

CONTROLE DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM LASER ND:YAG PULSADO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750

Ayslan Diego da Silva Borges

Bruna Berbel Seloto

Gillian da Silva Crespo

Vicente Afonso Ventrella

Universidade Estadual Paulista (UNESP), Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Soldagem, Ilha Solteira, SP, Brasil.

ad.borges@unesp.br; b.seloto@unesp.br; gillian.engmec@gmail.com; vicente.ventrella@unesp.br

Resumo: Neste trabalho, duas amostras do aço superduplex UNS S32750 foram aquecidas por meio de um sistema de aquecimento por indução e posteriormente submetidas a um processo de soldagem a laser Nd:YAG em modo pulsado. A primeira amostra foi soldada após ser completamente resfriada ao ar (condição padrão: CP), enquanto a segunda foi soldada imediatamente após a sua remoção do aparato de aquecimento (condição aquecida: AC). Ambas as condições de soldagem foram realizadas de forma autógena, com frequência de 15 Hz, velocidade de soldagem de 1,7 mm/s, largura temporal de 5 ms, energia de pico de 2 kW e, sem o uso de gases de proteção. Após o processo de soldagem, os cordões de solda foram seccionados de forma transversal, embutidos a frio em resina e então submetidos ao processo padrão de preparação metalográfica, com revelação da estrutura metalográfica dos metais de solda com uso do reagente de Behara II. Por meio de um microscópio óptico comum e um microscópio eletrônico de varredura (MEV), macrografias e micrografias foram realizadas nos metais de solda de ambas as condições, sendo estas utilizadas para avaliação geométrica (largura e profundidade) e avaliação volumétrica do equilíbrio de fases austenita/ferrita, após o processo de soldagem. Análises de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) foram também realizadas nos metais de solda para ambas as condições, com a finalidade de avaliar a variação, em relação ao metal base, dos elementos de liga presentes em maiores quantidades (Cr, Ni e Mo). Nas análises geométricas, o metal de solda em CA foi cerca de 41,8 % mais profundo e 11,2 % mais largo que o metal de solda para a condição em CP, indicando relevante influência do aquecimento da chapa na penetração do feixe de laser durante a realização do processo de soldagem. No balanceamento volumétrico de fases, o aquecimento da placa ocasionou um aumento na porcentagem média de austenita no metal de solda, de 10,9 % para 46,7 %, causando um redução no desequilíbrio da fase austenítica, de 39,1 % para 3,3 %. Acerca dos elementos de liga nos metais de solda, a amostra em CA apresentou maior valor de Cr, enquanto a amostra em CP apresentou maiores valores de Mo e Ni, quando comparados. Considerando o metal base, ambos os metais de solda apresentaram maiores percentuais para os três elementos de liga, em consonância com o comportamento esperado para cada condição realizada, conforme os dados obtidos para o balanço de fases.

Palavras-chave: Ciclo térmico, Aço Duplex S32750, Soldagem laser Nd: YAG.

1. INTRODUÇÃO

1.1 LIGA UNS S32750

O aço inoxidável super duplex UNS S32750 possui características físicas, metalúrgicas e mecânicas que combinam propriedades esperadas dos aços ferríticos e austeníticos. Por tal motivo, exibe excelente resistência mecânica e à corrosão em relação aos aços austeníticos convencionais, que lhes configuram com uma boa opção para aplicações em ambientes com condições rígidas, como ambientes marítimos e que contém cloretos. Além disso, é uma liga adequada para temperaturas de até 300 °C e neste sentido é muito utilizada em indústrias petroquímicas, químicas e de gás (FRANZINI, 2016). A composição química do aço é apresentada na Tab. 1, suas propriedades na Tab. 2 e sua microestrutura na Fig. 1.

Tabela 1. Composição química da liga UNS S32750 (% em massa) (Bittencourt;Prado,2013).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
0,018	0,29	0,63	0,02	< 0,0003	25,61	3,84	6,97	0,15	0,269

Tabela 2 . Propriedades mecânicas da liga UNS S32750 (Rossi ;Rocha;Neves,2013).

