

AVALIAÇÃO DA ADIÇÃO DE NITROGÊNIO NO GÁS DE PROTEÇÃO NA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA DO AÇO UNS S31803

André Philippe Cândido Boyer, andrepcb@hotmail.com¹

Matheus Diogo Machado, mdiogomachado@gmail.com¹

Temístocles de Sousa Luz, temistocles.luz@ufes.br²

André Gustavo de Sousa Galdino, andregsg@ifes.edu.br²

¹²IFES – Instituto Federal do Espírito Santo, Av. Vitória, N°1729, CEP 29040-780, Jucutuquara, Vitória, ES, Brasil

¹²Universidade Federal do Espírito Santo, Laboratório de Soldagem, Av. Fernando Ferrari, N° 514, CEP 29075-073, Goiabeiras, Vitória, ES, Brasil

Resumo: O objetivo desse trabalho foi estudar o efeito da adição de nitrogênio no gás de proteção da soldagem TIG autógena do aço inoxidável duplex (AID) UNS S31803 em relação às transformações microestruturais. Foram realizados quatro cordões de solda em corpos de prova com dimensões de 72 x 72 x 1,8 mm utilizando o processo TIG autógeno com corrente contínua pulsada com polaridade direta e sem metal de adição, utilizando dois gases de proteção distintos (100% Ar e 98%Ar + 2%N₂) e um eletrodo de 2 mm de diâmetro com ângulo de 90° em relação à peça. Termopares tipo K foram fixados na zona fundida para avaliação da temperatura de pico na parte inferior de cada condição; da taxa de resfriamento dinâmico; e do tempo de permanência a partir da temperatura de pico até 300°C. Foram realizadas análises metalográficas para revelar a microestrutura dos corpos de prova na zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base. A determinação da fração volumétrica das fases presentes foi realizada na zona fundida. A adição de 2% de N₂ favoreceu o aumento das espessuras das placas de austenita de contorno de grão e a formação e crescimento das austenitas de Widmanstätten e intragranular. As amostras com N₂ apresentaram aumento da fração volumétrica de austenita comparado às amostras sem adição de N₂. Além disso as amostras com adição de nitrogênio resultaram no aumento da temperatura no verso da solda, implicando em menor taxa de resfriamento a partir da temperatura de referência de 300°C.

Palavras-Chave: Nitrogênio, AID, transformações microestruturais, fração volumétrica, austenita.

1. INTRODUÇÃO

Com o aumento das atividades de exploração e produção de petróleo e gás em ambientes cada vez mais agressivos, tem sido necessário utilizar materiais que tenham maior resistência aos processos de degradação, uma vez que esses ocorrem de forma acentuada nos poços de exploração de petróleo. Assim, os aços inoxidáveis duplex (AID) vêm sendo mais utilizados para fabricação de tubos flexíveis em função das suas propriedades. Embora já se tenha o domínio desses materiais durante sua fabricação, alguns pontos atuam como barreira para a evolução desses, necessitando ainda de estudos. Um desses pontos é a soldagem, onde é possível haver problemas estruturais em algumas regiões da união obtida (Oliveira, 2013).

Os AID apresentam microestrutura austeno-ferrítica com grãos refinados e proporções aproximadamente iguais das fases ferrita delta (δ) e austenita (γ). Devido à sua microestrutura e aos elementos de liga, esses materiais possuem propriedades de alta resistência à corrosão com valores elevados de resistência mecânica quando comparados a outros aços inoxidáveis. Nessa classe, o índice de equivalência à resistência ao pite (PRE) é próximo ou igual a 40, diferenciando-os da classe dos aços inoxidáveis super duplex (AISD), onde os valores de PRE podem atingir valores superiores aos AID (Folkhard, 1988; Lippold, 2005). Deve-se ressaltar que os aços AID's e AISD's, em função de sua maior quantidade de elementos de liga, podem sofrer fenômenos de fragilização e perda de resistência à corrosão associados à formação de fases deletérias quando submetidos a um ciclo térmico localizado, normalmente, situação provocada pelos processos de soldagem, já que esse processo é indispensável para maioria de suas aplicações na indústria, seja para reparo ou para fabricação de componentes (Gunn, 1997; Ferreira, 2010).

Algumas medidas podem ser tomadas para minimizar a perda de propriedades mecânicas e anticorrosivas dos AID devido às mudanças microestruturais originadas da soldagem, tais como utilização de metal de adição mais rico em nitrogênio, uso de gás de proteção com adição de 1 a 3% nitrogênio na soldagem TIG e controle do aporte de calor (Souza,

2011). O nitrogênio é adicionado aos AID's com a intenção de promover a formação da austenita e uma solução sólida adicional nessa fase para melhorar suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (Liou, 2002).

Durante o resfriamento, quando o material está sólido, ocorre a transformação da austenita em temperaturas menores que as da linha *solvus* de ferrita. Dependendo da relação de elementos estabilizadores da ferrita ou da austenita, a temperatura de formação da fase austenítica é influenciada, demonstrando a diferença da proporção das fases formadas. Quando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} é baixa, a transformação começa em temperaturas logo abaixo do intervalo de solidificação. Nessa temperatura, a difusão entre os elementos é bem rápida, aumentando a fração de austenita. Já quando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} aumenta, a transformação de austenita começa em temperaturas mais baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento (Londoño, 2003; Garcia, 2011).

