

EFEITO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM A LASER NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304*

Aparecida Silva Magalhães¹

Charles Henrique Xavier Morais Magalhães¹

Milton Sergio Fernandes de Lima²

Leonardo Godefroid³

Geraldo Lúcio de Faria⁴

Resumo

O efeito da soldagem a laser e subsequente tratamento térmico pós-soldagem em diferentes temperaturas, por 10 minutos, na microestrutura do metal base e zona fundida de um aço inoxidável duplex UNS S32304 foi investigado. Apesar da soldagem a laser produzir um cordão estreito e com uma ZTA pequena, quando aplicada no duplex, ela pode implicar em efeitos indesejáveis na microestrutura, como um desbalanço nas frações das fases primárias e a precipitação de nitretos de cromo. Em relação ao metal base, os resultados mostraram que o espaçamento interlamelar no metal base, bem como a fração de austenita na zona fundida, aumentou com o acréscimo da temperatura de tratamento térmico (850°C - 1150°C). Nas juntas soldadas, os tratamentos pós-soldagem aumentaram significativamente a fração de austenita secundária em relação à amostra apenas soldada. A temperatura mais favorável à readequação microestrutural das juntas soldadas foi de 1150°C, onde observou-se um refinamento da microestrutura e maior fração de austenita reformada.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Duplex; Soldagem a laser; Tratamentos térmicos pós-soldagem; Microestrutura

EFFECT OF POST-WELD HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE OF LASER WELDED DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32304

Abstract

The effect of laser welding and subsequent post-weld heat treatment at different temperatures for 10 minutes on the microstructure of the base metal and melted zone of a duplex stainless steel UNS S32304 was investigated. Although laser welding produces a narrow weld bead and a small heat affected zone, when applied in the duplex, it may produces undesirable effects on the microstructure, such as primary phase unbalance and chromium nitrides precipitation. The obtained results showed that the interlamellar spacing in the base metal, as well as the austenite fraction in the melted zone, increased with the temperature increase (850°C - 1150°C). In welded joints, post-weld heat treatments significantly increased the fraction of secondary austenite in relation to the only welded sample. The most favorable temperature for the microstructural adjustment of welded joints was 1150°C, because in this condition a great microstructure refinement and a greater fraction of reformed austenite at melted zone were observed.

Keywords: Duplex Stainless Steel; Laser welding; Post-weld heat treatment; Microstructure

¹ Engenheiro(a) Metalúrgico(a), Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

² Físico, Dr. Professor, Divisão de Fotônica, Instituto de Estudos Avançados (IEAv), São José dos Campos, SP, Brasil.

³ Engenheiro Metalúrgico. Dr. Professor. DEMET, EM, UFOP, MG, Brasil

⁴ Físico. Dr. Professor. DEMET, UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil

1 INTRODUÇÃO

Em geral, os aços inoxidáveis duplex (AID's) apresentam uma estrutura bifásica, que consiste de quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Essa microestrutura balanceada confere aos AID's excepcionais propriedades mecânicas e de resistência à corrosão [1]. Esta configuração pode ser drasticamente modificada quando os AID's são submetidos a processamentos térmicos, como por exemplo, os de soldagem.

Durante a soldagem de AID's, o material é submetido à uma série de ciclos térmicos que promovem transformações de fases e são desfavoráveis à readequação microestrutural da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF) [1]. A região superaquecida da ZTA dos aços inoxidáveis duplex atinge temperaturas acima de 1300°C. Nesta faixa de temperatura, os AID's tornam-se majoritariamente ferríticos e a austenita é reformada durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Geralmente, uma menor fração de austenita é reformada em relação ao metal base [2].

A soldagem a laser se destaca por ser um processo automatizado, com bom acabamento superficial, com alta produtividade, com cordão relativamente estreito quando comparado a outros métodos de soldagem e ZTA muito pequena [3]. No entanto, durante a soldagem a laser dos AID's, devido às altas taxas de resfriamento, a microestrutura se apresenta constituída por praticamente 100% de ferrita próximo à linha de fusão. A microestrutura metaestável formada durante o resfriamento rápido consiste de grãos alongados de ferrita com uma pequena quantidade de austenita alotriomórfica e de Widmanstätten formada, e abundante precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N) [2]. Os nitretos de cromo, bem como o excesso de fração volumétrica de ferrita, são deletérios às propriedades mecânicas e de corrosão deste material [1,4,5,6].