UNS	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Vickers (Max)
S32750	800 - 1000	550	25	290

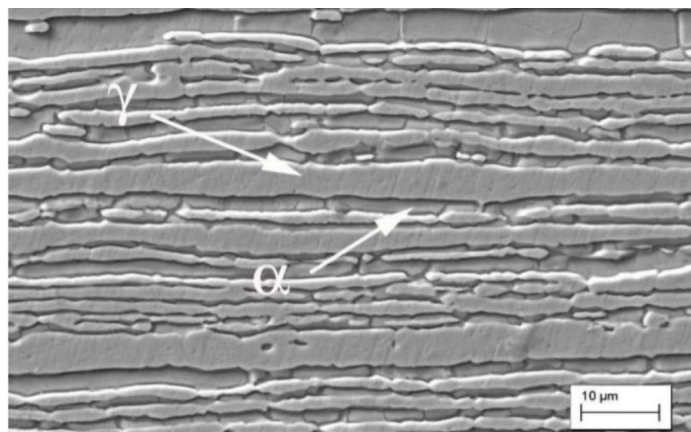


Figura 1. Microestrutura da liga UNS S32750 (ROSSI, 2013)

1.2 SOLDAGEM A LASER

A soldagem a laser é um processo de união de superfícies por meio do calor obtido a partir da aplicação de um feixe de luz de alta intensidade concentrado em uma área pequena sobre suas superfícies. Por tal motivo, possui menor zona termicamente afetada (ZTA) formando um cordão de solda fino e profundo que produz menos distorções na peça. Devido a esta característica, os lasers se tornam uma opção vantajosa para aplicações em cortes, furação e soldagem. Além disso, o processo é autógeno, o que significa que pode ser realizado sem a necessidade adição de material, garantindo a diminuição de contaminação na peça soldada (COELHO et al., 2015).

1.3 AQUECIMENTO POR INDUÇÃO

O processo de aquecimento por indução eletromagnética é, em princípio, de alta eficiência, alta produtividade, permite aquecimento somente em regiões selecionadas e exige menor espaço físico para instalação de equipamentos, gerando, assim, benefícios ergonômicos e ambientais. A escolha deste processo no meio industrial é devida, principalmente, ao tempo reduzido de duração das etapas para aquecimento e infiltração em uma liga metálica, uma vez que estas são executadas em poucos segundos, enquanto nos processos convencionais de aquecimento as etapas são executadas em dezenas de minutos (CRESPO, 2018).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. SUBSTRATO UTILIZADO

O metal base utilizado foi um aço inoxidável super duplex UNS S32750 na forma de chapas de 1,5 milímetros de espessura. A avaliação começou com a criação de um pequeno furo na parte lateral do metal base, como apresentado na Fig. 2, para inserção de um termopar, a fim de se realizar a medição da temperatura da placa após aquecimento no sistema de indução, anterior ao processo de soldagem.

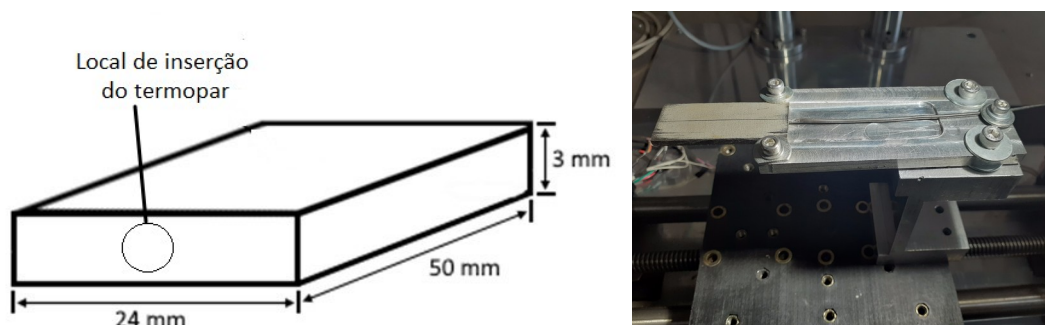


Figura 2. Esquema do substrato utilizado (Autoria própria).

