

ANÁLISE DA ADIÇÃO DE NÍQUEL ELETROLÍTICO NA SOLDAGEM LASER DO AÇO SUPERDUPLEX UNS S32750*

Leonardo Vilela de Menezes Carvalho¹
Eli Jorge da Cruz Junior²
Vicente Afonso Ventrella³

Resumo

Tendo em vista os aços inoxidáveis superduplex, conhecidos pela alta resistência à corrosão concatenada a boas propriedades mecânicas, buscou-se associar um processo nobre de união por soldagem laser pulsado Nd:YAG, analisando os efeitos da adição de níquel em relação à soldagem autógena. O ciclo térmico do processo de soldagem desbalanceia a microestrutura bifásica, alterando expressivamente as propriedades originais devido a formação majoritária de ferrita na solidificação. O níquel busca manter o balanço original através da estabilização da austenita, uma vez que se trata de um elemento gamagênico. Para isso realizaram-se análises das microestruturas pós-soldagem por meio de microscopia eletrônica de varredura, bem como ensaios de microdureza Vickers, e de corrosão por pite. O emprego do metal de adição se mostrou superior nos ensaios, mantendo a fração volumétrica ferrítica-austenítica equivalente, valores de dureza mais próximos ao metal base, bem como uma temperatura crítica de pite significativamente superior em relação ao processo autógeno. Tais resultados apontaram conveniente utilizar o níquel no balanceamento das fases na soldagem, aproximando as características do cordão às do metal base.

Palavras-chave: Soldagem a laser; Adição de níquel; Microestrutura; Aço inoxidável superduplex.

ANALYSIS OF ELECTROLYTIC NICKEL ADDITION ON UNS S32750 SUPERDUPLEX STEEL LASER WELDING

Abstract

In view of superduplex stainless steel, known by corrosion coupled with pleasurable mechanical properties, this work aiming link it to noble pulsed laser welding Nd:YAG analyzing the effects of nickel addition face to autogenous welding. The thermal cycle of welding process entails unbalancing the biphasic microstructure modifying original properties due to high formation of ferrite on solidification. Therefore the application of nickel foils to keep the original balance through the stabilization of austenite since it is a gamagenic element. In this regard, analyzes of post-weld microstructures were carried out by means of scanning electron microscopy, as well as Vickers microhardness test, and pitting corrosion tests. The use of this filler metal was shown superior in tests keeping equivalent ferritic-austenitic volume fraction, hardness values closer to base metal, as well as a critical pitting temperature higher than by autogenous process. These results approved nickel application as balancing agent in welding structure bringing the characteristics of weld bead closer to the base metal.

Keywords: Laser beam welding; Nickel addition; Microstructure; Superduplex stainless steel.

¹ Graduando em Engenharia Mecânica, UNESP, Ilha Solteira, SP, Brasil.

² Engenheiro Mecânico, Professor Mestre, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo, Votuporanga, SP, Brasil.

³ Engenheiro Mecânico, Professor Doutor, Departamento de Engenharia Mecânica: Área de Materiais e Processos de Fabricação, UNESP, Ilha Solteira, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Dentre os processos de soldagem aplicados em processos industriais hoje, merece destaque a técnica de soldagem laser, capaz de agregar características extremamente vantajosas tais como alta produtividade, ótimo acabamento, precisão, elevada penetração, estreita zona termicamente afetada (ZTA), e evidente automatização. Tais particularidades são notórias às indústrias mais exigentes, como a petroquímica e marinha, impactadas pelos seus produtos manuseados e ambientes agressivos, necessitando alta resistência à corrosão aliada a boas propriedades mecânicas nos metais.

Nesse aspecto, busca-se o conhecimento de aços inoxidáveis que suportem condições de trabalho nocivas, e que o processo de soldagem envolvido em sua união não modifique, ou que o faça de maneira irrisória, seus atributos. Assim, colocam-se os aços inoxidáveis de estrutura duplex como excelentes opções, e mais especificamente os superduplex (*superduplex stainless steel* - SDSS), que possuem maiores porcentagens de cromo, molibdênio e nitrogênio em sua composição, resultando numa resistência ao pite (*pitting resistance equivalent* - PRE) superior a 40 [1].

