

ANÁLISE DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS 31802 SOLDADO POR ARCO SUBMERSO

Jonas Renato Dias Alves Dinis

Alberto Magno Pinto de Oliveira

Brendon de Pádua Moreira

Willian Gonzaga Pereira

Jorge Luiz Rosa

Carlos Eduardo Figueiredo dos Santos

FATEC - Rod. Vereador Abel Fabrício Dias, 4010, Água Preta, Pindamonhangaba/SP

jonas-prea@hotmail.com.br

alberto.oliveira@rrvm.com.br

brendonpmoreira@gmail.com

wiliamgp@gmail.com

jlrosa@demar.eel.usp.br

carlos.santos52@fatec.sp.gov.br

Emerson Augusto Raymundo

FATEC - Rod. Vereador Abel Fabrício Dias, 4010, Água Preta, Pindamonhangaba/SP

SENAI - Rua São Tomas, 01 - Jardim São José - Cruzeiro/SP

emersonaugustoray@gmail.com

Resumo. Os aços inox duplex são caracterizados por uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, tendo elevada resistência mecânica, boa tenacidade, resistência à corrosão em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão e fadiga. Este material vem ganhando bastante destaque na indústria devido a sua estrutura bifásica. O objetivo deste trabalho foi o estudo comparativo das propriedades mecânicas e microestrutural do material aço inox duplex UNS 31803 em processo de soldagem por arco submerso. Foram utilizados duas juntas uma utilizando controle da temperatura e outra sem controle consequentemente por meio dos ensaios mecânicos de tração e análises metalográficas verificou-se o tamanho das mudanças entre esses processos. Pode-se concluir que os parâmetros de soldagem escolhidos neste trabalho interferiram no limite de escoamento do material, foi identificado também a redução do limite de resistência ante as condições proposta, ou seja, com e sem controle de temperatura. Quanto as análises microestruturais revelou morfologicamente de maneira geral parecidas com relação a microestruturas apresentadas por outros autores, consequentemente fases típicas de um aço inoxidável duplex foram observadas, ou seja, austenita distribuída em matriz ferrítica, austenita widmanstätten observadas em regiões de contornos de grão e regiões internas, revelou também austenita alotriomórfica e austenitas intergranulares, nos dois processos propostos.

Palavras chave: Soldagem por arco submerso, aço inox duplex, propriedades mecânicas, análise metalográfica.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis se dividem basicamente em cinco grupos principais: austeníticos, ferríticos, martensíticos e duplex. De acordo com a estrutura metalúrgica do aço, existem vantagens e desvantagens apresentadas distintamente por cada um dos grupos. Surgiu, então, a necessidade da obtenção de um aço inoxidável que alie as qualidades dos aços ferríticos e austeníticos, especialmente com relação à resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão. Como resposta a essa necessidade surgiram os aços inoxidáveis duplex.

Como já observado por (Silva, 2006), a aplicação dos aços inoxidáveis duplex (AID) por apresentarem ótimas resistências à corrosão e boas propriedades mecânicas correlacionadas, como por exemplo, à ductilidade e a tenacidade aumentou consideravelmente suas aplicações com o passar dos anos nas indústrias, incluindo setores químicos, petroquímicos, papel, celulose e em diversos componentes da indústria offshore. Porém, por ainda apresentar déficits de fragilização para dúctil-frágil em baixas temperaturas o limita seu uso sob uma faixa de trabalho entre -40 a 280°C.

Segundo (Aribo, et. al. 2012), os aços inox duplex são designados a ambientes agressivos como campos petrolíferos e marinhos onde a resistência e propriedades mecânicas dos aços inox austeníticos talvez sejam limitados. No entanto, segundo os autores o custo tem sido uma limitação para a seleção destes aços. O recente aumento do preço do níquel e molibdênio tem impulsionado o custo de produção dos aços inoxidáveis.

Segundo (Alvarez-Armas and Degallaix-Moreuil, 2009), é uma fundamental tarefa o estudo da soldabilidade dos duplex e superduplex para as aplicações industriais. Durante a soldagem, dois principais problemas podem aumentar, devido a evolução das microestruturas durante o resfriamento: a realização de soldagem não balanceada da razão da austenita para a ferrita e a precipitação, na zona de fusão e da zona tratada termicamente, das fases secundárias geralmente diminuem a resistência à corrosão e tenacidade da liga.