Com o intuito de minimizar esses efeitos, tratamentos térmicos (TT) pós-soldagem estão sendo sugeridos por alguns autores. Resultados prévios sugeriram que TT melhoram a resistência à corrosão e a tenacidade das juntas soldadas de aço inoxidável duplex em relação a junta sem TT [4,6,5]. Badji *et al.* [7] investigaram o efeito de alguns tratamentos térmicos de uma hora de duração na faixa de temperatura entre 800°C e 1200°C sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas soldadas de um aço inoxidável duplex "2205". Os autores afirmaram que o aumento da temperatura causou uma modificação significativa no balanço austenita/ferrita na ZTA, ZF e MB. Mudanças significativas na tenacidade e na resistência mecânica foram observadas em razão da precipitação de fases intermetálicas e aumento da fração de ferrita. Em outro trabalho, Tan *et al.* [4] reportaram que o tratamento pós-soldagem teve um efeito positivo nas juntas soldadas de um AID "2304", pois favoreceram a precipitação de austenita e a dissolução de Cr_2N na matriz ferrítica da ZF, melhorando dessa maneira a resistência à corrosão.

Alguns trabalhos sobre transformações de fases em aços AID's disponíveis na literatura vêm sinalizando que há uma forte relação entre os parâmetros de tratamento térmico (temperatura e tempo) na morfologia, fração de fases e dissolução dos nitretos de cromo na microestrutura do material processado. Nesse

contexto, o presente estudo, aliando o conhecimento prévio de transformações de fases e soldagem de AID's visou avaliar os efeitos de diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem a laser na microestrutura do metal base e da zona fundida em um aço inoxidável duplex do tipo UNS S32304.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Material

Chapas do aço inoxidável duplex UNS S32304 fornecidas pela empresa *Aperam South America*, cuja a composição química é apresentada na Tabela 1, foram utilizadas para a retirada de corpos de prova (CP's) para a realização deste trabalho. As chapas foram laminadas a frio com redução de área de 48% e espessura final de 2,5mm, recozidas e decapadas com acabamento 2B (laminador de encruamento).

Tabela 1. Composição química das chapas analisadas do aço duplex UNS S32304.

	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Cu	Mo	N
% em massa	0,01	1,34	0,31	22,23	4,10	0,025	0,0004	0,09	0,32	0,10

2.2 Procedimentos Experimentais

2.2.1 Soldagem a laser

Um laser a fibra de alta potência, fabricado pela *IPG Photonics Ltd.*, modelo YLR-2000W foi utilizado para soldar cinco conjuntos de duas chapas (solda de topo) do aço inoxidável duplex UNS S32204 com dimensões de 6,5x6,5cm no sentido de laminação. Este laser possui potência máxima de 2000W, em operação contínua. O argônio e o nitrogênio foram utilizados como gás de proteção e processo, respectivamente. A taxa de fluxo de gás de argônio foi de 8L/min. As chapas foram colocadas sob a mesa de soldagem com comando numérico computadorizado (CNC) controlado por meio do *software* EMC² operado pelo sistema Linux [8], que permite variar a velocidade e a posição do laser. A velocidade de soldagem foi de 2400mm/min. e a potência de 2000W, gerando um aporte térmico de 50J/mm.

2.2.2 Tratamentos térmicos

Após a soldagem a laser, as chapas foram submetidas à tratamentos isotérmicos em diferentes temperaturas por 10 minutos em um forno fabricado pelo Instituto de Aeronáutica e Espaço, AMR - Divisão de Materiais, e resfriadas em água. A Tabela 2 apresenta a identificação das amostras e suas respectivas temperaturas de tratamento. Deve-se destacar que a amostra R foi mantida, como referência, apenas como soldada.

Tabela 2. Temperaturas de tratamentos térmicos

Identificação	Temperatura do Tratamento Isotérmico (10min)
R	-
R1	850°C
R2	950°C
R3	1050°C
R4	1150°C

2.2.3 Caracterização microestrutural e quantificação de fases

Amostras das chapas foram cortadas no sentido transversal da solda, embutidas e preparadas metalograficamente segundo a Norma ASTM E3-01 [9] para análise no microscópio óptico (MO). O reativo Behara II (20mL de HCl, 80mL de H₂O, 1g de K₂S₂O₅, 2,4g de (NH₄)HSO₄) foi utilizado como método de contraste para a etapa de quantificação das fases. A fração volumétrica de ferrita e austenita na Zona Fundida (ZF) foi determinada com auxílio do software analisador de imagem LAS-LEICA acoplado ao microscópio óptico. A caracterização da zona fundida e metal base foi realizada por meio de microscopia óptica. As amostras foram submetidas a ataque eletrolítico KOH (1000mL de solução, 100g de KOH e 900g de água destilada) com a aplicação de uma tensão constante de 3V por 30s de imersão. Em seguida, para revelar os nitretos de cromo, utilizou-se o ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, adotando condições semelhantes ao do ataque anterior.