Durante a soldagem dos SDDS, sua estrutura bifásica ferrítica-austenítica em proporções volumétricas de 1:1 modifica-se, formando majoritariamente ferrita devido alta taxa de resfriamento e baixo aquecimento de entrada envolvido na soldagem [2,3]. Esse desbalanceamento afeta a resistência a corrosão por pites e por fenda, condição mais nobre desses aços, bem como resulta no aumento da dureza, já que a ferrita é conhecida por ser mais dura em relação à austenita, alterando também suas propriedades mecânicas [2,4]. Para reverter esses efeitos geralmente são realizados tratamentos térmicos pós-soldagem, que apesar de aumentarem a porcentagem de austenita, podem causar o aparecimento de fases secundárias indesejadas [3].

Nesse sentido, o presente trabalho propõem a utilização de níquel como metal de adição ao processo de soldagem laser pulsado Nd:YAG, uma vez que o níquel é um estabilizador da austenita [5], favorecendo sua formação durante a soldagem, procurando eliminar a necessidade do tratamento térmico subsequente.

Na literatura existem estudos abordando a adição de elementos estabilizadores de austenita, como níquel e nitrogênio, a fim de balancear a estrutura duplex, através de soldagem TIG [6], ou feixe de elétrons [7], entretanto nenhum deles trata dos efeitos relacionados ao processo de soldagem laser pulsado Nd:YAG.

Entendendo que o balanço de fases em chapas de SDDS soldadas é um fator importante para resistência mecânica e à corrosão, busca-se com esse trabalho avaliar a influência da adição de níquel eletrolítico na soldagem do aço UNS S32750 mediante uma fonte de laser pulsado Nd:YAG, verificando o balanceamento de fase da junta soldada, bem como uma avaliação das microestruturas formadas, análise de dureza e resistência à corrosão.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e Métodos

A soldagem foi realizada em chapas laminadas de espessura 1,5 mm de aço inoxidável superduplex UNS S32750, cuja composição química nominal é apresentada na Tabela 1, e com lâminas de níquel eletrolítico, obtidas por corte em

eletroerosão a fio seguido de lixamento até obter a espessura desejada de 30 µm. As chapas foram devidamente retificadas, de modo a promover a soldagem de topo, e a lâmina de níquel foi cortada de modo a ter a mesma seção transversal do aço.

Tabela 1. Composição química nominal aço UNS S32750 em porcentagem de massa

Elemento	C	Cr	Cu	Mo	Mn	N	Ni	P	S	Si	W
%Mínima	-	24,0	2,99	3,0	-	0,24	6,0	-	-	0,2	0,5
%Máxima	0,03	26,0	1,27	5,0	1,2	0,32	8,0	0,035	0,02	0,8	1,0

Dados obtidos do fabricante <http://www.realum.com.br/>.

A máquina de soldagem utilizada é da marca United Winners, modelo UW 150A, e os parâmetros utilizados estão na Tabela 2. Após a soldagem de topo, amostras foram retiradas por corte em guilhotina e embutidas em resina a frio. Para preparação metalográfica seguiu-se a norma ASTM E3-01 [8], lixando até a granulometria 1500, polindo até alumina 0,05 µm, e atacando quimicamente com reagente Behara.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem do laser pulsado Nd:YAG

Parâmetros de soldagem [unidade]	Valor
Potência de Pico [kW]	2,00
Tempo de Pico [ms]	5,00
Energia do Pulso [J]	10,00
Frequência do Pulso [Hz]	9,00
Velocidade de Soldagem [mm/s]	1,00
Gás de Proteção Argônio [l/min]	20,0

Fez-se então uma caracterização da microestrutura por microscópio eletrônico de varredura (MEV), pela técnica de elétrons retroespalhados, sendo possível comparar a soldagem autógena (sem metal de adição) com a acrescida de níquel. A fração volumétrica foi quantificada com o software ImageJ. Com as mesmas amostras foi realizado o teste de microdureza Vickers com base na norma ASTM E384-17 [9], confrontando também as duas circunstâncias, além de estimar o limite de resistência à tração pela Equação 1 de Norton [10].

$$S_{ut} \cong 3,45 HB \pm 0,2HB \quad [MPa] \quad (1)$$

Por último, mas não menos importante, foi realizado o estudo da temperatura crítica de pite (*critical pitting temperature* - CPT) através de seu ensaio, respeitando a norma ASTM G150-99 [11], comparando valores do metal base, soldagem autógena, e com adição do níquel. A amostra foi preparada expondo apenas 1 cm² da região superficial do cordão de solda, para então mergulhá-la em solução.