As propriedades mecânicas dos duplex podem estar ligadas ao aumento do teor de nitrogênio, como soluto intersticial, e também a característica microestrutural pode estar ligada por meio do conjunto de elementos tais como cromo e molibdênio, responsáveis pelo aumento da resistência à corrosão. O objetivo de ser determinar o teor de nitrogênio e a necessidade de ajustar o restante da composição do aço visa (COLPAERT, 2008):

- Garantir a igualdade aproximada das frações de austenita e ferrita à temperatura de solubilização, controlada principalmente por cromo e níquel.
- Garantir a resistência à corrosão, especialmente à corrosão alveolar, por meio do ajuste dos teores de cromo, molibdênio e níquel.
- Garantir que as fases intermetálicas estejam completamente dissolvidas à temperatura de solubilização, característica influenciada para o cromo, molibdênio e níquel principalmente.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho foi cedido pela empresa Tenaris Confab Equipamentos na forma de duas chapas de aço inoxidáveis duplex UNS S31803 como pode ser observado por meio da imagem da “Figura 1”.

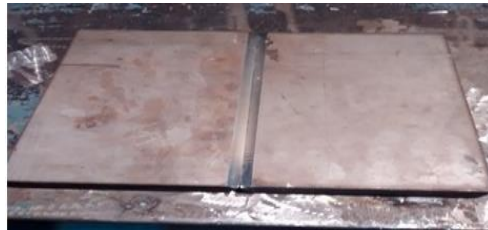


Figura 1. Corpo de prova do aço inoxidável duplex UNS S31803

A composição química do material como recebido pode ser observado na “Tab. 1”, medida pelo aparelho PI modelo NITON que foi cedido pela empresa TENARIS CONFAB EQUIPAMENTOS.

Tabela 1. Composição química (% massa) da liga em estudo.

Material	Fe	Ni	Mo	Cr	Mn	V	Ti	Co	Cu
UNS S31803	69,90	5,302	3,026	20,991	0,95	0,123	0,052	0,221	0,208

As propriedades mecânicas do aço UNS S31803, segundo a norma ASTM E-8M medidas pela empresa seriam: tensão de escoamento com 0,2% 620 [MPa], limite de resistência de 840 [MPa], alongamento de 29% e dureza de 98 HRB. As chapas foram cortadas por meio de uma máquina de plasma modelo MASTER 35 OXIPIRA, com dimensões de 300mm X 250mm com espessura de 25,5mm. O próximo passo após os cortes das chapas foi a preparação das juntas em “X”, essa operação foi realizada na fresa modelo EDMGILL. Para realizar a selagem da peça foi executada em posição plana (1G) com o processo SMAW (Eletrodo revestido) com o eletrodo E2209-17 de 3,2mm da marca comercial (FOX CM 22/9N BÖHLER), após esta etapa foi utilizado o processo SAW (Arco submerso) com o eletrodo nu ER2209 de 3,2mm de diâmetro da marca comercial (OK AUTROD 2209) para enchimento e acabamento com fluxo neutro (OK1093 ESAB). Por meio das “Tab. 2 e 3” pode ser visualizado as composições químicas do eletrodo revestido utilizado para a selagem e do eletrodo nu para enchimento e acabamento.

Tabela 2. Composição química típica % em peso do metal depositado E 2209-17.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	PREn
0,03	0,9	0,8	23,0	9,0	3,2	0,17	>35

Tabela 3. Composição química % em peso típica do metal depositado (eletrodo nu) ER 2209.

C	Mn	N	Cu	Mo	P	S	Si
0,02	1,187	0,17	0,089	2,952	0,021	0,007	0,605
Ni	Ti	Cr	Al	V	Nb	B	W
7,816	0,004	21,529	0,023	0,103	0,019	0,002	0,0401

O corpo de prova 1 não teve controle de temperatura interpasse, a soldagem foi executada de forma seguida passe após passe atingindo uma temperatura final de 520°C e um total de 8h para finalizar a soldagem. A “Fig. 2 - Cdp 1.” ilustra as disposições dos cordões de soldagem e o lado em que foi aplicada a goivagem.

