

CARACTERIZAÇÃO DE JUNTAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX UNS S32205 SOLDADAS COM LASER Nd:YAG PULSADO

Otacílio Donizete Franzine, otacilio.franzini123@gmail.com¹

Juno Gallego, juno.gallego@unesp.br¹

Vicente Afonso Ventrella, vicente.ventrella@unesp.br¹

¹Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira-UNESP, Av. Brasil Centro-56, Ilha Solteira-SP.

Resumo: O laser é uma ferramenta flexível e poderosa com muitas aplicações relevantes na indústria, principalmente na área de soldagem. O presente trabalho estudou o metal de solda obtido por soldagem laser Nd:YAG pulsado do aço inoxidável Duplex UNS S32205 empregado na indústria de petróleo e gás natural, analisando a influência da alta taxa de resfriamento, decorrente do processo laser, no balanço de fases ferrita/austenita. Foram realizados cordões de solda em juntas de topo com diferentes taxas de repetição. As diferentes microestruturas obtidas foram caracterizadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que o efeito da variação da energia de soldagem sobre as frações volumétricas das fases ferrita/austenita no metal de solda foi baixo, ocorrendo uma ferritização da zona fundida, entretanto um ligeiro aumento da fração volumétrica da austenita foi observado. . Ocorreu um aumento significativo da dureza na região da zona fundida em relação ao metal base, devido ao alto valor da fração volumétrica de ferrita nessa região. Os ensaios de tração mostraram limites de resistência superior ao do metal base, devido ao aumento da dureza da zona de fusão.

Palavras-chave: soldagem laser, Nd:YAG, aço inoxidável, duplex, UNS S32205.

1. INTRODUÇÃO

O uso do laser na indústria moderna vem crescendo rapidamente, pois o laser é uma ferramenta poderosa em muitas áreas, como a da soldagem. As propriedades da coerência espacial e a alta radiança da luz laser são as bases de suas vantagens sobre métodos tradicionais de processamento de materiais (Gilner et. al., 2005). A coerência espacial permite a focalização da luz em um ponto muito pequeno, fornecendo uma densidade de radiação localizada e extremamente alta. Através do controle da carga térmica fornecida a um dado material, podemos obter praticamente qualquer regime dependente do tempo na área afetada. Isto dá ao laser uma incrível versatilidade em tantas aplicações distintas. Comparando o laser com tecnologias clássicas, o mesmo ainda vem sendo utilizado em lotes de peças pequeno, embora tem se observado um aumento na demanda por produtos de diferentes materiais e geometrias (Ion, 2005; Steen 2005 e Duley, 1999).

Os aços duplex possuem duas fases distintas e bem definidas, austenita e ferrita, formando portanto uma microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas aproximadamente iguais dessas fases, isto é, 50% de ferrita e 50% de austenita (Ku, 1994 e Zambom, 1997). As propriedades mecânicas desses aços são determinadas predominantemente pela relação austenita/ferrita e pela precipitação de compostos intermetálicos durante o processamento, associados aos elementos como Nb, Cr, Mo, Si, W e Cu, que reduz drasticamente os valores da ductilidade e a resistência ao impacto. Dentre os intermetálicos, as fases de Laves destaca-se como uma fase que produz acentuada fragilidade aos aços, principalmente quando o Nb está presente. (Mathpandi et. al., 2005).

No processo denominado laser pulsado há a possibilidade de realizar soldas de costura em chapas de espessura fina, por meio da sobreposição de pulsos, taxa de repetição e diâmetro do pulso. Neste tipo de soldagem a principal vantagem está em poder produzir pequenas zonas Fundidas (ZF) e zonas afetadas pelo calor (ZAC) no metal base. Desta maneira a tensão residual é reduzida, produzindo pouca distorção. Praticamente todos os materiais podem ser soldados ou cortados por laser, incluindo a maioria dos metais e suas ligas.