2.2. PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER E PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Nesta etapa da pesquisa, o metal base foi soldado em duas condições: Condição Padrão (CP) onde o metal foi aquecido por um sistema de indução eletromagnética a uma temperatura de 400 °C e resfriado até a temperatura do ar ambiente antes do processo de soldagem e a Condição Aquecida (CA), na qual a amostra foi aquecida até uma temperatura de 400 °C pelo mesmo sistema de indução e imediatamente soldada. O processo de soldagem utilizado foi uma fonte de laser Nd:YAG, como ilustra a Fig. 3, na condição pulsada. A soldagem foi realizada no modo "bead on plate" (modo onde a soldagem é realizada em uma superfície plana de uma única placa). As duas condições de soldagem foram realizadas sem a utilização de gás de proteção, de modo a evitar o resfriamento da amostra durante o processo. Tal processo foi realizado em juntas de topo, com sobreposição de 90 %. As Tabs. 3 e 4 mostram, respectivamente, os parâmetros operacionais do sistema de laser utilizado e as condições de soldagem realizadas.

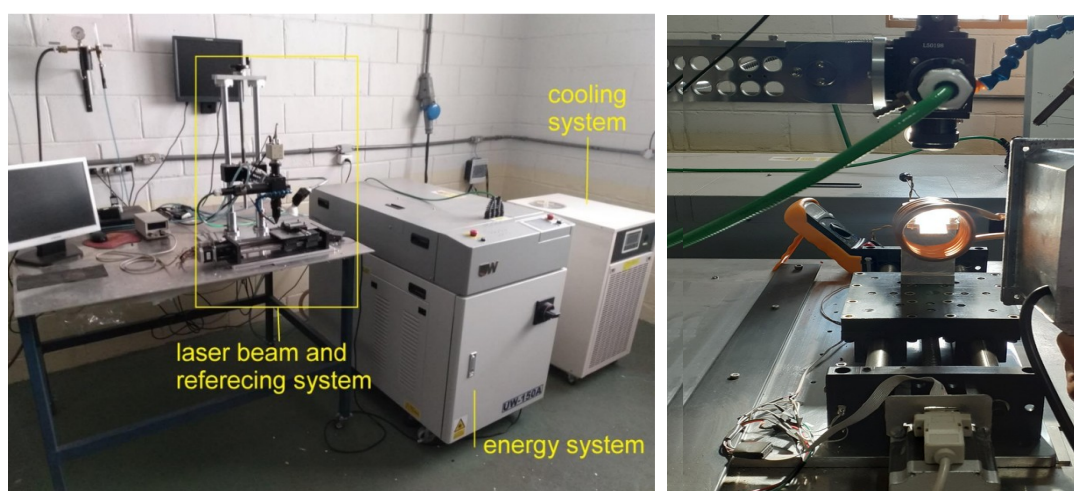


Figura 3. Equipamentos utilizados: a) Fonte laser, b) Sistema de aquecimento

Tabela 3. Parâmetros operacionais do sistema laser Nd:YAG modelo UW 150 A.

Comprimento de onda	1064 nm
Potência máxima	150 W
Potência de pico	7 kW
Máxima energia de pulso	80 J
Largura de pulso	0,5 ms - 30 ms
Frequência	1 Hz - 300 Hz
Posição do sistema	Red laser and CCD camera

Tabela 4. Parâmetros de soldagem para as condições padrão (CP) e aquecida (CA).

Espécime	CP	CA
Gás de proteção	Sem gás	Sem gás
Velocidade de soldagem	1,7 mm/s	1,7 mm/s
Frequência	15,0 Hz	15,0 Hz
Potência	2,0 kW	2,0 kW
Largura temporal	5,0 ms	5,0 ms
Energia de pulso	10,0 J	10,0 J
Temperatura	26,0 °C	~ 300 °C

Após a realização do processo de soldagem, as amostras soldadas foram seccionadas e embutidas a frio, gerando amostras para condição de soldagem realizada. Com isso, a amostra passou por um processo de preparação metalográfica convencional. As superfícies preparadas metalograficamente foram atacadas com reagente Behara II (100 mL de H₂O + 20 mL de HCl + 0,4 g de Metabissulfito de Potássio) durante 20 segundos, para revelar a estrutura dos metais de solda obtidos. Posteriormente a processo de preparação metalográfica e revelação das microestruturas, as amostras de cada condição analisada foram submetidas à análise macrográfica, micrográfica e química. A análise macrográfica busca analisar a geometria e a qualidade do metal de solda. A análise micrográfica visa analisar o balanceamento volumétrico das fases ferrita/austenita no metal de solda e a análise química visa analisar a variação dos elementos de liga no metal de solda.

