*, v. 24, n. 3, pp. 2100786, 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.1002/adem.202100786>.
- [4] SUN, Z., HAN, H., “Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless steel joints”, *Materials Science and Technology*, v. 10, n. 9, pp. 823–829, Set. 1994. doi: <http://dx.doi.org/10.1179/mst.1994.10.9.823>.
- [5] HAN, Y.C., CHEN, X.D., FAN, Z.C., *et al.*, “Influence of second thermal cycle on reheat cracking susceptibility of welding CGHAZ in vanadium-modified 2.25Cr1Mo steel”, *Procedia Engineering*, v. 130, pp. 487–496, 2015. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2015.12.245>.
- [6] GITTOS, M.F., “Disbonding of austenitic stainless steel cladding following high temperature hydrogen service”, *Welding in the World*, v. 52, n. 3–4, pp. 54–67, Mar. 2008. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/BF03266632>.
- [7] LI, J.G., WANG, S.Q., “Distortion caused by residual stresses in machining aeronautical aluminum alloy parts: recent advances”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 89, n. 1–4, pp. 997–1012, 2017. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-016-9066-6>.
- [8] MELO, L.G.T.C.D., CARDOSO, F.I., MENDES, C.E., *et al.*, “Welded joints’ heat affected zone’s extension prediction by switching welding parameters”, *Materials Research*, v. 20, n. 2, pp. 651–656, Nov. 2017. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2016-1019>.
- [9] HEIDER, B., OECHSNER, M., REISGEN, U., *et al.*, “Corrosion resistance and microstructure of welded duplex stainless steel surface layers on gray cast iron”, *Journal of Thermal Spray Technology*, v. 29, n. 4, pp. 825–842, 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s11666-020-01003-y>.
- [10] CHIOCCA, A., FRENDI, F., AIELLO, F., *et al.*, “Influence of residual stresses on the fatigue life of welded joints. Numerical simulation and experimental tests”, *International Journal of Fatigue*, v. 162, pp. 106901, Set. 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106901>.
- [11] MACHERAUCH, E., KLOSS, K.H., “Origin, measurements and evaluation of residual stress in science and technology”, In: Macherauch, E., Hauk, V. (eds), *Residual stress in science and technology*, Oberursel, Germany, DGM Informationsgesellschaft Verlag, 1997.
- [12] HOSFORD, W.F., *Mechanical behavior of materials*, Cambridge, Cambridge University Press, 2005. doi: <http://dx.doi.org/10.1017/CBO9780511810930>.
- [13] NASIR, N.S.M., RAZAB, M.K.A.A., MAMAT, S., *et al.*, “Review on welding residual stress”, *Stress (Amsterdam, Netherlands)*, v. 2, n. 5, pp. 8–10, 2006.
- [14] RADAJ, D., *Heat effects of welding*, Berlin, Heidelberg, Springer, 1992. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-48640-1>.
- [15] OLIVEIRA, G.L., “Avaliação de tensões residuais de soldagem em chapas planas do aço estrutural ASTM A516 G70”, Tese de M.Sc., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.
- [16] COULES, H.E., “Contemporary approaches to reducing weld induced residual stress”, *Materials Science and Technology*, v. 29, n. 1, pp. 4–18, 2013. doi: <http://dx.doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000106>.
- [17] OOI, S.W., GARNHAM, J.E., RAMJAUN, T.I., “Low transformation temperature weld filler for tensile residual stress reduction”, *Materials & Design*, v. 56, pp. 773–781, 2014. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.050>.
- [18] TENG, T.L., CHANG, P.H., TSENG, W.C., “Effect of welding sequences on residual stresses”, *Computers & Structures*, v. 81, n. 5, pp. 273–286, 2003. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0045-7949\(02\)00447-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0045-7949(02)00447-9).
- [19] FU, G., LOURENÇO, M.I., DUAN, M., *et al.*, “Influence of the welding sequence on residual stress and distortion of fillet welded structures”, *Marine Structures*, v. 46, pp. 30–55, 2016. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.marstruc.2015.12.001>.

- [20] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, *ASTM E 837-08: standard test method for determining residual stresses by the hole-drilling strain-gage method*, West Conshohocken, ASTM, 2008.
- [21] RODRIGUES, L., FREIRE, J., VIEIRA, R., “Desenvolvimento e avaliação experimental de uma nova técnica para medição de tensões residuais”, *Matéria (Rio de Janeiro)*, v. 16, n. 4, pp. 842–856, 2011. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/S1517-70762011000400006>.