No presente trabalho foi realizada uma caracterização mecânica e microestrutural sobre o uso do laser de estado sólido Nd:YAG, no modo pulsado, em soldagem de topo autógena de chapas de aço inoxidável duplex UNS S32205, com 1,5 mm de espessura. Foi estudado o efeito da energia de soldagem nas características do cordão de solda através da variação do aporte térmico obtido com diferentes taxas de repetição para uma mesma energia de pulso.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi utilizado como fonte de calor para a soldagem um sistema laser Nd:YAG na condição pulsado. O metal base utilizado neste estudo foi o aço inoxidável duplex UNS S32205, na forma de chapas com 1,5 mm de espessura. A composição química do metal base é mostrada na Tab. 1. A Fig. 1 mostra uma micrografia representativa do metal base, onde a região clara é a austenita (γ) e a região escura a matriz ferrítica (α). Os resultados experimentais foram analisados com base na relação entre taxa de repetição do pulso, geometria do cordão de solda, microestrutura e presença de descontinuidades.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) do aço inoxidável Duplex UNS S32205.

<i>Elem.</i>	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>N</i>
[%]	0,017	22,52	5,73	3,18	1,0	1,54	1,50	0,001	0,16

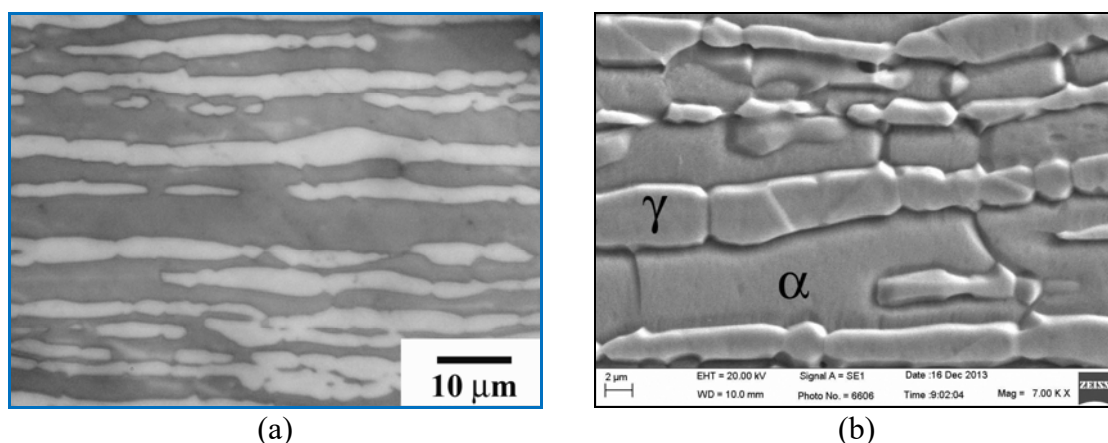


Figura 1. Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S32205. (a) MO, (b) MEV.

Para avaliar a influência da energia de soldagem, as chapas foram posicionadas em junta de topo, sem abertura de raiz. As faces da junta foram retificadas para garantir um bom contato entre elas, condição fundamental na soldagem laser onde o diâmetro do feixe é de aproximadamente 0,2 mm. A energia do pulso (E_p) foi mantida fixa em 10J, potencia de pico de 2 kW, largura temporal (tp) de 5 ms, velocidade de soldagem (v) 1,0 mm/s e frequência variável. Dessa maneira, obtiveram-se amostras com taxa de sobreposição de 40, 50, 60, 70, 80 e 90 % e, portanto diferentes aportes térmicos. A soldagem é autôgena e foi realizada dos dois lados com o intuito de obter maior penetração. A Tab. 2 mostra os parâmetros de soldagem utilizados.

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem.

<i>Amostras.</i>	<i>Sobreposição [%].</i>	<i>Potencia de Pico [kW]</i>	<i>Largura temporal [ms]</i>	<i>Frequência [Hz]</i>	<i>Velocidade soldagem [mm/s]</i>	<i>Aporte Térmico [J/mm]</i>
CP40	40	2	5	1,5	1,0	15
CP50	50	2	5	1,8	1,0	18
CP60	60	2	5	2,2	1,0	22
CP70	70	2	5	3,0	1,0	30
CP80	80	2	5	4,5	1,0	45
CP90	90	2	5	9,0	1,0	90

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers na secção transversal do cordão de solda, em uma direção paralela à superfície da chapa empregando uma carga de 0,01kgf. As indentações foram obtidas em uma linha paralela à superfície da junta soldada em uma profundidade de 0,7 mm. Procurou-se verificar a variação de dureza partindo do metal base, passando pela zona afetada pelo calor e pela zona de fusão.