Uma energia de soldagem elevada leva a uma menor velocidade de resfriamento da junta e, como consequência, aumenta o tempo de transformação e crescimento da austenita, balanceando, em parte, a microestrutura. Entretanto, uma maior energia de soldagem pode favorecer também a precipitação de fases intermetálicas deletérias, além do crescimento de grão dependendo da temperatura máxima atingida na zona fundida (ZF) e zona afetada pelo calor (ZAC) (Liou, 2002).

Em contrapartida, quando a situação em que a energia de soldagem é baixa, eleva-se a taxa de resfriamento, e assim a formação da austenita é dificultada, gerando maior quantidade de ferrita no material, o que por sua vez acarreta na precipitação de uma grande quantidade de nitreto de cromo no interior do grão ferrítico. Ambos os casos resultam em uma severa diminuição da tenacidade e na resistência à corrosão do material. Nos aços inoxidáveis duplex o tempo entre o intervalo de resfriamento de 1200°C a 800°C deve ser controlado de tal maneira que não iniba a transformação de ferrita em austenita, sem contudo promover a formação de fases intermetálicas (Liou, 2002; Sedriks, 1996).

O objetivo desse trabalho foi estudar o efeito da adição de nitrogênio no gás de proteção da soldagem TIG autógena do AID UNS S31803 em relação às transformações microestruturais na zona fundida, com adição de 2% de N_2 no gás de proteção e com aportes térmicos distintos.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Material Estudado

O material estudado nesse trabalho foi o aço inoxidável duplex UNS S31803 laminado, aplicado mundialmente na indústria de óleo e gás. Este material foi recebido em forma de fita com dimensões de 72 mm de largura por 1,8 mm de espessura. No processo de fabricação, este aço foi laminado a quente com posterior tratamento térmico, seguido de resfriamento a ar. A composição química desse aço está ilustrada na Tabela 1, enquanto a microestrutura no estado “como recebido” pode ser observada na Figura 1.

Tabela 1. Composição química do AID UNS S31803 em estudo. [fabricante]

Material	Composição química (%)											
	C	Cr	Mn	Mo	N	Ni	P	S	Si	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}
UNS S31803	0,015	20,20	1,70	2,95	0,15	6,05	0,02	0,02	0,33	23,15	9,57	2,41

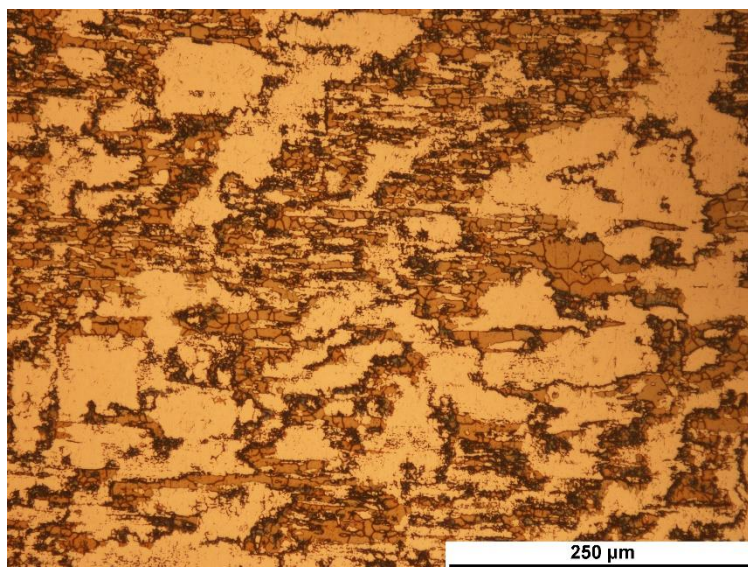


Figura 1. Micrografia revelada do metal de base com 200x de aumento, ataque Behara Modificado I.

2.2. Procedimento de soldagem

Foram realizados quatro cordões de solda em corpos de prova com as dimensões de 72 x 72 x 1,8 mm, na direção transversal à direção de laminação em chapas do aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo TIG autógeno, com corrente contínua pulsada com polaridade direta (CC⁺) e sem metal de adição utilizando duas composições químicas de gás de proteção distintas (100% Ar e 98%Ar + 2%N₂) com vazão de 10 L/min e um eletrodo de tungstênio com 2 mm de diâmetro e ângulo de 90° em relação à peça.

Foi utilizado gás de purga com vazão de 6 L/min a fim de proteger o fundo da chapa contra oxidação. Os cordões foram realizados na posição plana, com duas velocidades de soldagem (45 e 50 cm/min) e utilização de gás de proteção.

As correntes de base e de pico foram estabelecidas em 80 e 150A respectivamente, aliadas a uma tensão de 11 V que foi utilizada para controle do aporte térmico (Fraga, 2017).

O tempo de pulso utilizado foi de 8,3 ms, correspondendo a 120 Hz de frequência de pulso. A Tabela 2 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados nesse estudo, visto que parâmetros similares foram utilizados em uma dissertação (Santos, 2016). O aporte térmico para uma corrente pulsada se define pela Equação (1).

