

## EFEITO DO PRÉ-AQUECIMENTO DO METAL BASE NA MICROESTRUTURA DA ZONA DE FUSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32750 SOLDADO COM LASER Nd:YAG

Suter L C<sup>1</sup> – [leonardo.c.suter@unesp.br](mailto:leonardo.c.suter@unesp.br)

Firmo L K M<sup>1</sup> - [leticia.firmo@unesp.br](mailto:leticia.firmo@unesp.br)

Crespo G S<sup>1</sup> – [gillian.engmec@gmail.com](mailto:gillian.engmec@gmail.com)

Cruz Junior E J<sup>2</sup> – [dacruz.eli@ifsp.edu.br](mailto:dacruz.eli@ifsp.edu.br)

Varasquim F M F A<sup>2</sup> – [franciscomateus@ifsp.edu.br](mailto:franciscomateus@ifsp.edu.br)

\*Ventrella V A<sup>1</sup> – [vicente.ventrella@unesp.br](mailto:vicente.ventrella@unesp.br)

<sup>1</sup>Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira-UNESP, Departamento de Engenharia Mecânica, Av Brasil 56 , 15.385-000 - Ilha Solteira - SP

<sup>2</sup>Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo - IFSP  
Campus de Itapetininga

### RESUMO

Os aços inoxidáveis super duplex possuem uma microestrutura bifásica, com frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita, conferindo-lhes excelentes propriedades mecânicas e alta resistência à corrosão. O problema na soldagem a laser desses aços é obter a zona de fusão com uma microestrutura balanceada, garantindo suas propriedades e aplicações. Quando soldado com processo a laser, obtém-se uma microestrutura majoritariamente ferrítica. A presente pesquisa estudou o efeito do preaquecimento do metal base na microestrutura da zona de fusão na união do aço UNS S32750 pelo processo de laser Nd:YAG pulsado. Quatro condições foram avaliadas (sem pré-aquecimento e aquecimento em 100°C, 200°C e 300°C). Os resultados mostraram que o pré-aquecimento do metal base aumentou as frações volumétricas da austenita. A microdureza variou com a quantidade de ferrita.. Para as amostras com pre aquecimento de 100, 200 e 300°C os valores de microdureza Vickers obtidos foram de 330Hv, 326Hv e 322Hv, respectivamente

**Palavras-chave:** soldagem laser, preaquecimento, aço inoxidável, superduplex, UNS S32750.

### INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis duplex e super duplex (DSS e SDSS, respectivamente) são amplamente utilizados em indústrias como marinha, nuclear e petroquímica devido

às suas propriedades mecânicas, boa soldabilidade e alta resistência à corrosão. Os SDSSs também têm uma excelente combinação de capacidade de transferência de calor e coeficiente de expansão térmica, ou seja, alta transferência de calor e baixa expansão térmica do material (1–3). Os DSSs e SDSSs têm uma microestrutura bimetalúrgica balanceada de 50% de ferrita e 50% de austenita, que é responsável pelas boas propriedades do material, bem como sua excelente aplicabilidade, mesmo em ambientes agressivos (3–5).

A variação nos elementos de liga impacta diretamente suas propriedades. Portanto, a principal diferença entre DSSs e SDSSs é o PREN (Pitting Resistance Equivalent Number), que é calculado com base nas porcentagens dos elementos cromo (Cr), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N). Os DSSs têm esse valor na faixa de 30 a 40, e os SDSSs têm valores entre 40 e 48. Quanto maior o PREN, melhor a resistência à corrosão (4,6,7).

Um desafio na soldagem de SDSS é o desequilíbrio das fases em sua microestrutura, que apresenta alto teor de ferrita, criando assim uma região de material enfraquecida. Além disso, surgiram fases secundárias indesejáveis, como carbonetos, fase sigma, fase chi e nitretos de cromo. Isso ocorre devido aos rápidos ciclos de aquecimento e resfriamento da peça durante a soldagem (5,7,8).