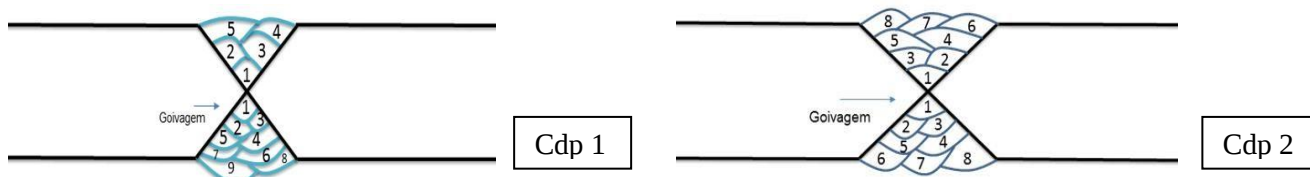


Figura 2. Representação ilustrativa dos cordões de soldagem e o lado onde foi aplicada a goivagem, Cdp 1 e Cdp 2.

O corpo de prova 2 teve um rigoroso controle de temperatura interpasse por meio de um pirômetro de contato da marca SALVTERM 1200K, não excedeu em nenhuma situação a temperatura de 150°C, todo processo de soldagem levou 18h para ser finalizado. A “Figura 2 - Cdp 2.” representara de forma ilustrativa as disposições dos cordões de solda e o lado onde houve a goivagem.

As dimensões de corte foram estabelecidas conforme a seção IX do código ASME e IET- 3010. OF-1200-955-PCC-001, sempre obedecendo ao sentido da solda. Por meio da imagem da “Fig. 3” a seguir pode ser visualizado os corpos de prova para os ensaios destrutíveis retirado do CP1 e CP2. O ensaio de tração foi realizado a temperatura de 23°C, o equipamento utilizado foi a máquina de tração (Modelo ZWICK).



Figura 3. corpos de prova para os ensaios de tração

Foram selecionadas as áreas e seccionadas para as devidas análises metalográficas. As amostras foram embutidas à quente e preparadas para metalografia por meio de lixamento entre as lixas 220 até 2000 mesh. Após essa etapa, foi realizado o polimento com alumina 6µm. Para as análises das fases microestrutural foi o utilizado o reativo de Behara modificado, cuja composição foi 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada somado a 1 grama de metabissulfito de potássio. Nesta solução em estoque foram adicionadas 2 gramas de biftuoreto de amônio, O ataque foi conduzido sub imersão a frio durante 20 a 30 segundo. O processo de metalografia foi realizado no laboratório da Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba FATEC. As imagens foram analisadas por meio de um microscópio óptico que teve a finalidade de identificar as fases inerentes e obtidas no processo de soldagem. Foram focalizadas na lente de 50X e depois trocadas as lentes somente ajustando o foco no ajuste fino, realizando a captura das imagens desejadas em várias ampliações.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A imagem da “Fig. 4” revela um dos ensaios de tração do cdp 01, amostra 01. Foram obtidos todos os valores possíveis do mesmos, onde o ensaio pode justificar e certificar o ensaio de soldagem.

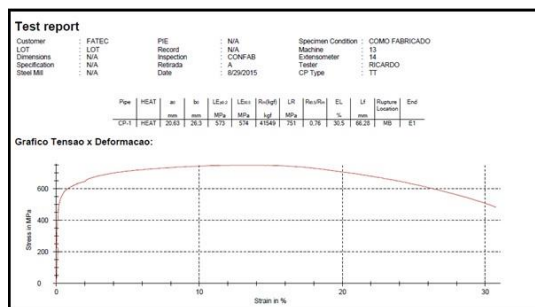


Figura 4. Ensaio de tração do cdp 01, amostra 01.

A tabela 4 reporta os ensaios de tração dos corpos de provas com procedimento adotado sem e com controle de temperatura de interpasse. Uma observação importante foi a questão da tensão de escoamento que variou consideravelmente para o cdp 01, enquanto que o limite de resistência obteve uma média de 759,33 MPa, não variando muito.

Tabela 4. Valores dos ensaios de tração dos corpos de provas conforme as condições propostas.