- [22] VEMANABOINA, H., EDISON, G., AKELLA, S., “Weld bead temperature and residual stresses evaluations in multipass dissimilar INCONEL625 and SS316L by GTAW using IR thermography and x-ray diffraction techniques”, *Materials Research Express*, v. 6, n. 9, pp. 09659, Jul. 2019. doi: <http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/ab3298>.
- [23] PEREIRA, D.H.M., PEREIRA, D.H.M., ROLIM, T.L., *et al.*, “Análise das tensões residuais utilizando o método DPC na soldagem multipasse do aço ASTM A131 AH36 pelos processos SMAW e FCAW”, *Soldagem e Inspeção*, v. 25, pp. 2505–2513, Mar. 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si25.13>.
- [24] AKINWAMIDE, S.O., VENTER, A., AKINRIBIDE, O.J., *et al.*, “Residual stress impact on corrosion behaviour of hot and cold worked 2205 duplex stainless steel: a study by x-ray diffraction analysis”, *Engineering Failure Analysis*, v. 131, pp. 105913, Jan. 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105913>.
- [25] SUTERO, R., “*Medição de tensões residuais por indentação associada à holografia eletrônica*”, Tese de D.Sc., Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
- [26] MENDES, C.M., “*Previsão de tensões residuais em juntas soldadas de painéis navais pelo método DPC*”, Tese de M.Sc., Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2015.
- [27] ROCHA, A.D.S., NUNES, R.M., HIRSCH, T., ““Comparação entre difração de raios X e” método do furo cego” para medição de tensões residuais em barras cilíndricas”, *Matéria (Rio de Janeiro)*, v. 14, n. 3, pp. 965–976, 2009. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/S1517-70762009000300008>.
- [28] CEGLIAS, R.B., ALVES, J.M., BOTELHO, R.A., *et al.*, “Residual stress evaluation by X-ray diffraction and hole-drilling in an API 5L X70 steel pipe bent by hot induction”, *Materials Research*, v. 19, n. 5, pp. 1176–1179, 2016. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0012>.
- [29] SUGAHARA, H.J., BARROS, P.S., MELO, L.G.T.C.D., *et al.*, “Measurement of residual stresses in welded joints by DCP method”, *Materials Research*, v. 21, n. 4, pp. e20170926, 2018. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2017-0926>.
- [30] SIQUEIRA FILHO, A.V., ROLIM, T.L., YADAVA, Y.P., *et al.*, “Development of methodology for measurements of residual stresses in welded joint based on displacement of points in a coordinated table”, *Materials Research*, v. 16, n. 2, pp. 322–326, 2013. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392013005000001>.
- [31] ASTM INTERNATIONAL, *ASTM A387: specification for pressure vessel plates, alloy steel, chromium-molybdenum*, West Conshohocken, PA, ASTM, 2017.
- [32] PETROBRAS, *N-133 N: soldagem*, Rio de Janeiro, Petrobras, 2017.
- [33] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, *ASME boiler and pressure vessel code section VIII: rules for construction of pressure vessels*, New York, ASME, 2010.
- [34] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, *ASME boiler and pressure vessel code section V: nondestructive examination*, New York, ASME, 2013.
- [35] OKUMURA, T., TANIGUSCHI, C., *Engenharia de soldagem e aplicações*, Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982
- [36] ASTM INTERNATIONAL, *Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, West Conshohocken, PA, ASTM International, 2017.
- [37] KATHERASAN, D., SATHIYA, P., RAJA, A., “Shielding gas effects on flux cored arc welding of AISI 316L (N) austenitic stainless steel joints”, *Materials & Design*, v. 45, pp. 43–51, 2013. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2012.09.012>.
- [38] YILMAZ, R., TÜMER, M., “Microstructural studies and impact toughness of dissimilar weldments between AISI 316 L and AH36 steels by FCAW”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 67, n. 5–8, pp. 1433–1447, 2013. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-012-4579-0>.
- [39] LIAO, M.T., CHEN, W.J., “The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments”, *Materials Chemistry and Physics*, v. 55, n. 2, pp. 145–151, 1988. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0254-0584\(98\)00134-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0254-0584(98)00134-5).