Para reduzir o desequilíbrio bifásico, existem várias alternativas, como controle de parâmetros de solda; tratamento térmico da amostra antes, durante e depois da soldagem; e inserção de um elemento estabilizador na interface solda-cordão. Saravanan, Sivagurumanikandan e Raghukandan (9) observaram que, à medida que a taxa de resfriamento aumentava, havia um aumento na quantidade de ferrita no cordão de solda e na dureza em comparação ao metal base. Da Cruz Junior et al. (10) notaram que houve um aumento na austenita, principalmente nas formas lamelar, acicular e Widmanstätten após a inserção de uma folha de níquel em comparação à soldagem autógena de UNS S32750. Sung, Shin e Chung (11) observaram que a região soldada era principalmente ferritizada e a quantidade de energia no processo influenciava diretamente o tamanho do cordão de solda.

Tahaei et al.(12) estudaram os efeitos do níquel e do tratamento térmico pós-soldagem na soldagem a arco GTAW. Este estudo tem como objetivo avaliar os efeitos do tratamento de pré-aquecimento na microestrutura, equilíbrio de fases e propriedades do aço inoxidável Super Duplex soldado a laser.

## MATERIAIS E MÉTODOS

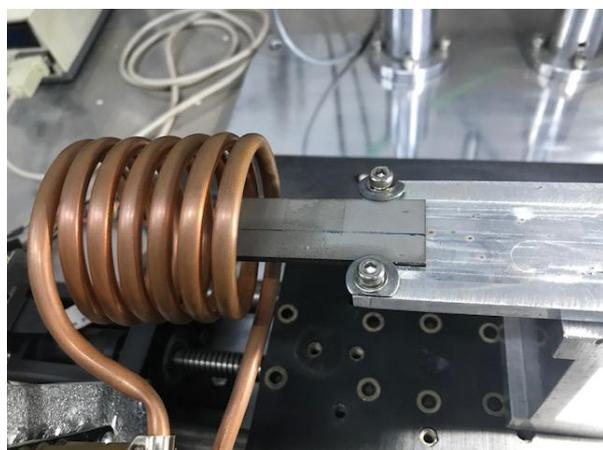
O metal base utilizado no presente estudo foi o aço UNS S32750, com espessura de 3,0 mm. Nenhum metal de adição foi usado. As composições químicas, e o Cr e Ni equivalentes são mostradas na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do UNS S32750 SDSS (% em peso), equivalentes de Cr e Ni e PREN (13).

C	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	P	C	S	Fe
25,61	6,97	3,84	0,63	0,29	0,27	0,15	0,02	0,018	0,001	balanço
Cr <sub>equivalente</sub> = 29.45					Ni <sub>equivalente</sub> = 13.01					

A soldagem por feixe de laser foi realizada em temperatura ambiente e com pré-aquecimento de até 100, 200 e 300 °C. A Figura 1 mostra o sistema de soldagem laser Nd:YAG pulsado por meio de um sistema de pré-aquecimento de amostra. As temperaturas de pré-aquecimento foram controladas por um termopar (tipo K). Um modelo de potência de laser pulsado Nd:YAG UW-150A adquirido da United Winners, com potência máxima de 150 W e diâmetro do ponto do feixe de 0,2 mm, foi empregado. A soldagem foi realizada em uma configuração de cordão sobre placa, com energia de pulso definida em 10 J e potência de pico, duração do pulso e frequência definidas em 2 kW, 5 ms e 9 Hz, respectivamente. A distância focal foi de 100 mm, com foco na superfície. A velocidade de soldagem foi de 1,0 mm/s, e argônio puro foi usado a uma vazão de 12 l/min.

Figura 1. Sistema de pré-aquecimento de amostra.