Tabela 2. Parâmetros de soldagem empregados nesse trabalho

Condição	U (V)	I _p (A)	I _b (A)	t _p (s)	t _b (s)	v (cm/min)	H (kJ/cm)	Proteção
N ₂ V45	11	150	80	0,008	0,008	45	1,687	98%Ar + 2% N ₂
N ₂ V50	11	150	80	0,008	0,008	50	1,518	98%Ar + 2% N ₂
ArV45	11	150	80	0,008	0,008	45	1,687	100% Ar
ArV50	11	150	80	0,008	0,008	50	1,518	100% Ar

$$H = \frac{U \cdot (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{(t_p + t_b) \cdot v} \quad (1)$$

Onde:

U – tensão (V);

I_p – corrente de pico (A);

t_p – tempo de pulso (s);

I_b – corrente de base (A);

t_b – tempo na corrente de base (s);

v – velocidade de soldagem (cm/min).

O esquema do processo de soldagem TIG automático com corrente pulsada e sem metal de adição está ilustrado na Figura 2.

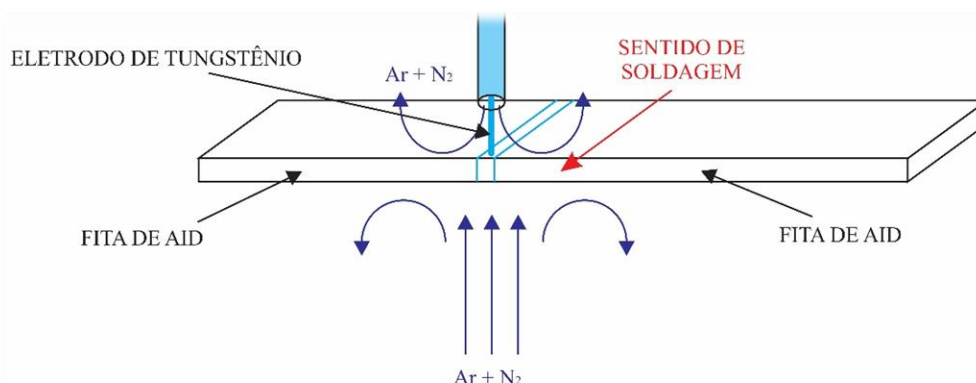


Figura 2. Esquema do procedimento de soldagem (FRAGA, 2017).

2.3. Medições de temperatura com termopar

Foi fixado um termopar tipo “K” em cada corpo de prova soldado na parte inferior da chapa, na região central da zona fundida, onde os dados de temperatura em função do tempo foram compilados utilizando-se um sistema de monitoramento dinâmico, com a intenção de se avaliar os seguintes parâmetros: temperatura de pico na parte inferior de cada condição; taxa de resfriamento; e o tempo de permanência de cada amostra a partir da temperatura de 300°C.

2.4. Análise metalográfica

Para a análise metalográfica, os corpos de prova soldados foram cortados, lixados em lixas nº 100, 220, 320, 400, 660, 800 e 1200, sendo posteriormente polidos com pasta de diamante (1 μm ; 0,3 μm) para observação da repartição térmica do aço estudado (ZF, ZAC, MB) (COLPAERT, 2008). O ataque químico foi realizado em solução de Behara I (0,3 g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_3$ + 10mL de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ em 100 mL de água destilada) por 50 min. Em seguida, se realizou microscopia óptica nos corpos de prova para identificar e classificar as variações na morfologia, distribuição e a quantificação dos constituintes microestruturais na região da zona fundida em função das energias de soldagem e dos gases de proteção. O ensaio de microscopia óptica foi realizado no Laboratório TRICORRMAT, da UFES, utilizando-se um microscópio óptico NIKON - MA 200,

2.5. Determinação da fração volumétrica da ferrita

A realização da contagem da fração volumétrica da ferrita e da austenita foi focada especificamente na região fundida, no topo do cordão de solda no centro desta zona, utilizando-se técnicas de metalografia quantitativa, com o intermédio do sistema de tratamento de imagens SVRNAa2, desenvolvido pelo departamento de Engenharia Teleinformática da Universidade Federal do Ceará (Albuquerque, 2007). Trabalhou-se com média e desvio padrão de três análises para cada condição soldada. A escolha da zona fundida foi realizada em função da transformação da ferrita em austenita que ocorreu durante a solidificação do material pela ação da adição de N_2 nessa região.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Caracterização metalográfica

Na Figura 3 estão retratadas as micrografias da zona fundida das amostras soldadas nas quatro condições estabelecidas na Tabela 2. Nota-se de antemão a variação da fração volumétrica de austenita (fase mais clara) com a variação dos parâmetros (com e sem a adição de N_2 e a variação da energia de soldagem).