2.2.4 Medição do espaçamento interlamelar

Primeiramente, foram feitas cinco micrografias do metal base com aumento de 500X em cada amostra. Com o auxílio do software *ImageJ 1.52a* foram feitas as medições do espaçamento interlamelar da ferrita. Inicialmente, uma linha teste foi traçada na escala da imagem e mediu-se o seu comprimento em pixels. Em seguida, uma linha teste na direção perpendicular às lamelas de ferrita e austenita foi desenhada no metal base. Mediu-se o seu comprimento em pixels e contou-se quantas lamelas de austenita foram interceptadas. Para se obter o espaçamento interlamelar em micrometro utilizou-se a Equação 1.

$$\text{Espaçamento Interlamelar}(\mu\text{m}) = \frac{\text{TE}(\text{pixels}) \times \text{TE}(\mu\text{m})}{\text{NL} \times \text{TL}(\text{pixels})} \quad (1)$$

Onde:

TE = Tamanho da escala da imagem

NL = Número de lamelas de austenita interceptadas pela linha teste

TL = Tamanho da linha teste no metal base

Em cada imagem foram utilizadas 10 linhas teste e repetiu-se o procedimento acima. O espaçamento interlamelar de cada amostra, portanto, foi dado pela média destas cinquenta medições aleatórias no metal base.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise microestrutural do estado de entrega do aço UNS S32304 (Figura 1) mostrou que a estrutura é lamelar com grãos alongados na direção de laminação, composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita. Na medição de fração de fases por meio da aplicação do método das áreas de metalografia quantitativa, obteve-se 55±5% de ferrita e 45%±5% de austenita e espaçamento lamelar de 3,5±0,2μm.

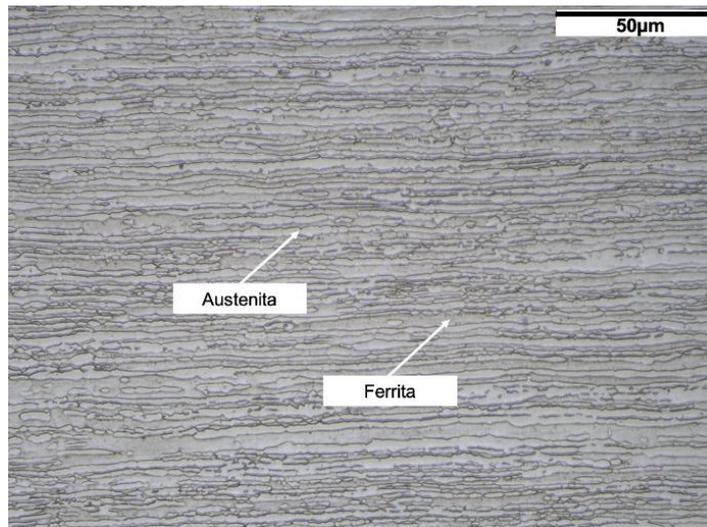


Figura 1. Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S32304. Ataque eletrolítico KOH. MO-500x.

3.1 Soldagem a Laser

A Figura 2 apresenta a micrografia da zona fundida da amostra soldada a laser. Para fins de referência, a largura da zona fundida foi de aproximadamente 444µm no centro do cordão de solda. Observa-se a presença majoritária de grãos ferríticos com crescimento colunar orientados na direção do fluxo de calor e uma pequena fração de austenita, aproximadamente 1,8%, localizada principalmente nos contornos de grão da ferrita. A formação da austenita secundária (γ_2) nos contornos de grãos durante o resfriamento da junta soldada requer uma força-motriz relativamente pequena e, portanto, pode ocorrer ainda em altas temperaturas com um pequeno grau de superresfriamento [10].