A microestrutura das amostras foi revelada usando o reagente de Beraha. Macro e microestruturas da zona de fusão após soldagem à temperatura ambiente e 100, 200 e 300 °C foram analisadas via microscopia óptica (Carl Zeiss Axio Vision) e eletrônica de varredura (Carl Zeiss EVO LS15). As frações de volume de austenita e ferrita foram avaliadas usando o software de imagem livre Image J. Testes de microdureza Vickers foram realizados na zona de fusão e metal base usando um EMCO TEST Duravision com uma carga de 1 gf

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

As macrografias ópticas do perfil do cordão de solda para todas as amostras são apresentadas na Figura 2. A largura e a profundidade são representadas por  $w$  e  $d$ , respectivamente. A Tabela 2 mostra os valores de  $d$  e  $w$  e a área do cordão de solda.

Figura 2. Macrografia óptica da amostra T0.

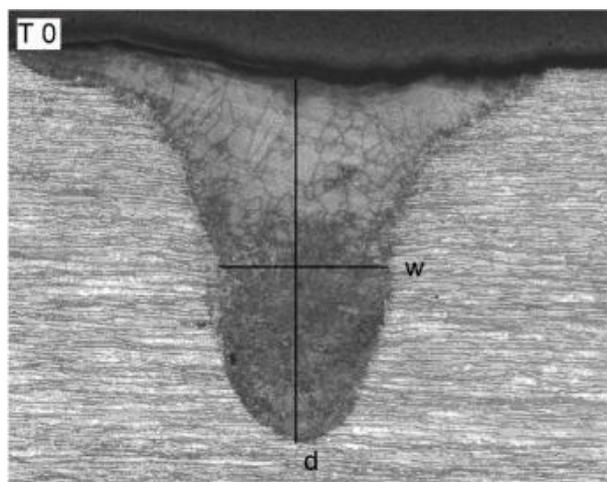


Tabela 2. Dimensões do cordão de solda

Amostras	Largura [mm]	Profundidade [mm]	Área [mm <sup>2</sup> ]
T0	0,45 ± 0,02	0,93 ± 0,01	0,49 ± 0,01
T100	0,79 ± 0,01	1,06 ± 0,01	0,77 ± 0,02
T200	0,78 ± 0,02	1,08 ± 0,02	0,78 ± 0,01
T300	0,78 ± 0,02	1,09 ± 0,02	0,78 ± 0,02

O perfil do cordão de solda é uma característica da soldagem em modo de buraco de fechadura, onde a intensidade do laser dentro da posição de foco é alta o suficiente para gerar uma alta taxa de evaporação. Isso resulta em pressão de recuo que descontrói a poça de fusão, permitindo que o feixe de laser penetra mais profundamente no material. O cordão de solda resultante é profundo e estreito em comparação com outros modos de soldagem a laser, como a soldagem por condução (14).

Aumentar a temperatura do substrato aumenta a entrada de calor. Uma parte da entrada de calor modifica o perfil e as dimensões do cordão de solda, enquanto a outra afeta a microestrutura. As dimensões dos cordões de solda para as amostras T100, T200 e T300 foram aproximadamente as mesmas. No entanto, em comparação com T0, os cordões de solda eram mais largos e profundos, resultando em uma extensa área de soldagem.

Conforme mostrado na Tabela 2, houve um aumento de aproximadamente 57% na largura e 16% na profundidade. A área aumentou em cerca de 60%. Como os parâmetros de soldagem foram idênticos para todas as amostras, o aumento da entrada de calor promovido pelo aquecimento do substrato aumentou as dimensões e a área.

Ao analisar a Figura 2, fica evidente que mesmo com baixa ampliação, há um aumento perceptível na fração de volume de austenita com o aquecimento do substrato. As amostras submetidas ao aquecimento do substrato mostram maiores quantidades de austenita do que a amostra T0. Além disso, áreas refundidas correspondentes aos pulsos de soldagem podem ser observadas dentro dos cordões de solda. O aumento na entrada de calor resultante do pré-aquecimento do substrato não apenas modificou as dimensões do cordão de solda, mas também favoreceu a formação de austenita.