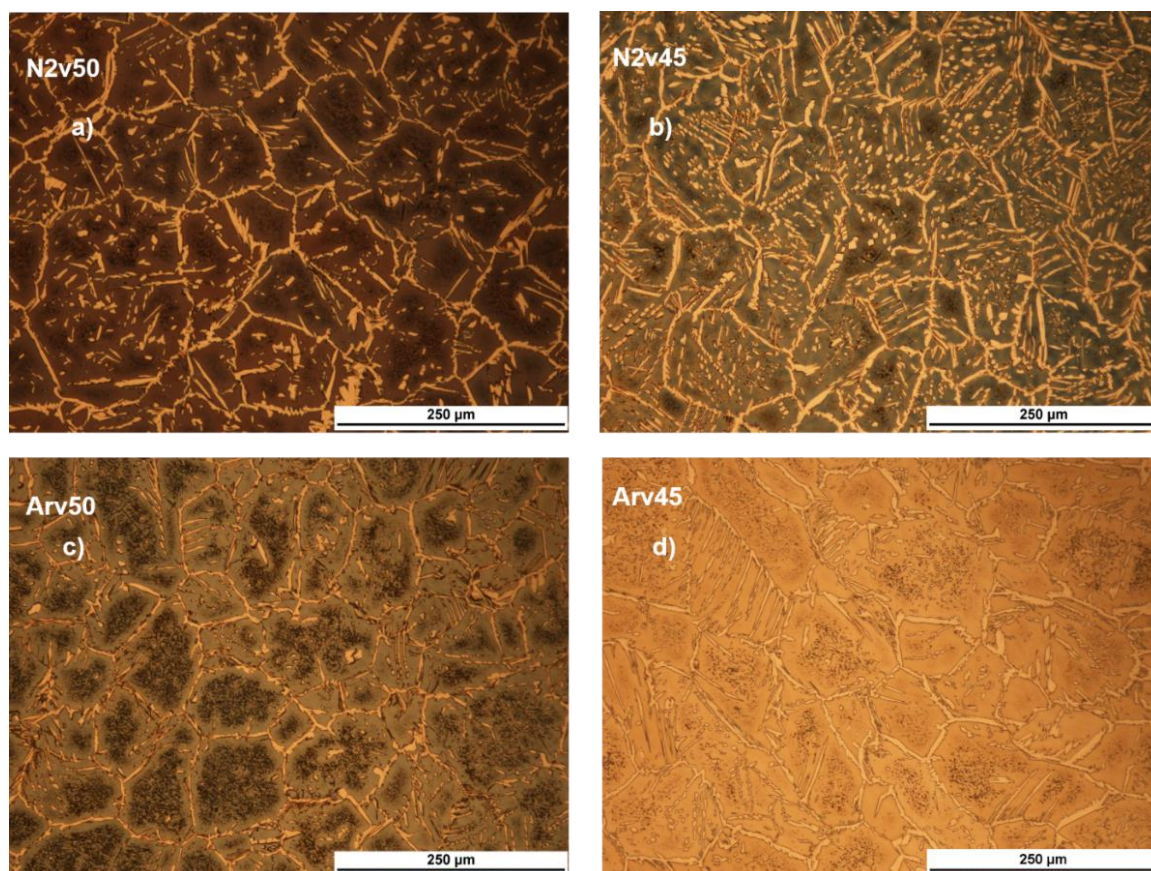


Figura 3. Micrografias das amostras soldadas com: a) 50 cm/min + 2% de N_2 ; b) 45 cm/min + 2% de N_2 ; c) 50 cm/min + 100% de Ar; e d) 45 cm/min + 100% de Ar.

Observou-se nas Figuras 3(a) e 3(b), juntamente com as Figuras 4(a) e 4(b) que os corpos de prova com a adição de 2% de N_2 , com menor e maior aportes térmicos, a espessura das placas de austenita em geral são bem maiores quando se compara os corpos de prova sem adição de nitrogênio (Figuras 3(c) e (d) e Figura 5). A austenita de contorno de grão (ACG) se apresentou com espessura consideravelmente maior, com formação de austenita de Widmanstätten (AW) e de austenita intragranular (AIG) devido à presença do N_2 . Além disso, é possível observar que entre as amostras com mesma composição de gás e com velocidades de soldagem diferentes, houve maior quantidade de AW e de AIG nos corpos de prova que tiveram os maiores aportes térmicos entre as duas condições de proteção.