2.2 Resultados e Discussões

2.2.1 Microestruturas

Através das imagens obtidas por MEV, a Figura 1 mostra a estrutura duplex do metal base (MB) em porcentagens volumétricas iguais de austenita e ferrita, grande responsável pelas características do aço UNS S32750, no qual ilhas de austenita em matriz ferrítica são observadas, ambas em formato alongado devido à laminação, expondo uma textura típica. Já na Figura 2 tem-se as microestruturas resultante da

soldagem em (a) para condição com adição de lâmina de níquel com 30 μm (Ni30), e (b) para condição autógena (AUT).

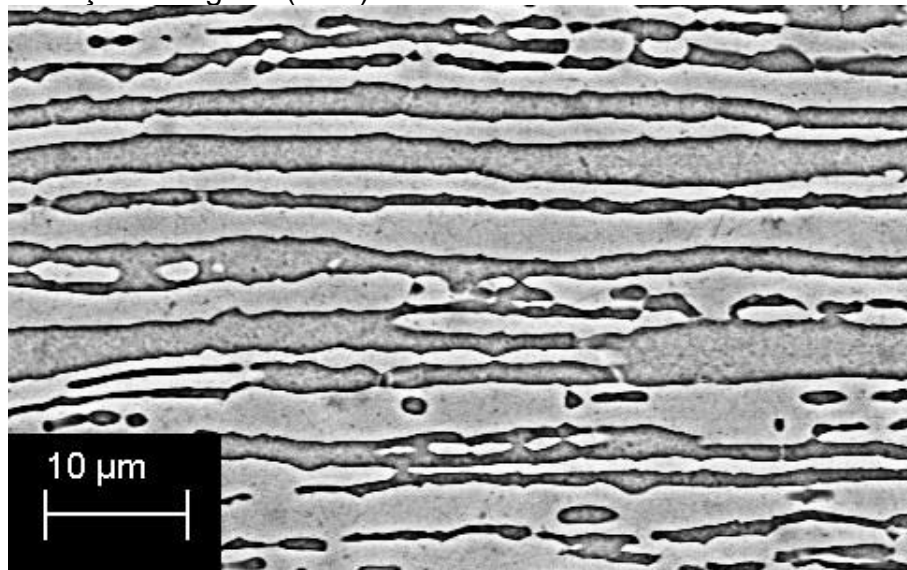


Figura 1. Microestrutura do metal base UNS S32750

Observa-se na Figura 2 uma brusca alteração da morfologia original, que agora apresenta austenita (fase clara) na forma alotriomórfica de contornos de grão, placas de Widmanstätten, projetando-se dos contornos, e intragranular [12].