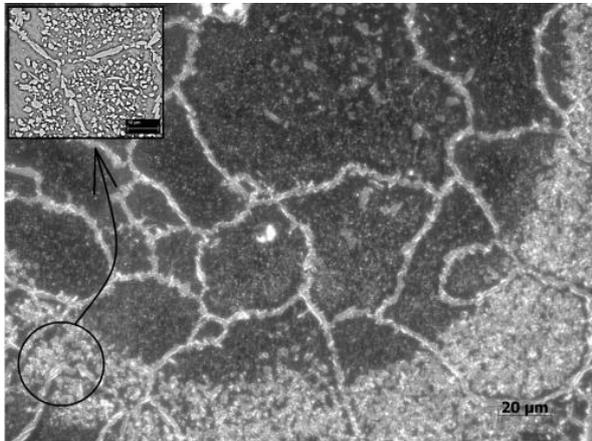
As micrografias ópticas analisadas mostram que a amostra T0 tem uma estrutura ferrítica com uma pequena quantidade de austenita de contorno de grão alotriomórfico. Durante a solidificação do SDSS, a estrutura inicialmente se solidifica como ferrita, e a austenita então se forma por meio da transformação de estado sólido difusional. Este processo requer a manutenção da temperatura no nível de formação de austenita por um tempo. Em cenários de alta taxa de resfriamento, como soldagem a laser pulsado, não há tempo suficiente para concluir a formação de austenita, levando a uma microestrutura desequilibrada (15). O desequilíbrio microestrutural tem um efeito negativo nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material (16).

As três amostras T100, T200 e T300 exibiram microestruturas comparáveis. Todas elas apresentaram uma matriz ferrítica com grãos alotriomórficos que continham austenita nos limites de grão, bem como alguma austenita intragranular idiomórfica, predominantemente na zona de refusão. Durante a soldagem SDSS, a austenita pode emergir por três rotas distintas ou configurações: limites de grãos alotriomorfos originários da matriz de ferrita, placas laterais Widmanstätten que crescem nos grãos a partir dos limites de grãos alotriomorfos e austenita intragranular que se desenvolve devido à taxa de resfriamento. Alotriomorfos e

austenita Widmanstätten normalmente ocorrem em temperaturas mais altas, enquanto a austenita idiomórfica se forma em temperaturas mais baixas (17).

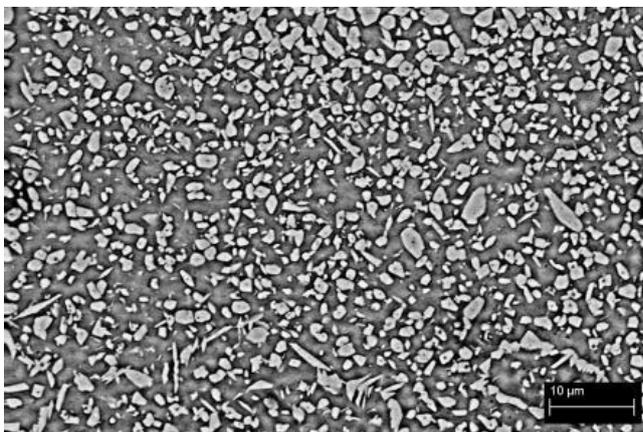
A Figura 3 apresenta a microestrutura óptica da amostra T300 com uma imagem SEM detalhando a região refundida. A amostra T300 foi a única apresentada porque a microestrutura no estágio de refundição era semelhante à de todas as outras amostras tratadas termicamente. A refundição ocorre devido à sobreposição parcial de pulsos de soldagem. Nesta região, quando o material começa a solidificar, ele é influenciado pela entrada de calor do pulso subsequente. A temperatura é mantida por uma duração maior no valor da formação de austenita intragranular, que é menor do que a da austenita de Widmanstätten(17).

Figura 3. Micrografia óptica da zona de fusão para T300 com uma micrografia SEM detalhando a região de refusão



A Figura 4 apresenta uma micrografia SEM da austenita intragranular formada na região refundida. A presença de austenita intragranular contribuiu para um aumento na proporção de austenita no cordão de solda.