2.3. ANÁLISE MACROGRÁFICA

A análise macrográfica, que tem por objetivo a análise da variação geométrica e realização de avaliação qualitativa dos cordões de solda, foi processada por meio da medição computacional de largura e profundidade, a partir das imagens macrográficas dos cordões de solda para cada condição de soldagem, obtidas em um microscópio óptico.

2.4. ANÁLISE MICROGRÁFICA

As análises micrográficas foram realizados por meio do cálculo computacional do percentual da fase austenítica presente no metal de solda analisado, a partir de imagens micrográficas dos metais de solda, obtidos via microscópio eletrônico de varredura (MEV). O cálculo foi realizado utilizando o software "Image J". Esta etapa tem por objetivo a avaliação do balanço volumétrico das fases austenítica e ferrítica presentes no metal de solda e compará-los com as porcentagens presentes no metal base conforme o fabricante do material (aproximadamente de 50 % para cada fase).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. ANÁLISE MACROGRÁFICA

A Fig. 4a e 4b apresenta, respectivamente, as macrografias resultantes das amostras em CP e CA.

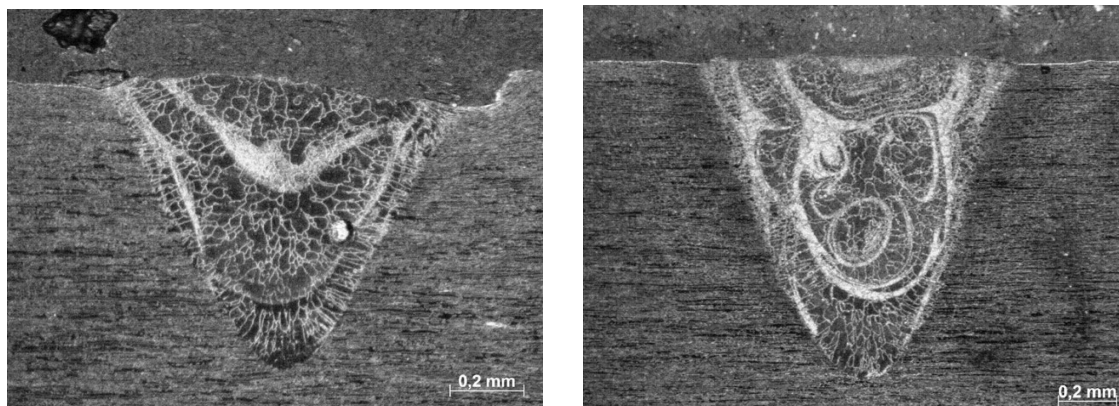


Figura 4 – Macrografias das amostras: (a) Condição em CP, (b) Condição em CA.

Como pôde ser observado pela macrografia da condição em CP, apresentada na Fig. 4a, obteve-se inicialmente o resultado comum quando a soldagem é realizada em aços inoxidáveis duplex. O metal de solda apresentou configuração com matriz ferrítica, isoladas por ramos austeníticos com origem de crescimento nas bordas do metal de solda, e desenvolvimento na direção da interface do metal base com o metal de solda, até o centro do cordão. Nesta condição, também é possível fazer distinção entre as regiões provenientes de diferentes pulsos do processo de soldagem, separadas por linhas com mesmo contorno de grão do cordão de solda.

Pela observação da macrografia obtida para a condição em CA, apresentada na Fig. 4b, obteve-se comportamento distinto. A amostra ainda apresenta matriz ferrítica cercada por ramos austeníticos, porém obteve-se comportamento "rodopiante" do cordão de solda, que cria zonas de fluxo e concentração da fase austenítica. Nesta amostra, diferentemente do que acontece no caso anterior, não é possível fazer clara distinção entre as zonas do metal de solda provenientes de diferentes pulsos do processo de soldagem. Ainda, a Tab. 5 apresenta os dados obtidos acerca da largura e profundidade dos cordões de solda obtidos para cada condição de soldagem.

Tabela 5. Largura e profundidade para as amostras em condições padrão (CP) e aquecida (CA).