Cdp 01	LE [MPa]	LR [MPa]	EL%	Lf [mm]
Amostra 01	573	751	30,5	66,28
Amostra 02	390	754	30,7	66,37
Amostra03	660	773	28,6	65,31
Cdp 02				
Amostra 01	322	760	29,7	65,84
Amostra 02	545	755	32,9	67,48
Amostra03	534	737	33,7	67,92

Com relação ao cdp 02, a “Tab. 4” revela uma variação na amostra 01 com relação ao limite de escoamento já as amostra 02 e 03 ficaram de certo modo na média. O limite de resistência obteve uma média de 750,66 MPa também não variando muito, esse resultado ficou um pouco abaixo do processo sem controle de temperatura, no entanto a média do limite de escoamento ficou abaixo em torno de 456 MPa contra 541MPa. Levando-se em conta em termos de aplicação da peça depois dos processos de soldagem propostos o limite de escoamento mais elevado seria o melhor, pois demonstra maior rigidez. Em comparação ao limite de escoamento e limite de resistência obtidos em outras fontes a média é de 450 MPa e 620 MPa respectivamente, assim pode ser observado que o limite de escoamento ficou na média porém o limite de resistência ficou acima, tornando-se mais resistente a deformação e poucos menos rígido perante a diminuição do limite de escoamento (GIRALDO, 2001).

Seguindo o objetivo do trabalho de analisar o comportamento dúctil/frágil do aço inoxidável duplex UNS S31803 perante as ciclagem térmicas empregadas pelo processo arco submerso (SAW), foram realizadas microscopias ópticas para observar as possíveis mudanças microestruturais entre os corpos de prova. Para ajudar na discussão dos resultados da morfologia obtidas as imagens morfo-geométricas da “Fig. 5” ficou como referência ou auxílio junto as microestruturas. Esses objetos ajudam a entender o comportamento a respostas dos materiais em solicitação mecânica em serviço, pois cada elemento pode alterar o movimento de discordâncias no material.

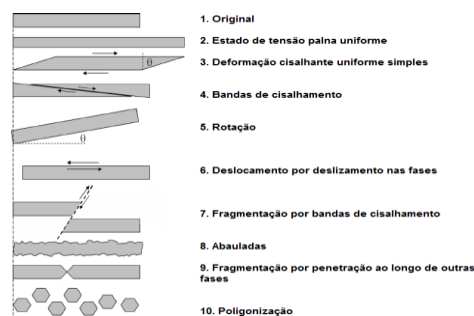


Figura 5. Estereologia das fases encontradas nos inoxidáveis duplex.

As Figuras 6. (A) e (B) apresentam a microestrutura da amostra sem o controle de temperatura em duas diferentes ampliações da ZTA inicial e final. Pode-se observar as duas fases inerentes dos aços inoxidáveis dúplex, ou seja, apresenta-se “ilhas” de austenita (fase mais clara) distribuídas por uma matriz ferrítica (fase escura). Por ser uma região da zona termicamente afetada, possui uma junção dos elementos adicionados com o metal de base. Segundo Armas and Muriel (2009), a austenita é uma fase rica em elementos gamagênicos tais como Ni, N, Mn, Cu, e C, e a ferrita rica em elementos estabilizadores tais como, Cr, Mo, Si e Nb. A partição dos elementos entre ferrita e austenita é um fenômeno da difusão. O resfriamento lento permite uma partição eficiente dos elementos entre as duas fases, com base em suas características termodinâmicas. O resfriamento rápido, ao inibir a difusão, tende a tornar homogênea a composição da austenita e da ferrita. Neste sentido pode se concluir um certo desbalanceamento das fases que pode ser visualizados na “Fig. 6. (A)”, a quantidade da fase alfa é maior, pois a região da ZTA e próximo ao metal de base, que neste caso tem uma quantidade inferior dos elementos estabilizadores da austenita. Pode ser observado também com relação a morfologia da imagem pequenas quantidades de austenita widmanstätten que são provenientes dos contornos de grão e regiões internas, apesar da imagem não apresentar regiões de contornos de grão e ainda com relação ao fator geométrico pequenas quantidade de polígonos da fase austenítica.

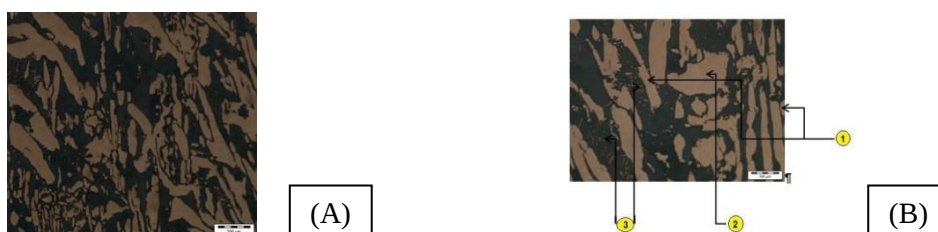


Figura 6. (A) amostra sem controle de temperatura ZTA inicial (200x) ataque Behara. (B) Amostra sem controle de temperatura ZTA Final (100x), ataque behara.