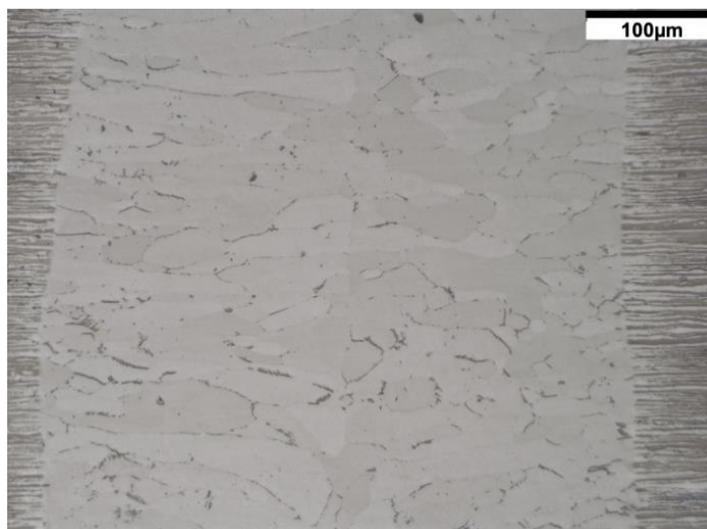


Figura 2. Microestrutura da zona fundida. Ataque eletrolítico KOH. MO-200x.

Na análise micrográfica da ZF percebeu-se ainda a possível precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N) nos contornos de grãos (setas pretas), como mostra a Figura 3. Os grãos alongados de ferrita, as altas taxas de resfriamento e a pequena fração de austenita reformada durante a soldagem favorecem a precipitação de nitretos de cromo nos contornos de fase α/γ ou dentro dos grãos ferríticos [11,12]. No presente

estudo, não foi possível notar via MO a presença de Cr_2N no interior dos grãos ferríticos.

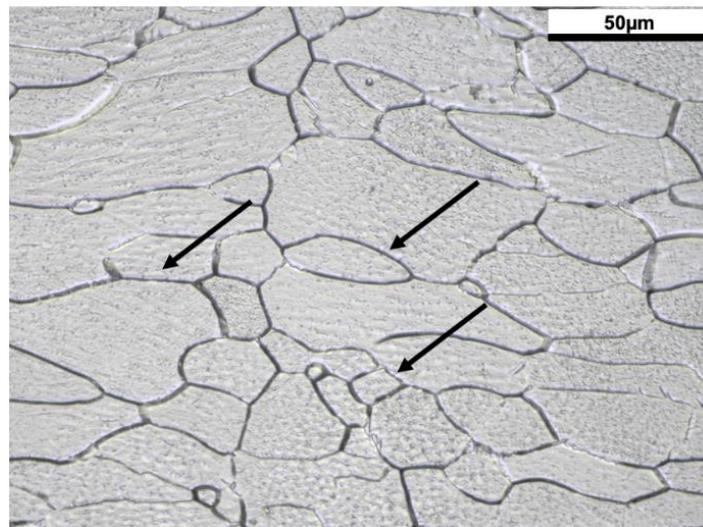


Figura 3. Micrografia da zona fundida indicando a precipitação de nitretos de cromo. Ataque eletrolítico KOH seguido de oxálico. MO-500x.

Segundo Ramírez [13], a precipitação de nitretos nas interfaces α/γ seria improvável por ser uma região rica em nitrogênio (N) e com alta solubilidade deste elemento na austenita. No entanto, os átomos de nitrogênio contidos na ferrita poderiam estar se difundindo para a austenita, onde sua solubilidade é bem maior. Nesse caso, os átomos de N teriam que vencer uma barreira energética da interface α/γ . E, caso a difusão dos átomos de N para austenita não for muito facilitada, provavelmente, haverá a precipitação de Cr_2N . Ainda, segundo Chen e Yang [12], o lado da ferrita da interface α/γ estaria supersaturado do átomo de nitrogênio, caso houvesse quantidade insuficiente de austenita reformada, favorecendo a presença dos precipitados nos contornos de grãos.