Figura 4. Micrografia SEM da região de fusão para T300.



As frações médias de volume de austenita e ferrita da zona de fusão para as amostras T0, T100, T200 e T300 são apresentadas na Tabela 3, que mostra o efeito quantitativo do pré-aquecimento do substrato

Tabela 3. Frações volumétricas de austenita e ferrita para T0, T100, T200 e T300

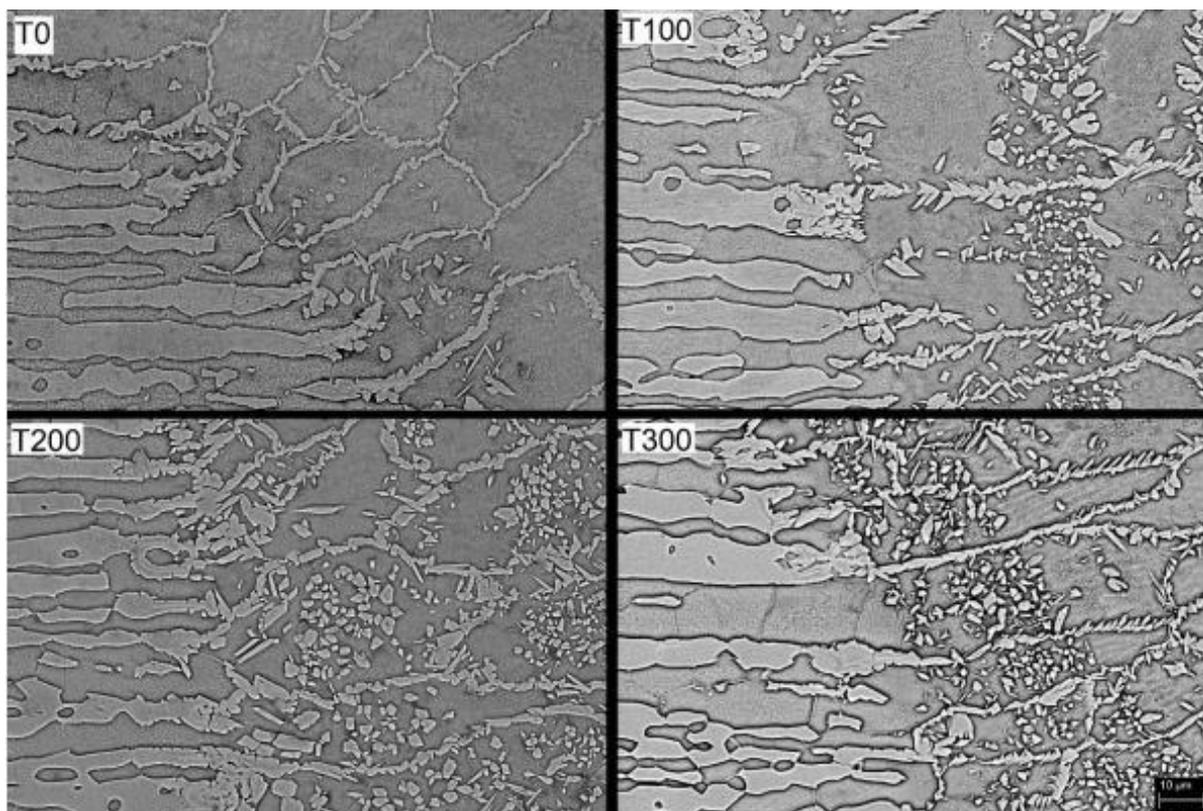
Amostras	Ferrita [%]	Austenita [%]
T0	91,4 ± 0,6	8,6 ± 0,6
T100	74,4 ± 0,9	25,6 ± 0,9
T200	70,7 ± 0,9	29,3 ± 0,9
T300	67,1 ± 0,4	32,9 ± 0,4

A amostra T0 apresentou uma microestrutura desbalanceada com predominância de ferrita, o que é típico da soldagem a laser SDSS devido às altas taxas de resfriamento. Embora não tenha atingido o equilíbrio de fase, as amostras T100, T200 e T300 exibiram aumentos consideráveis na proporção de austenita. Como as aplicações industriais exigem uma proporção mínima de austenita de 25–30%, todas as amostras tratadas termicamente são adequadas para uso industrial.