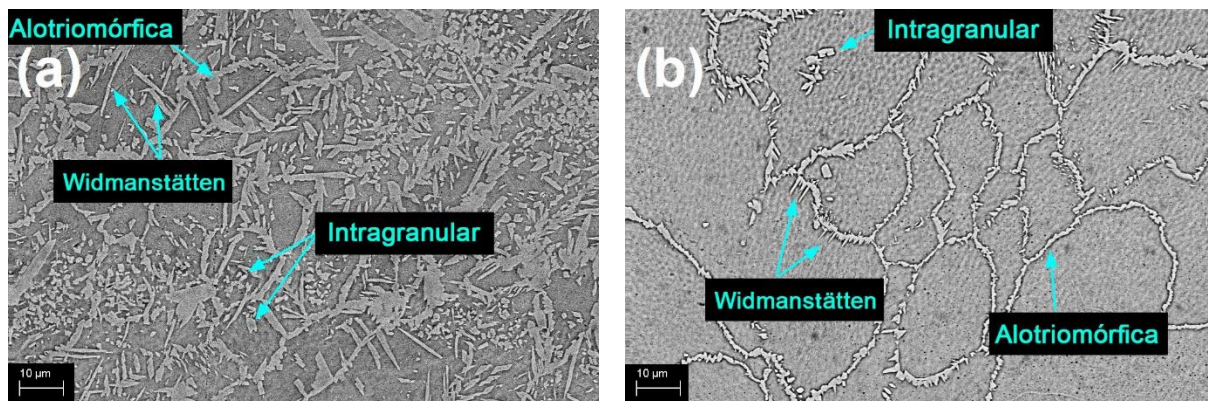


Figura 2. Microestruturas pós-soldagem (a)Ni30 (b)AUT

Na condição AUT nota-se majoritária fração de ferrita (fase escura), e pouca austenita, quase que em sua totalidade na forma alotriomórfica de contorno de grão. Isso ocorre devido a esse tipo de austenita formar-se em altas temperaturas, e associado à alta taxa de resfriamento e baixo aquecimento de entrada [12]. O ciclo térmico envolvido também explica a predominância de ferrita, já que o curto tempo desfavorece a formação de austenita. Já para o caso Ni30 observa-se proporções volumétricas semelhantes, comprovado pela Tabela 3, com aparecimento substancial de austenita intragranular, causados pelo efeito de níquel na estabilização da austenita, mesmo sob rápido resfriamento.

Desse modo, pode-se dizer que o níquel conseguiu sobrepor o ciclo térmico no interior da zona fundida, entretanto, vemos pela Figura 3 que a ZTA ainda apresentou maior quantidade de ferrita. Como o processo de soldagem laser emite energia de forma muito concentrada, o metal base aquece pouco, contribuindo vigorosamente na rapidez da solidificação do metal fundido adjacente, acarretando

em maior presença de ferrita. Nessa região, o níquel, mesmo como elemento gamagênico, não foi capaz de promover a austenita visto a impetuosidade do resfriamento.

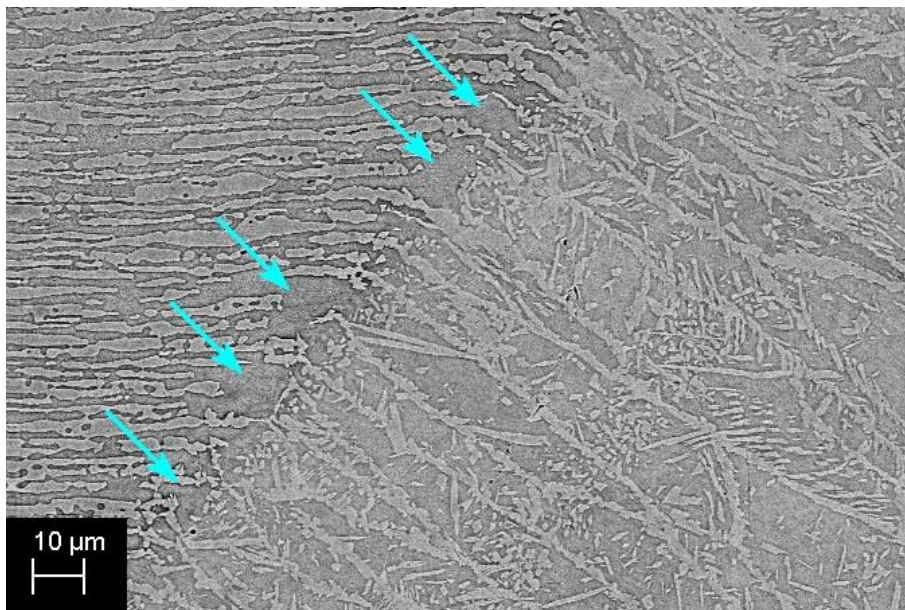


Figura 3. ZTA para soldagem Ni30

A Tabela 3 traz as proporções volumétricas para as duas condições de solda, sendo um desbalanceamento exponencial de fases para a soldagem autógena, revertida pela lâmina de níquel de 30 μm, que se aproximou muito do valor nominal, podendo dizer que a adição alterou o cordão qualitativamente e quantitativamente. A Figura 4 explicita a origem dos dados da Tabela 3, pelo uso do software *ImageJ*.