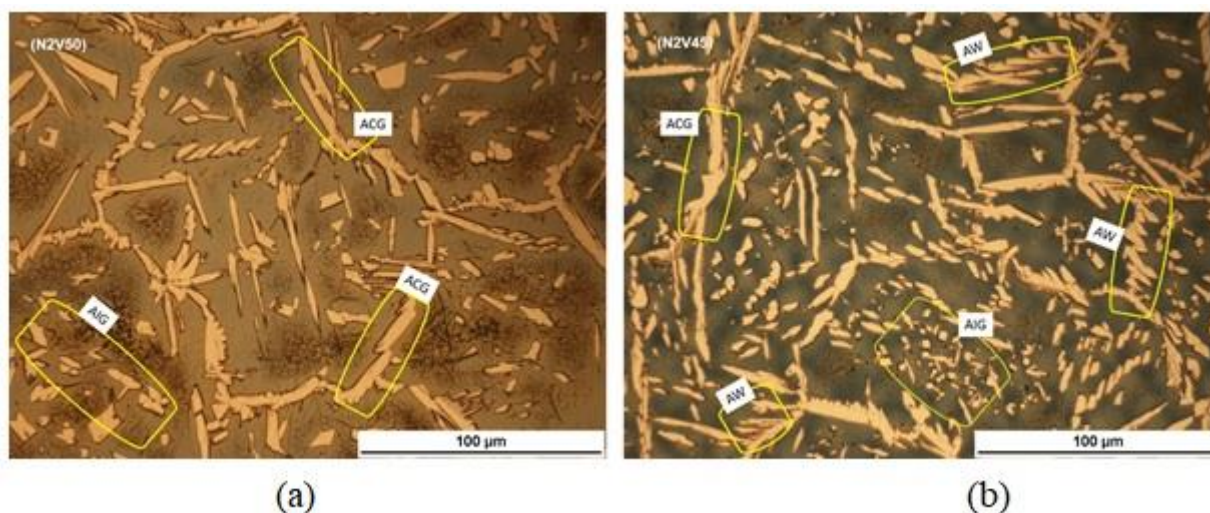


Figura 4. Amostras soldadas com adição de 2% de N_2 , a) 50 cm/min e b) 45 cm/min.

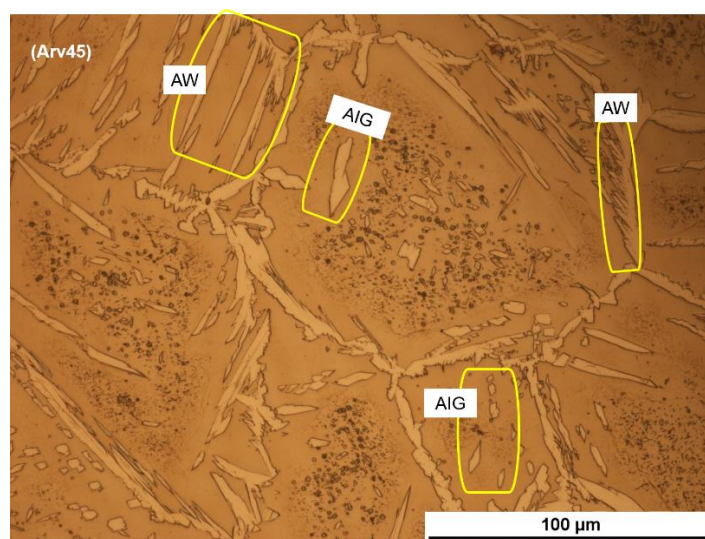


Figura 5. Amostra soldada com 100% de Argônio, 45 cm/min.

Os estudos realizados por Ogawa (1989) e Zhang (2016) mostraram que a adição de N_2 no gás de proteção enriqueceu a fase austenita (γ) de Ni e de N, enquanto na ferrita (δ) houve o enriquecimento de Cr e Mo. Além disso, a adição de 2% de N_2 no gás de proteção aumentou significativamente a fração de austenita no AID UNS S31803. No estudo de Zhang (2017), um aço AID UNS S31803 foi soldado com gás de proteção de 100% de Argônio e com 98% de Argônio + 2% de N_2 , e observou-se um aumento significativamente da fração volumétrica da austenita em várias regiões da junta quando houve adição de N_2 , em que a austenita passou de 35,2% para 54,3% na solda de raiz, de 39,2% para 56,4% na solda de enchimento e de 23,5% para 31% na ZAC.

Nos AID, à medida que o material resfria rapidamente a partir da solda, a ferrita tende a se tornar supersaturada em nitrogênio (ferrita metaestável), favorecendo a precipitação de Cr_2N . Segundo o mecanismo de precipitação cooperativa, o crescimento desse nítreto causaria redução de cromo e o enriquecimento de níquel ao redor da ferrita, o que geraria uma condição favorável para a transformação da austenita secundária. Logo em seguida, à medida que ocorre o crescimento da austenita secundária, ocorre também a dissolução do Cr_2N , que apresenta menor quantidade de Cr e maior Ni comparado a austenita primária, além do menor índice de PRE, comparado com a ferrita e austenita primária resultando em uma fase mais susceptível a corrosão por pite. Londoño (2003) e Zhang (2016) também constataram que a adição de

2% N₂ no gás de proteção melhorou a resistência à corrosão localizada por pite da junta, por aumentar o PRE da austenita secundária e minimizar a precipitação de Cr₂N.