3.2 Efeitos de Tratamentos Térmicos na Microestrutura Pós-Soldagem a Laser

3.2.1 Metal base

A Figura 4 mostra os efeitos dos tratamentos térmicos (TT) aplicados no espaçamento interlamelar do metal base (MB). Observa-se um aumento significativo na distância entre as lamelas de ferrita da amostra sem TT (Figura 4a) para a amostra com TT à 1150°C (Figura 4d). Os resultados obtidos pela medição do espaçamento interlamelar são apresentados na Tabela 3. Na amostra R mediu-se um espaçamento médio de $3,5\mu\text{m}$, enquanto na amostra R4 o espaçamento foi quase três vezes maior ($9,2\mu\text{m}$). As amostras R1 e R3 também apresentaram um acréscimo no espaçamento entre as lamelas em relação ao estado de entrega. No entanto, a amostra R2 apresentou uma diminuição deste espaçamento ($3,4\mu\text{m}$), valor muito próximo ao do estado de entrega (amostra R).

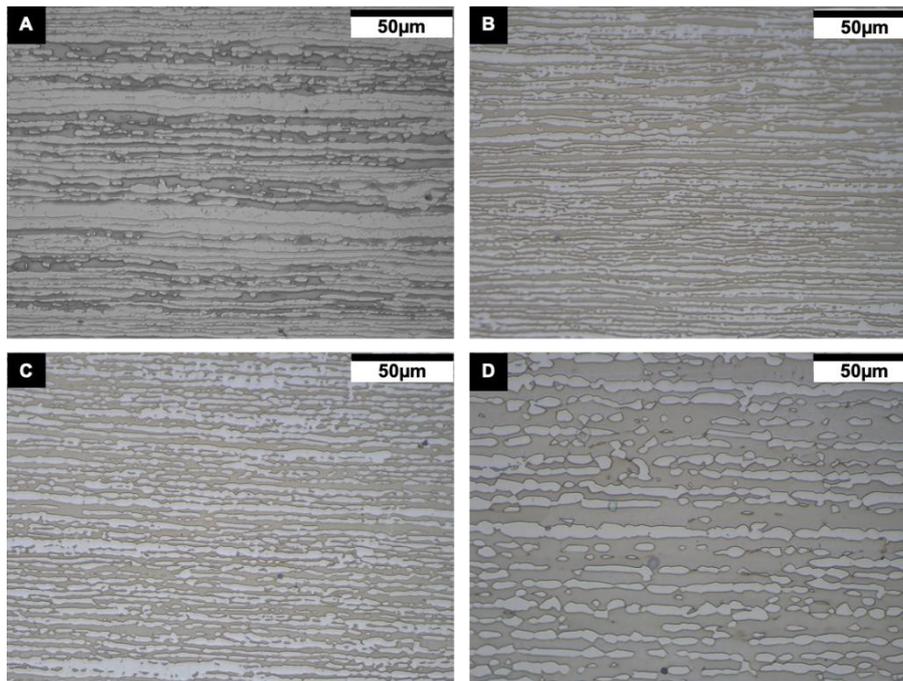


Figura 4. Microestrutura do metal base após tratamento isotérmico em diferentes temperaturas por 10 minutos: (a) 850°C (b) 950°C (c) 1050°C e (d) 1150°C. Ataque eletrolítico KOH. MO-200x.

Magalhães *et al.* [14] realizaram uma simulação computacional no software Thermo-Calc que mostra a variação da fração de ferrita e austenita em função da temperatura do aço UNS S32304. Foi observado que a fração de austenita é maior do que a da ferrita entre 800°C e 1050°C no equilíbrio, ou seja, considerando que o metal base antes do tratamento térmico era constituído por 55% de ferrita e 45% de austenita, ao ser aquecido na referida faixa de temperatura, haverá uma tendência de formação de austenita às custas do consumo de ferrita. Isso explicaria a diminuição do espaçamento lamelar da ferrita na temperatura de 950°C. A partir de 1050°C, o contrário acontece. A partir dessa temperatura, a fração de ferrita aumenta e a de austenita diminui. Conseqüentemente, o espaçamento interlamelar da ferrita aumenta. No entanto, a diferença entre o espaçamento da amostra R para R1 e para R3 não é tão grande quanto para R4, uma vez que na simulação feita por Magalhães *et al.* [14], exatamente a 850°C e 1050°C – condições R1 e R3 – as frações de ferrita e austenita tendem a ser iguais, logo não haveria força motriz significativa para transformações. Por isso, o espaçamento não altera tanto no metal base, o que era próximo de 50%, provavelmente apenas ficou mais próximo deste valor.

Tabela 3. Espaçamento interlamelar da ferrita no MB

Amostra	Espaçamento (µm)
R	3,5±0,2
R1	4,3±0,2
R2	3,4±0,2
R3	4,3±0,2
R4	9,2±0,6

Em trabalho prévio Westin *et al.* [15] obteve resultados semelhantes. O espaçamento interlamelar, bem como a fração de ferrita, aumentou com o acréscimo das temperaturas tratamento térmico avaliadas (1050 - 1300°C).