A imagem da “Fig. 6. (B)” seria ampliação da imagem da “Fig. 6. (A), onde pode ser observado a austenita widmanstätten representado pela indicação (1). Além das austenitas widmanstätten estruturas típicas de resfriamento mais lento, pode se observar austenita alotriomórfica de pequenos super-resfriamento (2) e a austenita intragranular (3). Com relação os aspectos geométricos demonstrado por meio da imagem da “Fig. 6. (A), a micrografia da “Fig. 6. (B)” pode ser ainda visualizado a presença de grandes quantidades da morfologia 01, 08 e pequenas concentração da geometria 9 e 10.

As “Figuras 7. (A) e (B)” apresentam a microestrutura da amostra por meio de controle de temperatura com ampliações da ZTA inicial e final também. Pode-se se observar novamente as duas fases do aço inoxidável duplex, constituídas por ilhas de austenita distribuídas por uma matriz ferrítica. Essas imagens apresentam austenitas widmanstätten com aspectos de ripas mais extensas, talvez pelo controle de temperatura (1), com relação as austenitas intergranulares como nas figuras anteriores se apresentam em pequenas quantidades (2), a quantidade de austenita alotriomórfica e de contorno de grão são muito mais evidentes, porém pode se confundir com as ripas de widmanstätten (3). Dando sequência as análises da morfologia geométrica demonstrado na imagem da “Fig. 5, pode ser visualizadas significativas quantidades de morfologia poligonal do objeto 10, de várias dimensões e uma menor quantidade de objetos abaulados de classificação 08 e ainda pequenas traços de geometria 02.



Figura 7. (A) Amostra com controle de temperatura ZTA final (50x) ataque Behara. (B) Amostra com controle de temperatura ZTA final (100x), ataque Behara.

As imagens revelam de certa forma uma heterogeneidade dos elementos geométricos, neste sentido pode alterar o comportamento no ensaio mecânico por tração. Essa relação pode ser evidenciada no cdp01, pois apresentou maior variação na tensão de escoamento e a quantidade de elementos é mais variada do que a amostra com controle de temperatura. As imagens da “Fig. 8. (A) e (B)” a seguir corresponde o metal de base, a presença das duas fases está bem evidentes e de certo modo balanceadas. Pode se observar em contraste com as austenitas a presença de perlita no fundo da austenita, nesta perlita então evidencia a presença de austenitas widmanstätten, austenitas secundárias, ferritas idiomórficas e alotriomórficas, essa perlitas apresenta essa microestrutura juntas e paralelas. A microestrutura mais clara sobreposta a perlita tem morfologia widmanstätten e de contorno de grão. Outra observação seria a presença de precipitados nas regiões de contorno das fases, como já comentado na revisão, o cromo e nitrogênio podem formar no resfriamento o nitreto de cromo, alojando nas regiões de contornos, o níquel forma uma inclusão metálica e se difunde na austenita, o molibdênio, não forma inclusão intermetálica e sim metálica e neste fica difundido na ferrita.

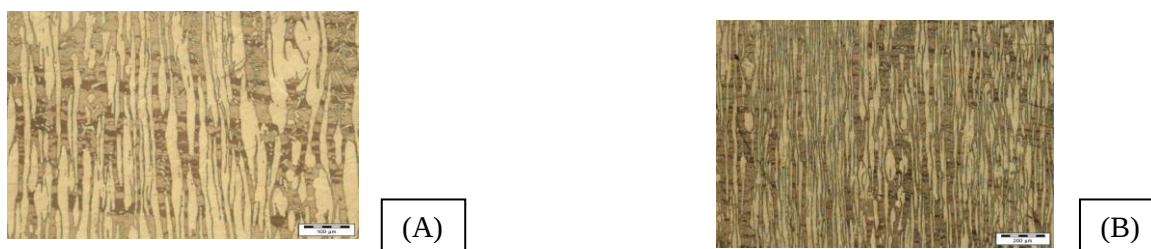


Figura 8. (A) e (B) Imagens do aço inox duplex atacado com glicí-régia e behara.

3. CONCLUSÃO

Por meio dos resultados apresentados dos ensaios propostos para com a liga de aço inox dúplex esperava que por meio da própria soldagem principalmente o ensaio sem controle de temperatura de interpasses e com o processo com controle de temperatura os ensaios de tração seriam muito diferentes, porém somente foi observadas diferenças na tensão de escoamento principalmente do ensaio de tração do corpo de prova sem controle de temperatura.