Foram realizados ensaios de tração das juntas soldadas utilizando-se a norma ASTM A370-09a, em condição ambiente de temperatura de 25° C. Para cada condição de soldagem foram ensaiados 03 corpos de prova.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Fig. 2a mostra uma macrografia da secção transversal do cordão de solda obtido com 80% de sobreposição e a Fig. 2b uma vista superior do respectivo cordão. O ataque utilizado nessa etapa foi o Behara que tem por característica a revelação das fases ferrita e austenita, deixando a austenita mais clara e a ferrita mais escura.

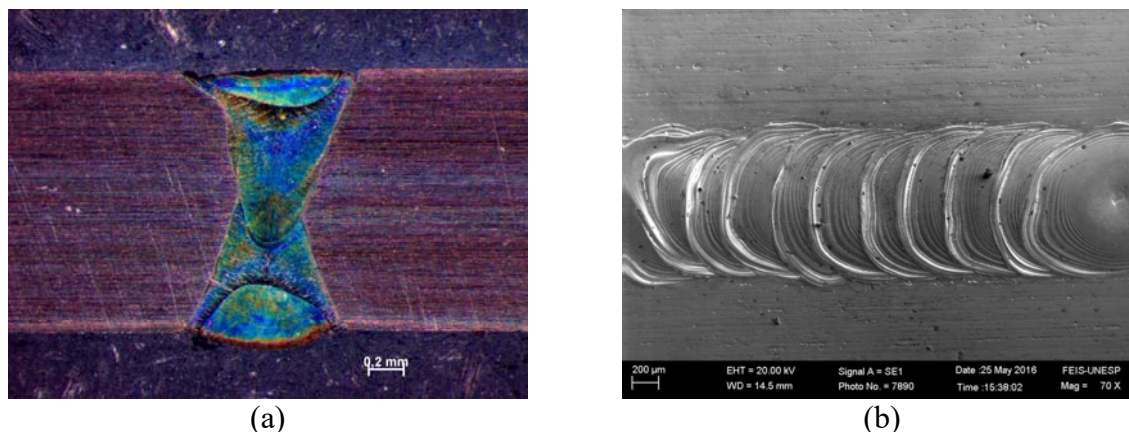


Figura 2. Junta soldada. (a) Corte transversal; (b) Vista Superior.

Em relação às análises microestruturais, observou-se que não houve grandes alterações na fração volumétrica das fases ferrita e austenita do cordão de solda em relação à variação da taxa de sobreposição e consequentemente do aporte térmico.

As Figs 3a e 3b mostram micrografias obtidas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) do cordão de solda da amostra soldada com taxa de sobreposição de 80%. Essa amostra é bem representativa das micrografias obtidas, isto é, houve uma grande concentração de austenita (região clara) na linha de fusão e o restante na região do contorno de grão do metal de solda.[6]