Tabela 3. Fração volumétrica de ferrita/austenita nos cordões de solda

Condição	Ferrita %	Austenita %
MB	50*	50*
AUT	91,4	8,6
Ni30	55,5	44,5

MB – Metal Base; AUT – Autógena; Ni30 – com adição de níquel.

* Valor nominal.

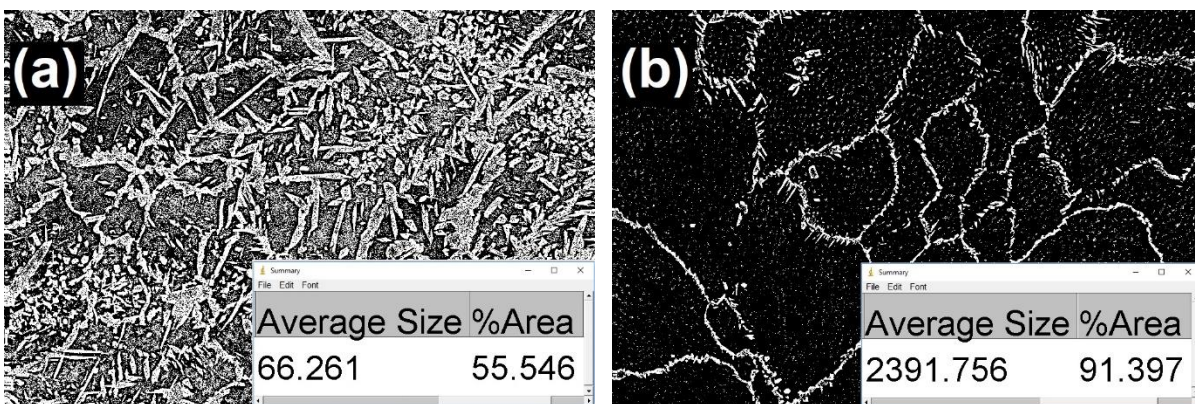


Figura 4. Frações volumétricas de ferrita/austenita para (a) Ni30 e (b) AUT

2.2.2 Microdureza

A microdureza foi analisada para ambos os casos a fim de comparação, obtendo-se os perfis da Figura 5. Neles é possível inferir um aumento da dureza pelo processo de soldagem, bem como da Tabela 4, mostra-se um valor 10% superior para condição AUT em relação a Ni30. Um resultado esperado, uma vez que a ferrita apresenta valores de dureza maiores do que a austenita, que está em pouca quantidade na condição sem metal de adição. Para Ni30, tem-se valor 19% maior de dureza em relação ao metal base, e isso deve-se à grande quantidade de austenita intragranular dispersa pela zona fundida, aumentando as discordâncias e consequentemente a dureza [13].