3.2.2 Zona Fundida

Os efeitos de TT na zona fundida podem ser observados na Figura 5 (a-d). O aumento da temperatura de tratamento de 850°C para 1150°C promoveu um aumento na fração de austenita, valores que podem ser conferidos na Tabela 4.

Tabela 4. Fração de austenita e ferrita na zona fundida das amostras termicamente tratadas

Amostra	%Austenita	%Ferrita
R1	13,5	86,5
R2	23,7	76,3
R3	39,3	60,7
R4	44,3	55,7

Nota-se também modificações significativas na morfologia da austenita desta região. Essa austenita precipitada durante o TT é chamada de austenita secundária. Dois tipos de austenita secundária podem ser observados nos AID's. O primeiro tipo, austenita intergranular, se forma nas interfaces α/γ . A partícula de austenita pré-existente cresce em direção à ferrita. O segundo tipo é nomeada γ_2 intragranular, a qual nucleia e cresce intragranularmente na ferrita [2,6]. Três tipos de morfologias de austenita secundária são observadas após o tratamento térmico na solda em diferentes temperaturas por 10 minutos: a) Widmanstätten, b) alotrimórfica e c) intragranular [16]. A ZF da amostra R1 apresenta dois tipos de austenita secundária, alotrimórfica e de Widmanstätten, concentrados principalmente nos contornos de grãos da ferrita (Figura 5a). Na amostra R2 obteve-se um aumento significativo da fração de austenita intragranular e de Widmanstätten nos contornos de grãos ferrítico (Figura 5b). Em R3, a quantidade de austenita intragranular e de Widmanstätten aumentaram e a austenita alotrimórfica ficou mais grosseira. Observou-se na amostra R4 que a austenita se formou preferencialmente nos contornos de grão da ferrita. O TT à 1150°C resultou em um crescimento da austenita alotrimórfica pré-existente. Ainda, houve um refinamento da austenita intragranular e uma diminuição em sua quantidade em comparação com as amostras R2 e R3. Nota-se que algumas partículas de austenita foram esferoidizadas. Zhang *et al.* [6] relataram que temperaturas em torno de 1020°C e 1050°C provoca uma elevada precipitação de γ_2 intragranular, enquanto que em temperaturas mais altas (1080°C e 1110°C) a austenita é esferoidizada e a precipitação de γ_2 intragranular é reduzida devido as taxas mais rápidas de difusão.