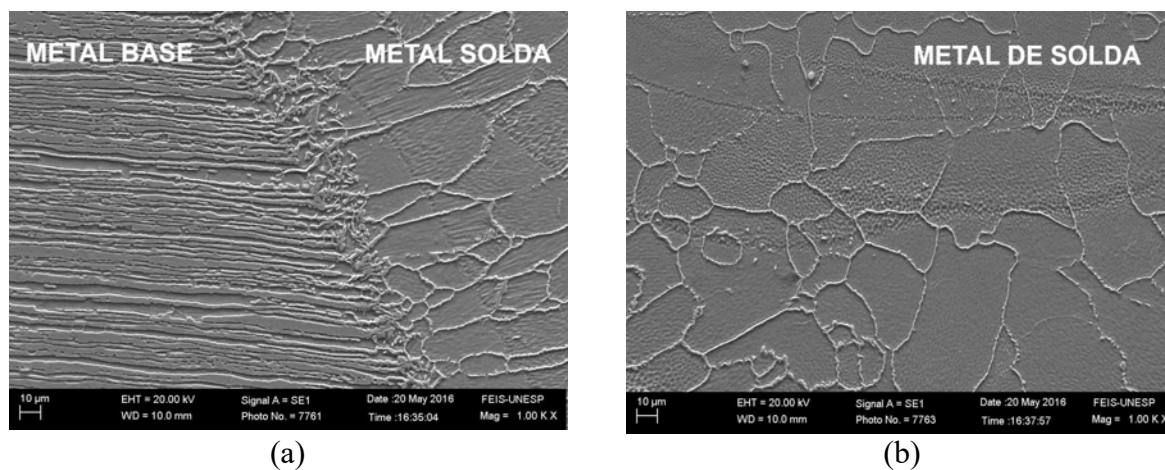


Figura 3. Micrografias da junta soldada. MEV. (a) Zona de ligação metal base/metal de solda. (b) Metal de solda. Amostra CP80.

A Tab. 3 mostra a variação da fração volumétrica de austenita no metal de solda onde observa-se um pequeno aumento de austenita com o aumento da taxa de sobreposição, isto é, com o aumento na energia de soldagem. Portanto, variações do aporte térmico em função de variações dos parâmetros de soldagem não são suficientes para alterar significativamente a fração volumétrica das fases ferrita e austenita no metal de solda de aços inoxidáveis duplex soldados com laser.

Tabela 3 - Fração volumétrica [%] das fases ferrita e austenita.

	CP40	CP50	CP60	CP70	CP80	CP90
Ferrita	92,8	98,2	91,6	91,1	91,0	90,6
Austenita	7,2	7,2	8,4	8,9	9,0	9,4

Os ensaios de microdureza Vickers das juntas soldadas foram realizados em uma direção paralela à superfície da chapa com aproximadamente 0,7 mm de distância da superfície. Para realizar a indentação, foi empregada uma carga de 0,01kgf. Durante este procedimento foi respeitado tanto a distância mínima entre indentações adjacentes quanto o tempo de carregamento, com a finalidade de minimizar erros na realização das medidas. O metal base apresentou uma microdureza Vickers média de 290 HV. A Tab. 4 mostra a microdureza média do metal de solda das amostras analisadas. A Fig. 4 mostra o gráfico de microdureza para amostra com 80% de taxa de sobreposição. As demais amostras tiveram o mesmo comportamento.

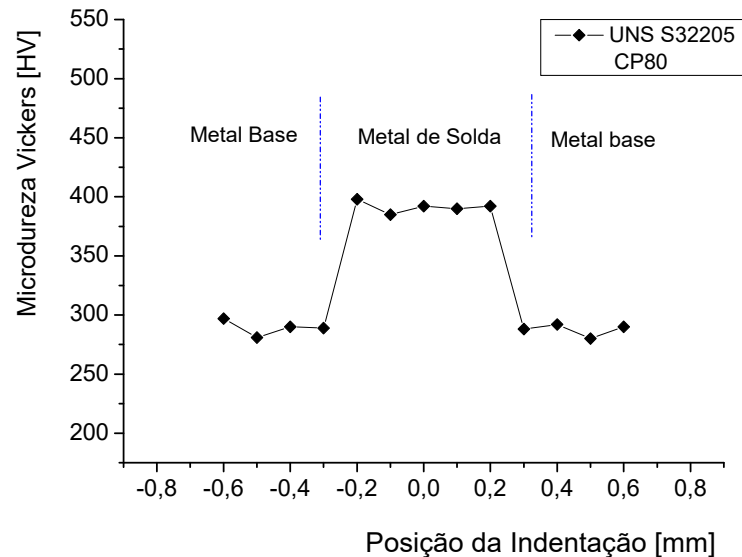


Figura 4. Gráfico de microdureza na junta soldada. CP80.

Tabela 4: Microdureza Vickers do metal de solda.

Amostras	CP40	CP50	CP60	CP70	CP80	CP90	MB
	364	368	382	388	390	392	290

Em relação aos ensaios de tração observou-se que todos os corpos de prova soldados com sobreposições de 90, 80, 70 e 60 % as fraturas foram localizados na região do metal base, não rompendo portanto no metal de solda. A tensão de ruptura para estes corpos de provas foram registradas bem próximos ao do corpo de prova sem solda, não havendo assim grandes variações entre eles. A Fig. 5 mostra o corpo de prova de tração CP80 rompido no metal base.