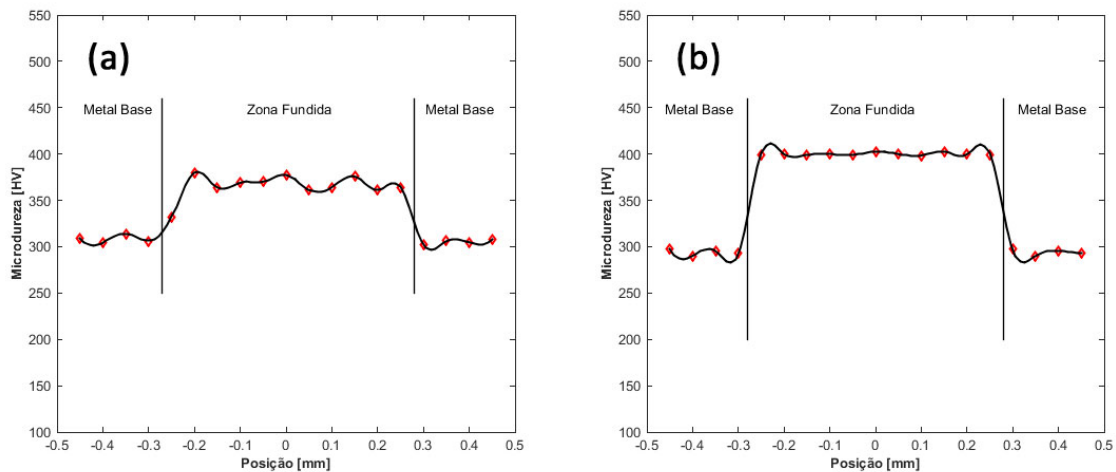


Figura 5. Perfis de microdureza Vickers (a) Ni30 e (b) AUT

Como não houve ensaio de tração, pode-se estimar o valor do limite de resistência à tração (S_{ut}) pela Equação 1, com os dados de dureza média, permitindo compará-los com o valor nominal de $S_{ut}=750$ MPa [3]. Para condição autóloga, estima-se um $S_{ut}=1311 \pm 76$ MPa, já para a Ni30 o $S_{ut}=1197 \pm 69$ MPa.

Tabela 4. Microdureza Vickers das amostras

Condição de Soldagem	Região	Dureza Média [HV]	Desvio Padrão Amostral
Autóloga	MB	294,03	2,99
	ZF	400,07	1,27
Níquel 30 μ m	MB	306,84	3,61
	ZF	365,26	12,94

MB - Metal Base; ZF - Zona Fundida.

2.2.3 CPT

As Figura 6 e Tabela 5 apresentam os resultados para o teste CPT, tal que a temperatura crítica é aquela na qual a densidade de corrente (i) alcançou $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. A maior resistência à corrosão do material se apresentará tão maior seja a temperatura crítica.

Tabela 5. Temperaturas críticas de pite

Condição	CPT [°C]
MB	83,5
AUT	36,5
Ni30	49,5

Na soldagem autógena têm-se uma queda substancial da temperatura crítica, sendo ela abaixo de 40°C, e tendo o aparecimento do pite na superfície do cordão de solda, mostrando a inviabilidade dessa soldagem, já que o emprego dos aços superduplex está ligado à necessidade de excelente resistência à corrosão. O desbalanceamento, com menor quantidade de austenita, altera a resistência no cordão. Nas amostras com níquel, a austenita estabilizada aumenta a temperatura crítica, sendo 35% superior à autógena, e o pite inicia fora do cordão de solda, na ZTA, onde o balanço não é alcançado.