- [40] SHANKAR, V., GILL, T.P.S., MANNAN, S.L., *et al.*, “Effect of nitrogen addition on microstructure and fusion zone cracking in type 316L stainless steel weld metals”, *Materials Science and Engineering A*, v. 343, n. 1–2, pp. 170–181, 2003. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00377-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00377-5).
- [41] TSENG, K.H., CHOU, C.P., “The study of nitrogen in argon gas on the angular distortion of austenitic stainless steel weldments”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 142, n. 1, pp. 139–144, 2003. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00593-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00593-4).
- [42] DADFAR, M., FATHI, M.H., KARIMZADEH, F., *et al.*, “Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel”, *Materials Letters*, v. 61, n. 11–12, pp. 2343–2346, 2007. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2006.09.008>.
- [43] BUTAR, H.B., SULISTIJONO, S., PURNIAWAN, A., “Evolution of structure, phase and mechanical properties duplex stainless steel (DSS) 31803 welding using GMAW with the addition of CO₂ to Ar-CO₂ shielding gas”, *Materials Research Communications*, v. 1, n. 1, pp. 42–52, 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.12962/j2746279X.v1i1.7253>.
- [44] KYRIAKONGONAS, A.P., PAPAZOGLU, V.J., PANTELIS, D.I., “Complete investigation of austenitic stainless steel multi-pass welding”, *Ships and Offshore Structures*, v. 6, n. 1–2, pp. 127–144, 2011. doi: <http://dx.doi.org/10.1080/17445302.2010.511833>.
- [45] CALLISTER, W.D., *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*, 5. ed. São Paulo, LTC, 2002.
- [46] MAIA, T.D.M., COSTA, H.R.M., FONSECA, M.C., *et al.*, “Influence of shielding gas composition on the residual stresses of DP600 steel joints welded by GMAW process”, *Matéria (Rio de Janeiro)*, v. 24, n. 3, 2019.
- [47] MARQUES, M.J., RAMASAMY, A., BATISTA, A.C., *et al.*, “Effect of heat treatment on microstructure and residual stress fields of a weld multilayer austenitic steel clad”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 222, pp. 52–60, 2015. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.03.004>.
- [48] TUSEK, J., SUBAN, M., “Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel”, *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 25, n. 4, pp. 369–376, Abr. 2000. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0360-3199\(99\)00033-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0360-3199(99)00033-6).
- [49] WALLERSTEIN, D., VAAMONDE, E., PRADA, A., *et al.*, “Influence of welding gases and filler metals on hybrid laser-GMAW and Laser-FCAW welds”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part C, Journal of Mechanical Engineering Science*, v. 235, n. 15, pp. 2754–2767, Set. 2020. doi: <http://dx.doi.org/10.1177/0954406220957053>.
- [50] MISHCHENKO, A., SCOTTI, A., “Tensões residuais em soldagem a arco: uma visão holística”, *Soldagem e Inspeção*, v. 23, n. 1, pp. 93–112, 2018. doi: <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2301.10>.
- [51] FELLMAN, A., KUJANPÄÄ, V., “The effect of shielding gas composition on welding performance and weld properties in hybrid CO₂ laser-gas metal arc welding of carbon manganese steel”, *Journal of Laser Applications*, v. 18, n. 1, pp. 12–20, Fev. 2006. doi: <http://dx.doi.org/10.2351/1.2164481>.
- [52] LIPPOLD, J.C., *Welding metallurgy and Weldability*, New Jersey, John Wiley & Sons, 2014.
- [53] LI, K., LI, D., LIU, D., *et al.*, “Microstructure evolution and mechanical properties of multiple-layer laser cladding coating of 308L stainless steel”, *Applied Surface Science*, v. 340, pp. 143–150, 2015. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.02.171>.
- [54] ELMER, J.W., ALLEN, S.M., EAGAR, T.W., “Microstructural development during solidification of stainless steel alloys”, *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 20, n. 10, pp. 2117–2131, 1989. doi: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02650298>.
- [55] MA, J.C., YANG, Y.S., TONG, W.H., *et al.*, “Microstructural evolution in AISI 304 stainless steel during directional solidification and subsequent solid-state transformation”, *Materials Science and Engineering A*, v. 444, n. 1–2, pp. 64–68, 2007. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.039>.
- [56] HAUSER, D., VANECHO, J.E., “Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds”, *Welding Journal*, v. 61, n. 2, 1982.