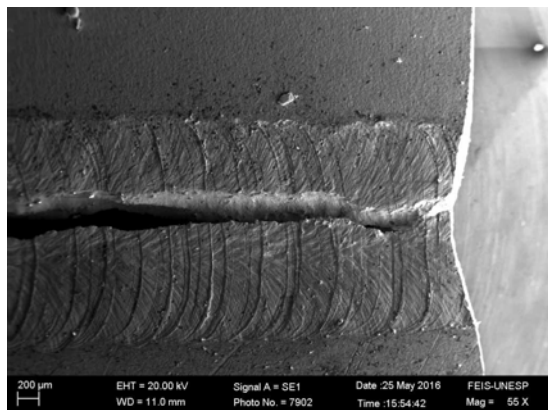


Figura 5. Corpo de prova de tração rompido no metal base. Amostra CP80.

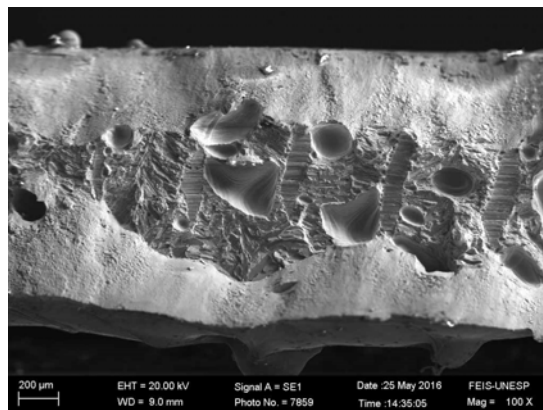
Os corpos de prova com 40 e 50% de sobreposição romperam no metal de solda, com limites de resistência mecânica bem abaixo do metal base, conforme mostra Fig. 6a. Este comportamento pode ser associado às discontinuidades, grandes vazios e falta de fusão, presentes no metal de solda devido à baixa taxa de repetição. A Fig. 6b mostra uma fractografia da superfície de fratura no cordão de solda da amostra obtida com 50% de taxa de repetição, onde observa-se a presença de grandes vazios e falta de fusão. A Tab. 5 mostra os resultados dos ensaios de tração.

Tabela 5: Resultados dos ensaios de tração da junta soldada.

Amostras	Limite de Resistência [MPa]						MB
	CP40	CP50	CP60	CP70	CP80	CP90	
	399	482	862	864	880	892	840



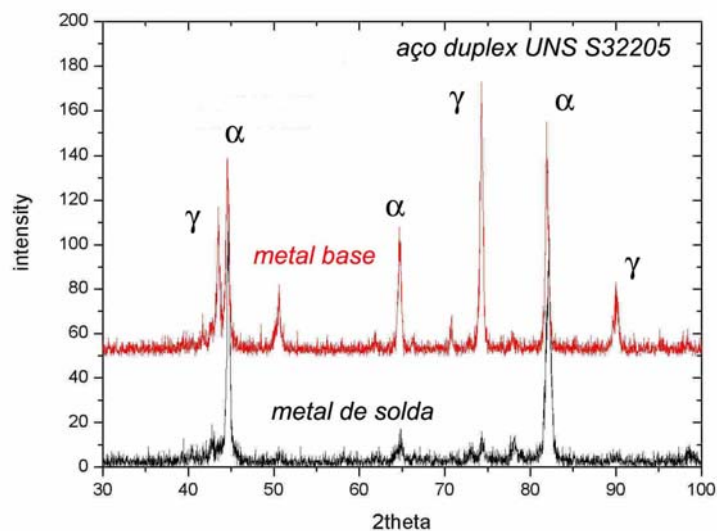
(a)



(b)

Figura 6. (a) Vista superior do cordão de solda rompido. (b) Fractografia da superfície de fratura. Amostra CP50.

Os ensaios de Difração de Raio X realizados no metal base e no metal de solda mostraram uma pequena fração volumétrica de austenita no metal de solda. A Fig. 7 mostra o espectro de Raio X da amostra com 80% de sobreposição e um espectro do metal base, onde observa-se a presença das fases ferrita e austenita no metal base, numa proporção de 50/50%, respectivamente. No metal de solda observa-se basicamente a fase ferrita com pouca presença de austenita.