Houve um ligeiro aumento na fração de volume de austenita como resultado da comparação de T0, T100, T200 e T300 com o aumento na temperatura de pré-aquecimento. Em vez de aumentar a temperatura de pré-aquecimento em uma grande quantidade para atingir o equilíbrio de fase, o que poderia levar à formação prejudicial de fases secundárias indesejadas, valeria a pena estudar a alternativa de aumentar a frequência de soldagem. Isso aumentaria a taxa de sobreposição, promovendo a formação de áreas refundidas que são ricas em austenita intragranular.

Na Figura 5, as microestruturas na região de transição entre o metal base e zona de fusão para todas as amostras são exibidas. A fração de volume de austenita na fusão linha é quase idêntica à do centro de solda, o que é diferente das descobertas da literatura, onde elementos promotores de austenita foram usados, e a fração de volume de austenita na linha de fusão foi ligeiramente menor do que o centro de solda (10). O substrato pré-aquecido promove uma taxa de resfriamento uniforme em toda a amostra

Figura 5. Micrografias SEM metal base / zona de fusão para T0, T100, T200 e T300.



A tabela 4 exibe a microdureza média da zona de fusão para cada amostra e o metal base. A amostra T0 apresentou um valor médio de microdureza de  $377 \pm 2$  HV na zona de fusão. A alta microdureza da amostra T0 pode ser atribuída à sua microestrutura predominantemente ferrítica. No entanto, a diferença significativa na dureza entre o metal base e o cordão de solda pode levar à fragilidade na junta soldada. Por outro lado, os valores de microdureza de T100, T200 e T300 não apresentaram nenhuma diferença significativa devido às suas frações de volume de austenita e morfologia semelhantes.

Tabela 4. Microdureza da zona de fusão para o metal base, T0, T100, T200 e T300.

<b>Amostras</b>	<b>Microdureza [Hv]</b>
Metal Base	$298 \pm 3$
T0	$377 \pm 2$
T100	$330 \pm 1$
T200	$326 \pm 2$
T300	$322 \pm 1$

## CONCLUSÃO

- O pré-aquecimento dos metais base foi considerado um método eficaz para aumentar as frações de volume de austenita, uma vez que as amostras T100, T200 e T300 apresentaram quantidades aceitáveis de austenita.
- O pré-aquecimento do metal base também modificou as dimensões do cordão de solda, resultando em um aumento de 60% da área da zona de fusão em relação a amostra sem pré-aquecimento.
- A combinação da taxa de sobreposição da soldagem a laser pulsado e do tratamento de pré-aquecimento resultou em áreas refundidas enriquecidas com austenita intragranular, alterando assim o equilíbrio de fases das amostras aquecidas.
- A alta microdureza da amostra não aquecida foi devido à presença de ferrita. O pré-aquecimento causou um aumento na quantidade de austenita, o que levou a uma diminuição na microdureza se aproximando daquela do metal base.
- Com base nos resultados, T100 parece ser a condição ótima, pois apresentou valores de austenita aceitáveis, apesar de não atingir o equilíbrio de fases. Além disso, os valores de dureza das amostras submetidas a essa temperatura eram comparáveis com as amostras submetidas a temperaturas mais altas. Portanto, utilizar essa faixa de temperatura levaria à economia de energia em comparação ao uso de temperaturas de pré-aquecimento mais altas.