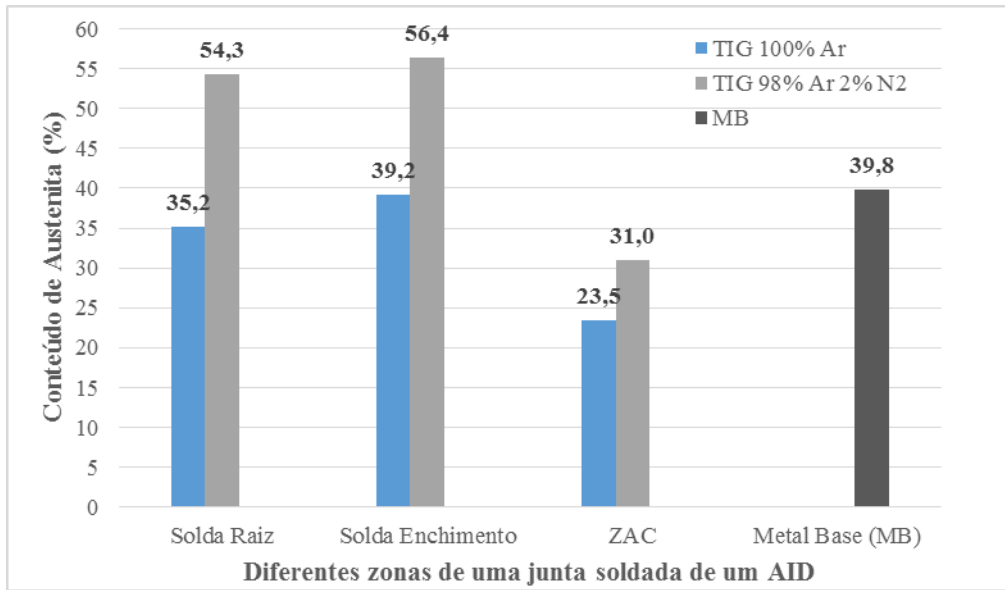


Figura 6. Efeito da composição do gás de proteção na quantidade de austenita em diferentes regiões de uma junta soldada de um AID UNS S31803

Na Tabela 3 são apresentados os valores das quatro condições estabelecidas (com e sem a adição de N₂ e variando a energia de soldagem) na região da zona fundida. Nota-se que os corpos de prova que tiveram adição de N₂ apresentaram fração volumétrica de austenita significativamente superior aos sem adição de N₂, sendo esse valor maior que o dobro comparado às amostras com mesma velocidade de soldagem e sem adição de 2% de N₂. Os valores obtidos na Tabela 3 estão em concordância com os apresentados na literatura. (Zhang, 2016; Zhang, 2017).

Tabela 3: Valores obtidos pela contagem das fases.

Medições	N ₂ v45	N ₂ v50	Arv45	Arv50
Ferrita %	75,64	88,85	81,16	91,2
Austenita %	24,36	11,15	18,84	8,8
Desvio Padrão	0,94	0,36	0,76	0,6

No entanto, de acordo com Lu (2009), o fato de o gás nitrogênio possuir maior calor específico poderia promover um efeito térmico mais pronunciado durante a soldagem. Tal efeito, durante a formação do plasma do arco, poderia promover um arco mais “quente” e mais concentrado. A Figura 7 retrata esse efeito, onde se notam pontos mais quentes na soldagem com a adição de N₂ no gás de proteção. Assim, aliado ao efeito do N₂ como gamagênico, esse aumento da temperatura pode ter auxiliado na maior formação da austenita. As curvas “temperatura x tempo” indicaram que os corpos de prova com adição de nitrogênio possuem maior tempo de resfriamento, ou seja, as que utilizaram a mistura gasosa na soldagem foram as que obtiveram maior tempo entre a temperatura de pico (T_p) até 300°C, e consequentemente a redução na taxa de resfriamento.

Foi relatado por Liou (2002) que o maior tempo de resfriamento foi fundamental para a reforma da fase austenítica, diminuindo o desequilíbrio das fases δ/γ . Neste estudo, foram avaliadas três taxas de resfriamento entre a faixa de temperatura de 800°C a 500°C (t_{800/500}), com 20 s, 60 s e 100 s. À medida que o tempo entre essa faixa de temperatura aumentava, tornava-se menos evidente a presença de austenita de contorno de grão (ACG) quando o intervalo de tempo foi de 60 s. A austenita Widmanstätten (AW) e a austenita intragranular (AIG) também foram observadas, e quando o intervalo foi de 100 s, as quantidades de AW e AIG aumentaram e o ACG foi quase totalmente substituído por AW.

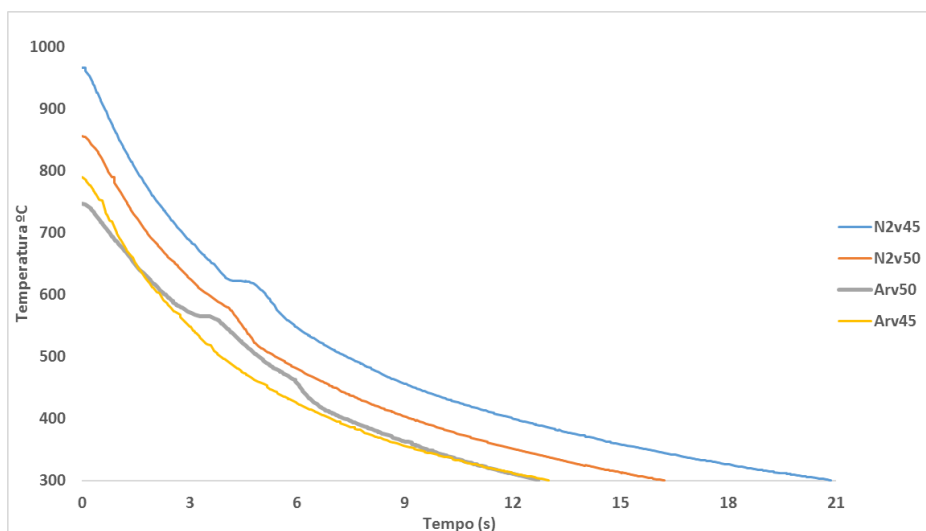


Figura 7. Valores das temperaturas em função do tempo para as quatro condições.