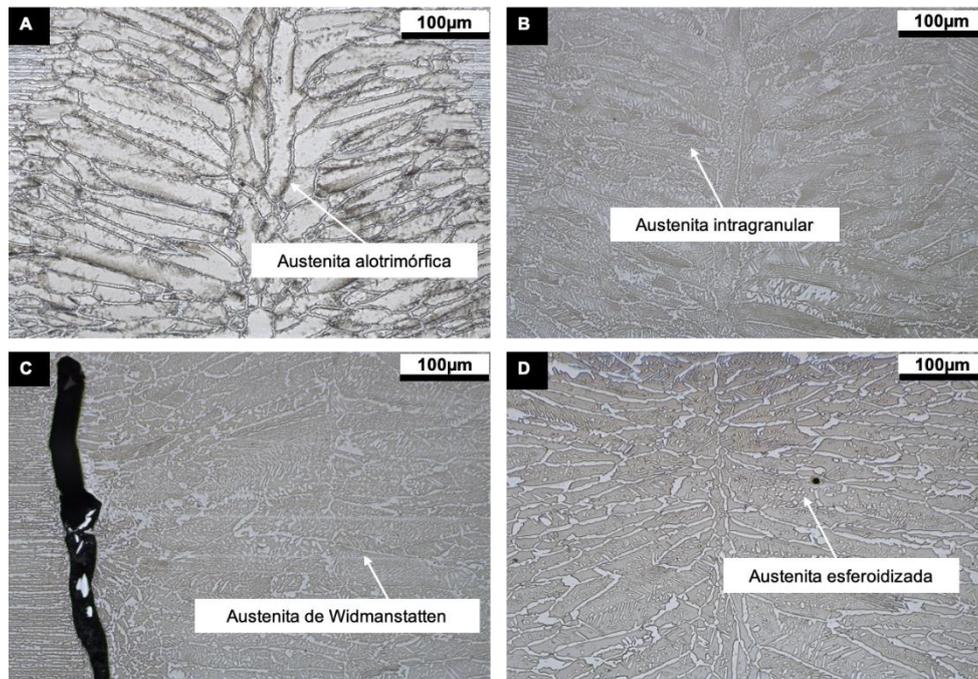


Figura 5. Microestrutura da zona fundida após tratamento isotérmico em diferentes temperaturas por 10 minutos: (a) 850°C (b) 950°C (c) 1050°C e (d) 1150°C. Ataque eletrolítico KOH. MO-200x.

Alguns trabalhos sugerem que a temperatura ótima de tratamento térmico pós-soldagem é atingida na faixa de 1050°C - 1110°C. Yang *et al.* [5] e Tan *et al.* [4] relataram que tratamentos térmicos são recomendados na temperatura de 1080°C, pois uma menor fração de ferrita é obtida na ZF. Enquanto que para Zhang *et al.* [6] a faixa ideal é de 1050°C - 1110°C. Em muitos trabalhos da literatura são relatadas diferentes temperaturas de tratamento para se obter uma microestrutura com uma razão de α/γ de aproximadamente 50:50% na ZF. Zhang *et al.* [6] relataram que em tratamentos por 15 minutos na faixa de temperatura de 1020°C a 1110°C primeiramente a quantidade de austenita aumentou, atingindo o seu máximo em 1050°C e então diminuiu nas temperaturas de 1080 e 1110°C. Desta maneira, é importante enfatizar que esta temperatura de tratamento térmico ideal é variável a depender da composição química do aço e condição microestrutural da zona fundida como soldada. A formação da austenita é um processo difusional dependente do tempo. Neste estudo, por exemplo, a maior fração de austenita foi obtida à 1150°C. Segundo Magalhães *et al.* [17], o tempo de permanência na temperatura de tratamento se mostrou um parâmetro de grande influência sobre a transformação da ferrita em austenita.

Assim como em trabalhos prévios [4,6,5], o TT pós-soldagem promoveu a dissolução dos nitretos de cromo. A micrografia da amostra R4 (Figura 6) sugere que o tratamento térmico à 1150°C foi efetivo não apenas na adequação da fração α/γ , mas bem como na dissolução dos nitretos na matriz ferrítica. Por meio de MO não foi possível constatar a presença de Cr₂N como observado na amostra apenas soldada (R) (Figura 3). Ramirez *et al.* [2] destaca que há uma relação entre a precipitação da austenita secundária e os nitretos de cromo. Um mecanismo de precipitação cooperativa dos nitretos de cromo intergranulares e γ_2 é proposto. A precipitação de Cr₂N ao longo das interfaces de ferrita e austenita primária precede o crescimento da austenita secundária intergranular. As interfaces de baixa energia formadas entre o Cr₂N, a ferrita e a austenita, juntamente com os processos difusionais, são os

fatores que controlam essa transformação de fase. Em relação aos nitretos intragranulares, eles agem como substratos para a nucleação de austenita secundária intragranular.

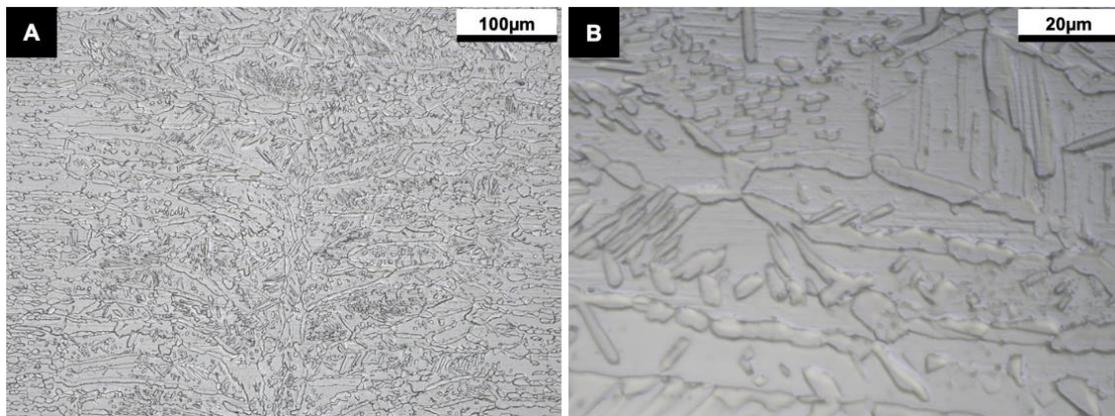


Figura 6. Micrografias da zona fundida da amostra R4 indicando a dissolução de nitretos de cromo (a) MO-200x e (b) MO-1000x. Ataque eletrolítico KOH seguido de oxálico.