## REFERÊNCIAS

1. KÖSE, C. Fiber laser beam welding of additive manufactured 316L austenitic stainless steel with wrought 2507 super duplex and wrought 904L super austenitic stainless steels: Crystallographic texture, microstructure, and mechanical properties. *VACUUM*, 215, 112347, 2023.
2. GUPTA, M.K.; SINGH, N.; GUPTA, N. Deformation behaviour and notch sensitivity of a super duplex stainless steel at different strain rates and temperatures. *INTERNATIONAL JOURNAL IMPACT ENGINEERING*, 174, 104494, 2023.
3. JUNIOR, E.J.D.C.; SELOTO, B.B.; VENTRELLA, V.A.; VARASQUIM, F.M.F.A.; ZAMBON, A.; CALLIARI, I.; GENNARI, C.; SETTIMI, A.G. Correction of

Phase Balance on Nd: YAG pulsed laser welded UNS S32750 using cobalt electroplating technique. *CRYSTALS* 13, 256, 2023.

4. SALVETR, P.; ŠKOLÁKOVÁ, A.; MELZER, D.; BRÁZDA, M.; DUCHOŇ, J.; DRAHOKOUPIL, J.; SVORA, P.; MSALLAMOVÁ, Š.; NOVÁK, P. Characterization of super duplex stainless steel SAF2507 deposited by directed energy deposition. *MATERIALS SCIENCE ENGINEERING A*, 857, 144084, 2022.

5. KÖSE, C.; TOPAL, C. Effect of heat input and post-weld heat treatment on surface, texture, microstructure, and mechanical properties of dissimilar laser beam welded AISI 2507 super duplex to AISI 904L super austenitic stainless steels. *JOURNAL OF MANUFACTURING PROCESS*. 73, 861–894, 2022

6. ARUN, D.; VIMALA, R.; RAMKUMAR, K.D. Investigating the microbial-influenced corrosion of UNS S32750 stainless-steel base alloy and weld seams by biofilm-forming marine bacterium *Micrococcus equiperdus*. *BIOELECTROCHEMISTRY*, 135, 107546, 2020.

7. ZHANG, Z.; ZHAO, H.; ZHANG, H.; HU, J.; JIN, J. Microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S32750 super duplex stainless steel welds after short-time heat treatment. *CORROSION Sci.*, 121, 22–31, 2017.

8. ZHANG, Z.; ZHANG, H.; HU, J.; QI, X.; BIAN, Y.; SHEN, A.; XU, P.; ZHAO, Y. Microstructure evolution and mechanical properties of briefly heat-treated SAF 2507 super duplex stainless steel welds. *CONSTRUCT BUILDING MATERIALS*, 168, 338–345.2018.

9. SARAVANAN, S.; SIVAGURUMANIKANDAN, N.; RAGHUKANDAN, K. Effect of process parameters in microstructural and mechanical properties of Nd:YAG laser welded super duplex stainless steel. *MATERIALS TODAY PROCESS*, 39, 1248–1253, 2021.

10. CRUZ JUNIOR, E.J.; FRANZINI, O.D.; CALLIARI, I.; VENTRELLA, V.A. Effects of Nickel Addition on the Microstructure of Laser-Welded UNS S32750 Duplex Stainless Steel. *METALLURGICAL MATERIALS TRANSACTION A*, 50, 1616–1618, 2019.

11. SUNG, C.; SHIN, B.-H.; CHUNG, W. Effect of Heat Energy Input on Electrochemical Properties of Solution-Annealed Super-Duplex Stainless Steel UNS S 32750 Laser Welding. *INTERNATIONAL JOURNAL OF ELECTROCHEMISTRY SCIENCE*, 17, 1–9, 2022.