Condição de soldagem	Largura (mm)	Profundidade (mm)
CP	0,98	0,79
CA	1,09	1,12

Pela análise dos dados contidos na Tab. 5, pôde-se inferir que o metal de solda para amostra em CA apresentou valores geométricos maiores que o metal de solda da amostra em CP, o que nos permite concluir que a temperatura da placa, pelo aquecimento pré-soldagem, influenciou diretamente na geometria obtida do metal de solda em condição CA, o que resultou em um cordão 11,2 % mais largo e 41,8 % mais profundo. Este resultado pode ser explicado com base no funcionamento do processo de soldagem a laser. Uma vez que o feixe de laser atinge a placa, ocorre o processo de fusão camada por camada, até a profundidade total da placa. Como a placa foi pré-aquecida, o tempo de aquecimento de cada camada até o ponto de fusão diminui, o que permite penetração mais profunda, e, maiores volumes fundidos, do laser na amostra em CA em relação à amostra em CP, para um mesmo intervalo de tempo. A mesma análise pode ser aplicada em relação à largura do metal de solda, de modo que as camadas laterais da região de solda da amostra em CA atingem o ponto de fusão mais rapidamente, o que resulta em um aumento na largura do metal de solda da amostra CA em relação à amostra em CP.

3.2. ANÁLISE MICROGRÁFICA

As Tabs. 6 e 7 mostram, respectivamente, os valores das porcentagens volumétricas das fases austenítica e ferrítica obtidas para cada imagem das amostras em CP e CA, juntamente com o módulo dos valores de médios e desvio padrão para cada fase. Pela análise dos dados apresentados, pôde-se inferir que o aquecimento da placa resultou em um aumento no percentual médio de austenita no metal de solda, de 10,9 % na amostra CP para 46,7 % na amostra CA. Considerando o equilíbrio padrão do metal base, com aproximadamente 50 % de cada fase, houve uma redução do desequilíbrio da fase austenítica, de 39,1 % para 3,3 %. Os desvios padrão na análise das duas condições de soldagem mostraram um valor inferior a 3,0 %, indicando baixa variação dos dados analisados.

Tabela 6. Valores das porcentagens volumétricas das fases austenita e ferrita para cada imagem da amostra em condições padrão (CP), com os valores de média aritmética e desvio padrão para cada fase.

Imagem	Austenita (% em volume)	Ferrita (% em volume)
1	12,4	87,6
2	9,80	90,2
3	10,6	89,4
4	10,6	89,4
5	11,9	88,1
6	10,9	89,1
7	10,4	89,6
Média	10,9	89,1
Desvio Padrão	0,90	0,90

Tabela 7. Valores das porcentagens volumétricas das fases austenita e ferrita para cada imagem da amostra em condições padrão (CA), com os valores de média aritmética e desvio padrão para cada fase.

Imagem	Austenita (% em volume)	Ferrita (% em volume)
1	48,5	51,5
2	45,0	55,0
3	45,2	54,8
4	49,2	50,8
5	44,3	55,7
6	43,9	56,1
7	51,2	48,8
Média	46,7	53,3
Desvio Padrão	2,90	2,90

As Figs. 5 e 6 mostram, respectivamente, o conjunto de 4 imagens do metal de solda para as amostras em CP e CA, usadas para calcular o balanço volumétrico das fases austenita e ferrita no metal de solda.