3 CONCLUSÃO

As seguintes conclusões foram obtidas sobre os efeitos dos tratamentos térmicos após soldagem a laser na microestrutura em um aço inoxidável duplex UNS S32304:

- A soldagem a laser promoveu uma estrutura quase que completamente ferrítica na zona fundida. Uma pequena fração de austenita foi reformada durante o resfriamento, estando ela concentrada principalmente nos contornos de grãos ferríticos.
- A elevada taxa de resfriamento sobre uma microestrutura majoritariamente ferrítica após a soldagem, associada a baixa solubilidade do nitrogênio na ferrita, propiciou condições favoráveis para a precipitação de nitretos de cromo nas interfaces ferrita/austenita.
- Os tratamentos térmicos investigados promoveram efeitos significativos na microestrutura do metal base e zona fundida do aço inoxidável duplex UNS S32304. Apesar do espaçamento interlamelar de ferrita no MB ter aumentado significativamente na temperatura de 1150°C por 10 minutos, nesta temperatura, a fração volumétrica de austenita reformada na ZF foi de 44,3%, valor bem próximo ao do estado de entrega. Verificou-se ainda a dissolução dos nitretos de cromo.
- Em função das alterações microestruturais promovidas pelo tratamento isotérmico de 10 minutos a 1150°C, esse se mostra promissor quando o objetivo for diminuir a heterogeneidade estrutural em juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex do tipo UNS S32304.

Agradecimentos

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq).

Os autores agradecem à Empresa Aperam South America pelo fornecimento das amostras do aço inoxidável duplex UNS S32304 para a realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

1. Gunn RN. Duplex Stainless Steels. Microstruture, properties and applications. Cambridge: Abington publishing; 2003.
2. Ramirez AJ, Lippold JC, Brandi SD. The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 2003; 34A: 1575-1597.
3. Blondeau R. Metallurgy and mechanics of welding: processes and industrial applications. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc.; 2008.
4. Tan H, Wang Z, Jiang Y, Han D, Hong J, Chen L, et al. Annealing temperature effect on the pitting corrosion resistance of plasma arc welded joints of duplex stainless steel UNS S32304 in 1.0M NaCl. Corrosion Science. 2011; 53: 2191-2200.
5. 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. 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.
7. Badji R, Bouabdallah M, Bacroix B, Kahloun C, Belkessa B, Maza H. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. Materials Characterization. 2008; 59: 447-453.
8. FSF. Enhanced Machine Controller - EMC2. Software livre, de código aberto. [S.l.]: GNU/Linux. 2008.
9. ASTM E3-01. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken: ASTM International. 2017.
10. Muthupandi V, Srinivasan PB, Seshadri SK, Sundaresan S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. 2003; 358: 9-16.
11. 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.
12. Chen TH, Yang JR. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. Materials Science and Engineering A. 2002; 338: 166-181.
13. Ramirez AJ. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo. Dissertação [Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais] - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo; 1997.
14. Magalhães CHXM, Faria GLD, Lagoeiro LE, Silva JD. Characterization of the Austenite Reformation Mechanisms as a Function of the Initial Ferritic State in a UNS S32304 Duplex Stainless Steel. Materials Research. 2017; 20: 1470-1479.
15. Westin EM, Brolund B, Hertzman S. Weldability Aspects of a Newly Developed Duplex Stainless Steel LDX 2101. Steel Research Int. 2008; 79: 473-481.
16. Liu H, Jin X. Secondary Austenite Morphologies in Fusion Zone of Welded Joint after Postweld Heat Treatment with a Continuous Wave Laser. Journal of Materials Science and Technology. 2012; 28: 249-254.
17. Magalhães CHXM, Faria GLD, Godefroid LB, Lagoeiro LE, Nakamura L. Influência da temperatura de tratamento térmico na morfologia e fração de fases de um aço inoxidável duplex do tipo UNS S32304. 70º Congresso Anual da ABM – Internacional. Rio de Janeiro: 2015.