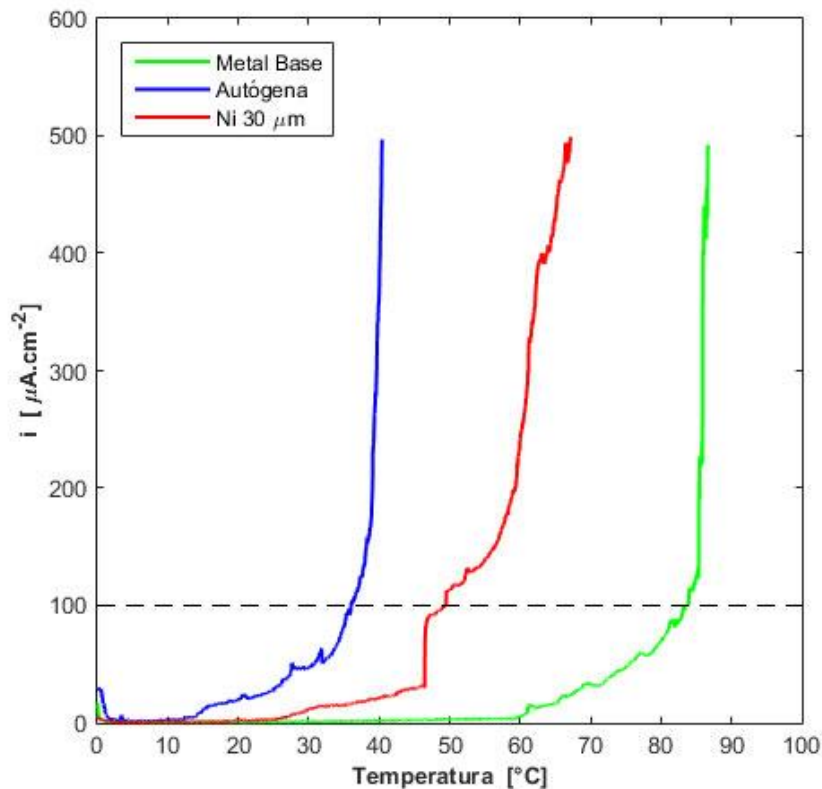


Figura 6. Determinação da temperatura crítica

3 CONCLUSÃO

- As características do níquel eletrolítico frente a soldagem do aço UNS S32750 contribuíram favoravelmente através da formação de austenita, alterando a microestrutura e frações volumétricas das fases ferrítica-austenítica.
- Na condição de soldagem Ni30 o efeito de formação de austenita no cordão de solda, em proporções volumétricas muito próximas as de ferrita, se sobrepôs a alta taxa de resfriamento, com exceção da ZTA, resultando numa estrutura balanceada importante para as características anticorrosivas.
- A maior quantidade de austenita formada pela condição Ni30 resultou em uma dureza mais próxima a do metal base, em relação a condição autógena de dureza superior.
- Os ensaios de CPT indicam uma maior resistência ao pite quando as chapas são soldadas com adição de níquel, ocorrendo o primeiro ataque na região da ZTA que contém mais ferrita. Já para autógena, a temperatura crítica cai drasticamente, surgindo o primeiro pite na superfície do cordão.

Agradecimentos

Os autores são gratos à FAPESP pelo apoio à pesquisa no processo 2018/17362-6, e ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira (FEIS-UNESP), pelas oportunidades que favoreceram a confecção desse projeto.

REFERÊNCIAS

- 1 Nilsson J-O. Super duplex stainless steels, *Materials Sci. and Tech.* 1992 [acesso em 10 mai. 2019];8:685-700. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.685>.
- 2 Taban E. Toughness and microstructural analysis of superduplex stainless steel joined by plasma arc welding. *J. Mater. Sci.* 2008 [acesso em 10 mai. 2019];43: 4309-4315. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10853-008-2632-z>.
- 3 Saravanana S, Raghukandan K, Sivagurumanikandan N. Pulsed Nd: YAG laser welding and subsequent post-weld heat treatment on super duplex stainless steel. *J. Manufac. Proc.* 2017 [acesso em 10 mai. 2019];25:284-289. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.12.015>.
- 4 Cervo R, Ferro P, Tiziani A. *J. Mater. Sci.* Annealing temperature effects on super duplex stainless steel UNS s32750 welded joints. I: microstructure and partitioning of elements. *J Mat. Sci.* 2010 [acesso em 10 mai. 2019];45:4369-4377. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4310-1>.
- 5 Honeycombe R; Bhadeshia H. *Steels: Microstructure and Properties*. 3th ed. Oxford: Elsevier, 2006.
- 6 Zhang Z, Jing H, Xu L, Han Y, Zhao L, Zhou C. Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint. *App. Surf. Sci.* 2017 [acesso 10 mai. 2019];404:110-128. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.01.252>.
- 7 Muthupandi V, Srinivasan P, Shankar V, Seshadri S, Sundaresan S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Mat. Letters.* 2005 [acesso em 10 mai. 2019];59:2305-2309. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.03.010>.
- 8 ASTM. ASTM E3-01: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. 2001. Disponível em: <http://doi.org/10.1520/e0003-01>.
- 9 ASTM. ASTM E384-17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. 2017. Disponível em: <http://www.doi.org/10.1520/E0384-17>.
- 10 Norton RL. *Projeto de Máquinas*. 4ª ed. Porto Alegre: Bookman; 2013.
- 11 ASTM G150, Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels. 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1520/g0150-99>.
- 12 Muthupandi V, Srinivasan P, Seshadri S, Sundaresan S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Mat. Sci. And Eng.* 2003 [acesso em 21 mai. 2019]; 358;9-16. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7).
- 13 Tahaei A, Perez A, Merlin M, Valdes F, Garagnani G. Effect of the addition on nickel powder and post weld heat treatment on the metallurgical and mechanical properties of the welded UNS S32304 duplex. 2016. [acesso em 21 mai. 2019]. *Soldag. Insp.* 21; 197-208. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/S12102.09>.