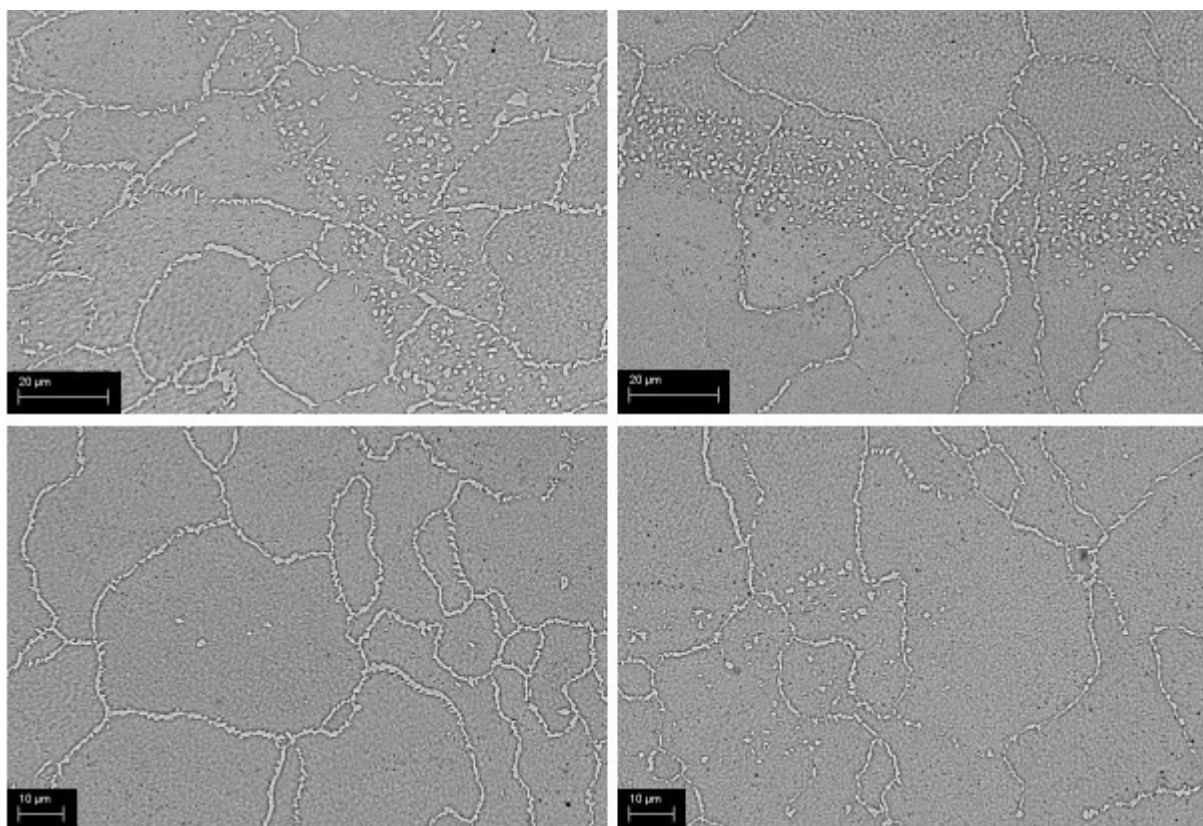


Figura 5. Conjunto de quatro imagens do metal de solda, da amostra em CP, usadas para calcular o balanço volumétrico de fases austenita e ferrita.