Os ensaios de metalografia apesar do trabalho não apresentar um programa para medir os volumes morfológicos das fases, foi possível visualizar de certo modo o balanceamento das fases que poderia influenciar muito nos resultados dos ensaios propostos, o que ficou evidenciado as diferenças da geometria das fases, principalmente ao processo sem controle de temperatura, mostrou também a diferença de morfologia do metal de base perante a zona termicamente afetada. O foco do trabalho foi neste caso a ZTA, pois é uma região muito importante para as estruturas metálicas soldadas, por isso foram discutidas as imagens neste sentido, para próximos trabalhos serão analisados a região fundida, ZTA e metal de base utilizando de um programa de medidas estereológicas, serão também executados também um ensaio de impacto para sim validar o processo de soldagem, não foi discutido aqui todo o processo de soldagem, assim em outras oportunidades serão discutidos.

4. REFERÊNCIAS

- Silva, André Luiz V. da Costa e; Mei, Paulo Roberto; Aços e Ligas Especiais; 3. Ed. São Paulo: Editora Blucher, 2006.
- Aribo, S., Barker, R., Hu, Xinming, Neville, Anne; Erosion–corrosion Behaviour of Lean Duplex Stainless Steels in 3.5% NaCl Solution; Wear; 12; 2012; 1 - 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; 55; 2012; 368–377.
- Alvarez-Armas, Iris; Degallaix-Moreuil, Suzanne; Duplex Stainless Steels; ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc.; Great Britain and the United States; 2009, 447p.
- Colpaert, H.; Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 4. Ed. São Paulo.; Edgard Blücher; 2008; 66 e 92p.
- Modenesi. P. J.; Soldagem de Ligas Metálicas; Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais; Minas Gerais, 2001, p. 28.
- Vasconcellos, P. I. G. de, Rosenthal, R., Paranhos, R. P. da R.; Soldagem e Inspeção; São Paulo; Vol. 15; No. 3; p.191-199, Jul/Set 2010;

5. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

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

STAINLESS STEEL ANALYSIS DUPLEX UNS 31802 UNDERWATER SOLDERF

Jonas Renato Dias Alves Dinis

Alberto Magno Pinto de Oliveira

Brendon de Pádua Moreira

Willian Gonzaga Pereira

Jorge Luiz Rosa

Carlos Eduardo Figueiredo dos Santos

FATEC - Rod. Vereador Abel Fabrício Dias, 4010, Água Preta, Pindamonhangaba/SP

jonas-prea@hotmail.com.br

alberto.oliveira@rrvm.com.br

brendonpmoreira@gmail.com

wiliamgp@gmail.com

jlrosa@demar.eel.usp.br

carlos.santos52@fatec.sp.gov.br

Emerson Augusto Raymundo

FATEC - Rod. Vereador Abel Fabrício Dias, 4010, Água Preta, Pindamonhangaba/SP

SENAI - Rua São Tomas, 01 - Jardim São José - Cruzeiro/SP

emersonaugustoray@gmail.com

Abstract. Duplex stainless steels are characterized by a favorable combination of the properties of ferritic and austenitic stainless steels, having high mechanical strength, good toughness, corrosion resistance in various media and excellent resistance to corrosion under stress and fatigue. This material has gained prominence in the industry due to its biphasic structure. The objective of this work was the comparative study of the mechanical and microstructural properties of the stainless steel material UNS 31803 duplex in submerged arc welding process. Two joints were used, one using temperature control and the other without control, by means of mechanical tensile tests and metallographic analyzes. The size of the changes under these processes was verified. It can be concluded that the welding parameters chosen in this work interfered in the flow limit of the material, it was also identified the reduction of the resistance limit of the proposed conditions, that is, with and without temperature control. As the microstructural analysis revealed morphologically in general similar to microstructures presented by other authors, consequently typical phases of a duplex stainless steel were observed, ie austenite distributed in ferritic matrix, austenite widmanstätten observed in regions of grain contours and regions internodes, also revealed allotriomorphic austenite and intergranular austenites, in the two proposed processes.

Keywords: Submerged arc welding, duplex stainless steel, mechanical properties, metallographic analysis

RESPONSIBILITY NOTICE

The author(s) is (are) the only responsible for the printed material included in this paper.