Pode-se observar na Tabela 4 que os corpos de prova obtidos com adição de 2% de N₂ obtiveram maior temperatura de pico e maior intervalo de tempo (Δt – segundos); assim, foi possível observar que o corpo de prova com maior Δt (N₂v45) promoveu maior quantidade de austenita de Widmanstätten e de austenita intragranular quando comparado com os outros corpos de prova. Entretanto, os corpos de prova com menor Δt (Arv45 e Arv50) apresentaram menor quantidade de austenita de Widmanstätten, quando comparados com os corpos de prova que apresentaram maior Δt . Com isso, foi possível observar maior quantidade de austenita de contorno de grão e austenita intragranular, assim como nas Figuras 3(c) e (d) e Figura 6.

Tabela 4. Medidas de temperatura em função dos parâmetros de cada corpo de prova.

	N ₂ v45	N ₂ v50	Arv45	Arv50*
T°C máx.	966	856	789	747
Δt (s)	20,86	16,22	13	12,72
t 8/5	5,81	4,66	3,78**	4,86**

* Descontinuidade no gás de purga.

** Temperatura máxima medida até 500°C.

A amostra Arv50 apresentou uma descontinuidade no gás de purga, o que foi crucial para o maior Δt comparando com a Arv45. Entre tais corpos de prova, o com menor velocidade de soldagem apresentou maior fração volumétrica de austenita de acordo com a contagem realizada, podendo estar associada com o maior aporte térmico. Tais fatos descritos acima, também foram relatados por Liou (2002) e Yang (2011), onde o maior tempo de resfriamento (Δt) ocasionou numa maior quantidade de austenita de Widmanstätten e austenita intragranular.

No estudo realizado por Fraga (2017), todas as amostras foram soldadas utilizando 2% N₂ no gás de proteção e com a finalidade de comparar o efeito do tratamento térmico pós-soldagem, foi realizado o tratamento térmico pós-soldagem por indução, em metade de suas amostras, na temperatura de 1050°C por 10 s. O autor concluiu que tal nível de temperatura de tratamento térmico proporcionou a estabilização da fase austenita promovendo redução significativa do percentual de ferrita tanto na zona fundida quanto na zona termicamente afetada.

Uma vez que a austenita se estabilizaria a níveis mais elevados de temperatura, a região que se submetia àquela faixa de temperatura por mais tempo, tenderá a formar mais austenita. Logo, é possível que o N₂ dissolvido na matriz auxilie a formação de austenita e o N₂ no gás de proteção venha a promover a condição energética para auxiliar essa formação.

Segundo Gunn (1997) e Giraldo (2001) a faixa de temperatura em que as fases deletérias ocorrem estariam entre 600°C e 1050°C. Assim correlacionando com as curvas de resfriamento obtidas no LabView®, é possível que tenha ocorrido a precipitação de fases deletérias (Cr₂N, M₂₃C₆, Sigma, Chi e outras). Dessa maneira, foi necessário pontuar que uma condição ótima para o equilíbrio de fases e para que se evitasse a formação de fases deletérias o tempo entre a faixa de temperatura 800°C a 500°C deveria ser mínimo, garantido as propriedades do AID UNS S31803 para suas diversas aplicações.

4. CONCLUSÃO

Após a realização da parte experimental desse trabalho, pode-se concluir que:

- a) A adição de nitrogênio na mistura do gás de proteção foi eficaz na reforma da austenita na zona fundida, aumentando a sua fração volumétrica, comparada as amostras soldadas com 100% Ar.
- b) A austenita formada após soldagem apresenta-se com morfologia diferente da austenita primária (metal de base).
- c) A adição de 2% N₂ no gás de proteção foi responsável pelo aumento da temperatura de pico na parte inferior dos corpos de prova de AID UNS S31803.
- d) A adição do N₂ aponta para um efeito secundário no balanço de fase, não só pelo efeito da interação química, mas também pelo maior calor gerado no arco voltaico.
- e) Apesar da adição de nitrogênio na mistura do gás de proteção ter se mostrado eficaz na reformação da austenita na zona fundida, os parâmetros utilizados não geraram um balanço dentro do que as normas exigem.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à UFES e ao IFES pelo suporte técnico para o desenvolvimento desse trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- Albuquerque V. H. C. Sistema de visão computacional para a caracterização da grafita usando microfotografias. 2007 Dissertação (Mestrado em Engenharia de Teleinformática) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2007.
- Colpaert, H., 2008, “Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns”, 4ª. ed. São Paulo, Brasil.
- Ferreira, José Arthur, 2010 “Boas práticas na soldagem de tubulações de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex, utilizando o processo GTAW”, Ensold 2012: encontro de soldagem da petrobras, Rio de Janeiro, Brasil v. 1, n. 1, p.1-42.
- Fraga, Fagner Bertholdi, 2017, “Estudos de soldabilidade e otimização de parâmetros com o aço inoxidável duplex 2205 laminado usando o processo TIG autógeno”, 117 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)- Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória.
- Folkhard, Erich; Rabensteiner, Gunther; Perteneder, Ernst, 1988, “Welding Metallurgy of Stainless Steels”, New York: Springer-verlag, 1988. 288 p.
- Garcia, Erick Renato Vargas, 2011, “Estudo da corrente de soldagem do processo tig pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex uns s32304 e uns s32101”, 186 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil.
- Giraldo, Claudia Patricia Serna, 2001, “Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (zactb) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex”144 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil.
- Gunn, R. N, 1997, “Duplex Stainless Steels: Microstructures, Properties and Applications”, Abington Publishing, 1 Edition.
- Liou, Horng-Yih; HSIEH, Rong-Iuan; TSAI, Wen-Ta, 2002, “Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels”, Corrosion Science, Taiwan, p. 2841-2856.
- Lippold, J.C.,Kotecki, D.J., 2005, “Welding Metallurgy and weldability of stainless steels”. John Wiley & Sons, Inc.
- Londoño, A.J.R; Lippold, J.C.; Brandi, S.D, 2003, “The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels”, Metallurgical and Materials Transactions, [S.l.], v. 34A, p. 1575-1597.
- Lu, S. et al., 2009, “Numerical study and comparisons of gas tungsten arc properties between argon and nitrogen” Computational Materials Science, v. 45, p.327–335.
- Santos, Rodrigo Soares dos, 2016, “Influência do efeito da temperatura de préaquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem de chapas finas de aço inoxidável duplex UNS S31803”, 98 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, Brasil.
- Sedriks, Aristide John, 1996, “CORROSION OF STAINLESS STEELS”, 2. ed. New York: Wiley-interscience, 427 p.
- Souza, Juliana Primo Basílio de; ARIAS, Alexandre de Gouvêa; PARDAL, Juan Manuel, 2011, “Análise da Resistência à Corrosão por Pite em Soldas de Reparo pelo Processo TIG em Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750”: Soldag. Insp., São Paulo, v. 113, n. 104, p.1-10, 16.
- Oliveira, Ida Paula Gusmão de; LUZ, Temístocles de Sousa, 2013, “Estudo do processo de fabricação de tubos flexíveis de aço inoxidável duplex UNS 32304 utilizados na indústria de petróleo e gás”, Soldagem & Inspeção, [s.l.], v. 18, n. 1, p.02-11. FapUNIFESP.
- Ogawa T., Koseki T., 1989, “Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals”, Weld. J. 68 p.

- Yang, Yinhui et al., 2011, "The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel", Corrosion Science, [s.l.], v. 53, n. 11, p. 3756-3763.
- Zhang, Zhiqiang et al., 2016, "Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints", Applied Surface Science, China, p. 297-314.
- Zhang, Zhiqiang et al., 2017, "Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joints" Applied Surface Science, China, p. 110-128.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

EVALUATION OF THE NITROGEN ADDITION IN THE PROTECTIVE GAS IN THE AUTOGENEOUS TIG WELD OF THE STEEL UNS S31803

André Philippe Cândido Boyer, andrepcb@hotmail.com¹

Matheus Diogo Machado, mdiogomachado@gmail.com¹

Temístocles Luz, temistocles.luz@ufes.br²

André Gustavo de Souza Galdino, andregsg@ifes.edu.br²

¹²Federal University of Espírito Santo, Welding Laboratory, Av. Fernando Ferrari, N° 514, zip code 29075-073, Goiabeiras, Vitória, ES, Brazil

¹²IFES - Federal Institute of Espírito Santo, Av. Vitória, 1729, zip code 29040-780- Jucutuquara, Vitória, ES, Brazil

Abstract: The objective of this work was to study the effects on microstructural transformations of nitrogen addition in shielding gas on autogenous GTAW welding of duplex stainless steel (DSS) UNS S31803. There were done four welding seams on test samples with 72 x 72 x 1,8 mm of proportion using the autogenous TIG process with continuous current pulsed with direct polarity and without addition metal, using two distinct shielding gases (100% Ar e 98%Ar + 2%N₂) and an electrode of 2 mm in diameter with an angle of 90 ° to the part. Type K thermocouples were fixed in the melt zone to evaluate the peak temperature at the bottom of each condition; of the dynamic cooling rate; and the permanence time from the peak temperature to 300 ° C. Metallographic analyzes were performed to reveal the microstructure of the test samples in the welded zone, zone affected by heat and base metal. The determination of the volumetric fraction of the present phases was made in the welded zone. The addition of 2% of N₂ favored the increase of speck boundary austenite thicknesses and the formation and growth of Widmanstätten and intragranular austenite. The samples with N₂ presented increase of the austenite volumetric fraction compared to the samples without addition of N₂. Besides that, the samples with nitrogen addition resulted in increased temperature on the back of the weld, implying a lower cooling rate from the reference temperature of 300 ° C.

Keywords: Nitrogen, DSS, microstructural transformation, volumetric fraction, austenite.

1. RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.