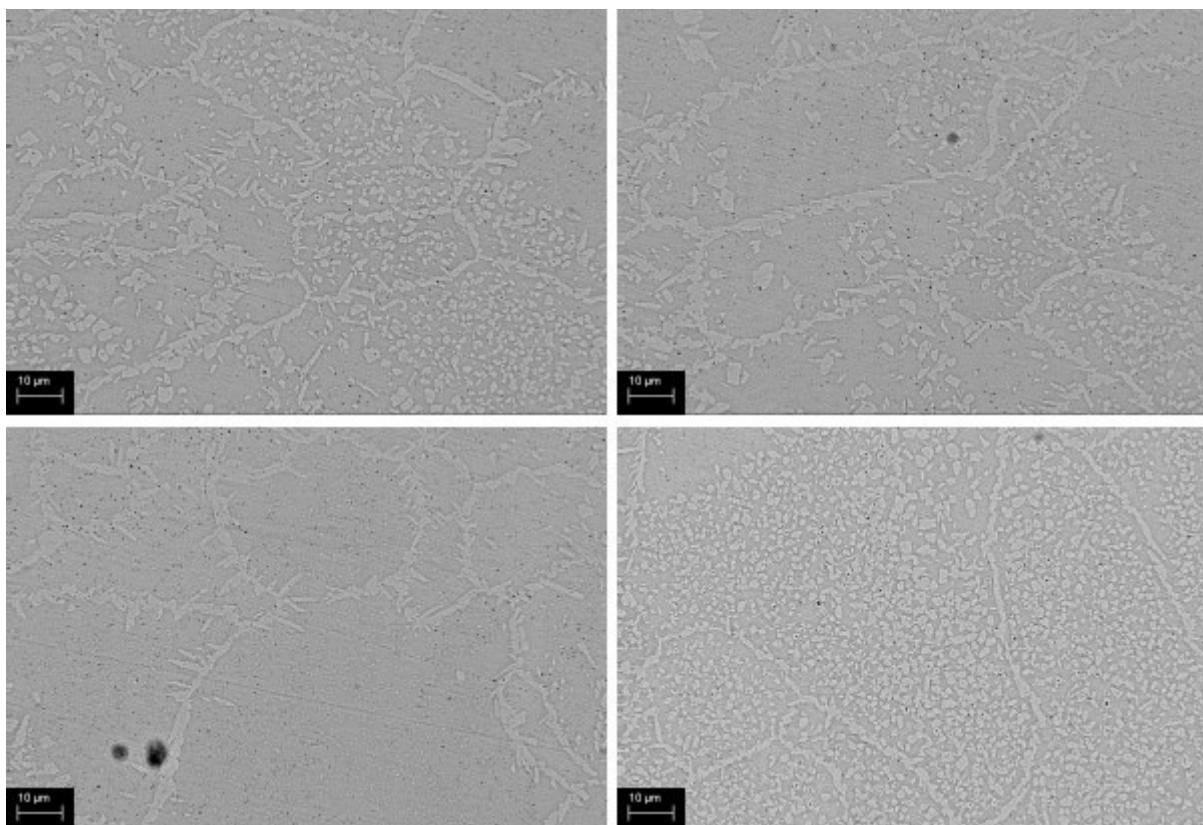


Figura 6. Conjunto de quatro imagens do metal de solda, da amostra em CA, usadas para calcular o balanço volumétrico de fases austenita e ferrita.

O aumento de austenita no metal de solda da amostra CA pode ser atribuído ao fato de que, devido à temperatura inicial da chapa, no início da soldagem processo, houve maior tempo para estabilização da austenita no metal de solda após conclusão do processo, uma vez que, em decorrência do aumento do tempo de resfriamento da poça de fusão, houve uma diminuição drástica das taxas de resfriamento normalmente presentes nos processos de soldagem.

Nos aços superduplex, o aspecto de resistência à corrosão apresentado por esses materiais é atribuída à fase austenítica. Desta maneira, com um percentual maior de austenita na amostra em CA, podemos inferir que esta apresentará melhor resistência à corrosão em comparação com a amostra CP. Comportamento similar foi observado por Zhang et al. e Yang et al. [8,9], aplicando-se um breve tratamento pós-soldagem, de reaquecimento do material, onde se restaurou a resistência à corrosão perdida durante o processo de soldagem. Resultados semelhantes também foram observados por B. DENG. et al. e TAN. H. [1, 7], onde se avaliou o efeito de ciclos térmicos e a evolução da microestrutura e as propriedades associadas em aços inoxidáveis superduplex.

Em relação à fase ferrítica, o aspecto da resistência mecânica apresentada por esses materiais é atribuída a ela. Portanto, com um maior porcentagem de ferrita na amostra em CP, podemos inferir que esta apresentará melhor resultados de comportamento mecânico em comparação com a amostra em CA.

3.3. CONCLUSÃO

As seguintes conclusões foram obtidas acerca do processo de soldagem a laser Nd:YAG, com e sem a realização do pré-aquecimento do metal base de amostras do aço inoxidável superduplex UNS S32750:

- A amostra em CA, na qual se realizou o aquecimento anterior ao processo de soldagem, apresentou cordões de solda 11,2 % mais largos e 41,8 % mais profundos quando comparados com a amostra em CP, que recebeu o mesmo processo de soldagem, mas sem a presença de aquecimento prévio do metal base.
- O metal de solda da amostra em CP apresentou ilhas de ferrita, isoladas por ramos de austenita em direção à interface do metal base com o metal de solda, até o centro do cordão, além de uma distinção entre regiões provenientes de diferentes pulsos de soldagem. Para a amostra em CA, observaram-se ramificações austeníticas semelhantes às da amostra em CP, mas com predominância de um comportamento circular do metal de solda, criando zonas de fluxo e concentração de austenita.

- A amostra em CA apresentou um aumento no percentual médio de austenita na solda metal, passando de 10,9 % na amostra em CP para 46,7 % na amostra CA, o que resultou em uma redução do desequilíbrio da fase austenítica de 39,1 % para 3,3 %. Com maior presença da fase austenita, a amostra em CA deve apresentar melhores resultados de resistência à corrosão, comparado com a amostra em CP.

5. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

REFERÊNCIAS

- [1] B. DENG, Z. Wang, Y. Jiang, T. Sun, J. Xu, J. Li, Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel, Corros. Sci. 51 (2009) 2969–2975.
- [2] BITTENCOURT, Flávio Lopes Francisco; PRADO, Victor Pinheiro. Influência do Tempo de Exposição à 450 °C nas propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750. 2013. 1 v. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2013. Cap. 3.
- [3] COELHO, Bruno Nazário et al. Soldagem a laser dos aços inoxidáveis AISI 304 E316: análise microestrutural em função dos parâmetros operacionais. Alemanha: Novas Edições Acadêmicas, 2015. 102 p. 1 v.
- [4] CRESPO, G.S. Influência do tratamento térmico superficial realizado com laser Nd:YAG pulsado no ganho de propriedades mecânicas superficiais no aço ferramenta VP 100. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2018.
- [5] FRANZINI, Otacilio Donisete. Aplicação de laser pulsado Nd:YAG na soldagem do Aço Super Duplex UNS S32750. 2016. 1 v. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Unesp – Campus Ilha Solteira, Ilha Solteira, 2016. Cap. 2.
- [6] ROSSI, W. de; ROCHA, G. A. da; NEVES, M. D. M. das. Soldagem de Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 com Laser Pulsado de Nd: YAG. 2013. Disponível em: <http://www.swge.inf.br/siteCOBEF2013/anais/PDFS/COBEF2013-0056.PDF>.
- [7] TAN H, Wang Z, Jiang Y, Yang Y, Deng B, Song H, Li J. Influence of welding thermal cycles on microstructure and pitting corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels. Corrosion Science. 2012; 55: 368-377.
- [8] YANG Y, Wang Z, Tan H, Hong J, Jiang Y, Jiang L, Li J. Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel. Corrosion Science. 2012; 65: 472-480. 6.
- [9] ZHANG Z, Jing H, Xu L, Han Y, Zhao L, Lv X. Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion resistance of electron beam-welded duplex stainless steel. Corrosion Science. 2018; 141: 30-45.

CONTROLE DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM LASER ND:YAG PULSADO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750

Ayslan Diego da Silva Borges

Bruna Berbel Seloto

Gillian da Silva Crespo

Vicente Afonso Ventrella

São Paulo State University(UNESP), Department of Mechanical Engineering, Welding Laboratory, Ilha Solteira, SP, Brazil.
ad.borges@unesp.br; b.seloto@unesp.br; gillian.engmec@gmail.com; vicente.ventrella@unesp.br

Abstract. In this work, two samples of uns s32750 superduplex steel were heated by means of an induction heating system and subsequently subjected to an Nd:YAG laser welding process in pulsed mode. The first sample was welded after being completely air-cooled (standard condition: CP), while the second was welded immediately after its removal from the heating device (heated condition: AC). Both welding conditions were performed in an autogenous manner, with a frequency of 15 Hz, welding speed of 1.7 mm/s, time width of 5 ms, 2 kW peak energy and without the use of protective gases. After the welding process, the weld beads were cross-sectioned, cold-embedded in resin and then submitted to the standard metallographic preparation process, revealing the metallographic structure of weld metals using the Behara II reagent. By means of a common optical microscope and a scanning electron microscope (SME), macrographs and micrographs were performed on weld metals of both conditions, which are used for geometric evaluation (width and depth) and volumetric evaluation of austenite/ferrite phase balance after welding proces. Dispersive energy spectroscopy (EDS) analyses were also performed on weld metals for both conditions, with the purpose of evaluating the variation, in relation to the base metal, of the alloying elements present in larger quantities (Cr, Ni and Mo). In geometric analyses, the weld metal in CA was about 41.8% deeper and 11.2% wider than the weld metal for the CP condition, Indicating relevant influence of plate heating on laser beam penetration during the welding process. In volumetric phase balancing, plate heating caused an increase in the average percentage of austenite in the weld metal, from 10.9% to 46.7%, causing a reduction in austenitic phase imbalance, from 39.1% to 3.3%. Regarding the alloying elements in weld metals, the sample in CA showed higher Cr value, while the sample in CP presented higher Values of Mo and Ni, when compared. Considering the base metal, both weld metals showed higher percentages for the three alloy elements, in line with the expected behavior for each condition performed, according to the data obtained for the phase balance.

Keywords: Thermal cycle, Duplex Steel S32750, Laser Welding Nd:YAG.

RESPONSIBILITY NOTICE

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