12. TAHAEI, A.; PEREZ, A.F.M.; MERLIN, M.; VALDES, F.A.R.; GARAGNANI, G.L. Effect of the Addition of Nickel Powder and Post Weld Heat Treatment on the Metallurgical and Mechanical Properties of the Welded UNS S32304 Duplex Stainless Steel. *SOLDAGEM & INSPEÇÃO*, 21, 197–208, 2016.
13. VIDEIRA, A.M.; MENDES, W.R.; VENTRELLA, V.A.; CALLIARI, I. Increasing the Corrosion Resistance in the UNS S32750 Super Duplex Steel Welded Joints through Hybrid GTAW-Laser Welding and Nitrogen. *MATERIALS*, 16, 543, 2023.
14. PENG, J.; LIU, J.; YANG, X.; GE, J.; HAN, P.; WANG, X.; LI, S.; WANG, Y. Numerical Simulation of Preheating Temperature on Molten Pool Dynamics in Laser Deep-Penetration Welding. *COATINGS*, 12, 1280, 2022.
15. DA CRUZ JUNIOR, E.J.; SELOTO, B.B.; VENTRELLA, V.A.; SETTIMI, A.G.; GENNARI, C.; ZAMBON, A.; CALLIARI, I. Addition of Nickel by Watts Bath as a Way to Correct the Phase Balance on Nd:YAG Pulsed-Laser-Welded UNS S32750. *METALLURGICAL MATERIALS TRANSACTION A*, 53, 25–28, 2022.
16. ABDO, H.S.; SEIKH, A.H.; MOHAMMED, J.A.; UZZAMAN, T. Ameliorative Corrosion Resistance and Microstructure Characterization of 2205 Duplex Stainless Steel by Regulating the Parameters of Pulsed Nd:YAG Laser Beam Welding. *METALS*, 11, 1206, 2021.
17. MOHAMMED, G.R.; ISHAK, M.; AQIDA, S.N.; ABDULHADI, H.A. Effects of Heat Input on Microstructure, Corrosion and Mechanical Characteristics of Welded Austenitic and Duplex Stainless Steels: A Review. *METALS*, 7, 39, 2017.

## Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio financeiro da **FAPESP\_Processo 2022/08493-5**.

### **Effect of Base Metal Preheating on the Microstructure of the Fusion Zone of UNS S32750 Duplex Stainless Steel Welded with Nd:YAG Laser**

Suter L Cr<sup>1</sup> – [leonardo.c.suter@unesp.br](mailto:leonardo.c.suter@unesp.br)

Firmo L K M<sup>1</sup> - [leticia.firmo@unesp.br](mailto:leticia.firmo@unesp.br)

Crespo G S<sup>1</sup> – [gillian.engmec@gmail.com](mailto:gillian.engmec@gmail.com)

Cruz Junior E J<sup>2</sup> – [dacruz.eli@ifsp.edu.br](mailto:dacruz.eli@ifsp.edu.br)

Varasquim F M F A<sup>2</sup> – [franciscomateus@ifsp.edu.br](mailto:franciscomateus@ifsp.edu.br)

Ventrella V A<sup>1</sup> – [vicente.ventrella@unesp.br](mailto:vicente.ventrella@unesp.br)

<sup>1</sup>Faculty of Engineering of Ilha Solteira-UNESP, Department of Mechanical Engineering, Av Brasil 56, 15.385-000 - Ilha Solteira – SP

<sup>2</sup>Federal Institute of Education, Science and Technology of São Paulo - IFSP

## **ABSTRACT**

*Super duplex stainless steels have a two-phase microstructure with approximately equal volume fractions of ferrite and austenite, giving them excellent mechanical properties and high corrosion resistance. The problem in laser welding of these steels is to obtain a fusion zone with a balanced microstructure, ensuring their properties and applications. When welded with a laser process, a predominantly ferritic microstructure is obtained. This research studied the effect of base metal preheating on the microstructure of the fusion zone in the joining of UNS S32750 steel by the pulsed Nd:YAG laser process. Four conditions were evaluated (no preheating and heating at 100°C, 200°C and 300°C). The results showed that preheating the base metal increased the volume fractions of austenite. The microhardness varied with the amount of ferrite. For the samples with preheating of 100, 200 and 300°C, the Vickers microhardness values obtained were 330Hv, 326Hv and 322Hv, respectively.*

**Keywords:** *laser welding, preheating, stainless steel, superduplex, UNS S32750.*