**Figura 7. Espectro de Difração de Raio-X do metal base e do metal de solda.**

4 CONCLUSÃO

O metal de solda apresentou uma microestrutura constituída basicamente por uma matriz ferrítica com pequena quantidade de austenita, principalmente na região de contorno de grão.

A fração volumétrica de austenita no metal de solda variou de 7,2 a 9,4%.

Observou-se um aumento na fração volumétrica de austenita à medida que se intensificou a taxa de repetição, e consequentemente o aporte térmico.

Não é possível manter no metal de solda a mesma relação ferrita/austenita do metal base utilizando-se unicamente as variações dos parâmetros de soldagem como a taxa de repetição.

Os ensaios de microdureza Vickers mostraram que ocorre um aumento significativo da dureza na região da zona fundida em relação ao metal base, devido ao alto valor da fração volumétrica de ferrita nessa região.

Os ensaios de tração mostraram limites de resistência superior ao do metal base, devido ao aumento da dureza da zona de fusão.

Os corpos de prova confeccionados com sobreposição de 40 e 50% romperam no cordão de solda devido a grande quantidade de vazios e da falta de fusão. Já para sobreposições superiores, 60%, 70%, 80% e 90%, a falha foi localizada no metal base, mostrando que altas taxas de repetição geram cordões de solda com resistência mecânica superior à resistência do metal base.

5. AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi apoiado pela FAPESP – Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo.

6. REFERÊNCIAS

- Duley, W.W., 1999, “Laser Welding”, Ed. John Wiley & Sons, USA, 251p.
- Gilner, A., Holtkamp, J., Hartmann, C., Olowinsky, A., Gedicke, J., Klages, K., Bosse, L., Bayer, A., 2005, “Laser applications in microtechnology”, Journal of Materials Processing Technology, 167, pp. 494-498.
- Ion, J.C., 2005, “Laser Processing Materials”, Ed. Elsevier, UK, 556p.
- Kotecki, D.J., 1986, “Ferrite control in duplex stainless steel weld metal”, Welding Research Supplement, 10, pp. 273s-278s.
- Ku, J.S.; Ho, N.J.; Tjong, S.C., 1997, “Properties of electron beam welded SAF 2205 duplex stainless steel”, Journal of Materials Processing Technology, 63, pp. 770-775.
- Mathpandi, V.; Srinivasan, P.B.; Shankar, S.K.; Sundaresan, S., 2005, “Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31805) weld metals”, Materials Letters, 59, pp. 2305-2309.
- Steen, W.M., 2005, “Laser Material Processing”, Springer, USA, 408 p.
- Zambom, A.; Bonollo, F., 1994, “Rapid solidification in laser welding of stainless Steels”, Materials Science and Engineering A, 178, pp.203-207.

7. RESPONSABILIDADE AUTURAL

“Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho”.

CHARACTERIZATION OF UNS S32205 DUPLEX STAINLESS STEEL JOINTS WELDED WITH PULSED Nd: YAG LASER

Otacílio Donizete Franzine, otacilio.franzini123@gmail.com¹

Juno Gallego, junogallego@unesp.br¹

Vicente Afonso Ventrella, vicente.ventrella@unesp.br¹

¹Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira-UNESP, Av. Brasil Centro-56, Ilha Solteira-SP.

Abstract. Laser is a flexible and powerful tool with many relevant applications in the industry, mainly in the field of welding. The present work studied the weld metal obtained by pulsed Nd: YAG laser welding of UNS S32205 Duplex stainless steel used in the oil and natural gas industry, analyzing the influence of the high cooling rate, due to the laser process, in the ferrite/austenite phase balance. Butt weld joints were made with different repetition rates. The different microstructures obtained were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy. The results showed that the effect of the welding energy variation on the ferrite / austenite phase fractions in the weld metal was low, a ferritization of the melt zone occurred, however a slight increase in the austenite volumetric fraction was observed. . There was a significant increase in the hardness in the region of the molten zone in relation to the base metal, due to the high value of the ferrite volume fraction in this region. The tensile tests showed higher strength limits than the base metal due to the increase in melt zone hardness.

Keywords: laser welding, Nd:YAG, stainless steel, duplex, UNS S32205.