

CORRELAÇÃO ENTRE DIFUSIVIDADE TÉRMICA E TENSÃO RESIDUAL NO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 SUBMETIDO A PROCESSO DE SOLDAGEM TIG E TRATAMENTO TÉRMICO

G. A. Caetano^{1*}; M. T. D. Orlando¹; T. S. Luz¹; M. C. S. Macedo¹; N. S. de Souza²; M. X. Milagre³; C. S. C. Machado³; J. L. Rossi³.

1 Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil

2 Programa de Pós Graduação em Tecnologia Sustentáveis, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil

3 Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN, São Paulo, SP, Brasil

*biaksascki@gmail.com

RESUMO

As altas temperaturas do processo de soldagem podem afetar no desbalanceamento de fases e gerar tensões residuais, que podem prejudicar o desempenho do material. Neste trabalho foi feita uma correlação da tensão residual induzida pelo processo de soldagem TIG com a difusividade térmica. Corpos de prova de um aço inoxidável duplex UNS S32304 com espessura de 1,8 mm foram soldados em pares de modo autógeno, utilizando como gás de proteção uma mistura de argônio e 2% de nitrogênio. Seguido de tratamento térmico a 600 °C por 8h e resfriamento ao ar. A dureza foi avaliada através do ensaio de microdureza Vickers. A difusividade térmica foi determinada pelo método Flash Laser. E a tensão residual foi analisada pela técnica de difração de raios X, pelo método do $\sin^2\psi$. Verificou-se que o comportamento da difusividade térmica no material se correlaciona diretamente ao comportamento da tensão residual presente na fase austenítica.

Palavras chaves: Aço inoxidável duplex. UNS S32304. Soldagem TIG. Difusividade térmica. Tensão residual.

INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis duplex (AID) são definidos como ligas que contêm uma estrutura bifásica, austenítica e ferrítica, e ambas as fases estão presente em aproximadamente frações de igual volume, o que proporciona a excelente combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão, tornando este material bastante atrativo do ponto de vista econômico e tecnológico (1,2,3,4,5,6,7).

A austenita contribui com a tenacidade ao impacto, e a ferrita melhora a resistência à tração e soldabilidade. O balanço entre ambas as fases contribui para uma elevada resistência à corrosão por pites, que mantém elevada a resistência à corrosão em geral (7,8,9).

A exposição do material a ciclos térmicos durante o processo de soldagem ou tratamentos térmicos pode levar ao desbalanceamento de fases, tornando propensa a precipitação de fases deletérias ^(2,3,10), pode interferir na transferência de calor do material, alterando a difusividade térmica, além de introduzir tensões residuais no material ⁽¹¹⁾.

A difusividade térmica (α) mede a capacidade de o material conduzir energia térmica em relação à capacidade de armazená-la ⁽¹²⁾. Seu estudo é fundamental para entender a influência na cinética de transformação de fase da difusão do fluxo de calor oriundo da soldagem, na microestrutura do material. Materiais com elevados valores de difusividade térmica responderão rapidamente a mudança nas condições térmicas a eles impostas, enquanto materiais com valores reduzidos de difusividade térmica responderão mais lentamente, levando mais tempo para atingir uma nova condição de equilíbrio ⁽¹²⁾.

As tensões residuais podem ser definidas como as tensões que permanecem em um material na ausência de qualquer força externa, ou pode ser descrita como a tensão que permanece em um corpo estacionário e em equilíbrio com seu entorno, e pode ser tratativa ou compressiva ^(11,13). A presença de tensões residuais pode reduzir drasticamente a vida útil de componentes mecânicos, levando a uma falha inesperada. Estas tensões residuais podem surgir em materiais em quase todas as etapas do processamento ^(11,14,13).

Este trabalho visa correlacionar a tensão residual induzida pelo processo de soldagem e a difusividade térmica. O material estudado aqui (AID UNS S32304) foi escolhido para ser candidato a revestimento externo do receptáculo para transporte de materiais radioativos. Este receptáculo busca atender futuras necessidades previstas com a construção do Reator Multipropósito Brasileiro (RMB).

MATERIAIS E MÉTODOS

Utilizou-se tiras de aço inoxidável duplex de baixa liga, caracterizado com UNS S32304, com espessura de 1,8 mm e 72,0 mm de largura. As tiras foram produzidas pelo processo de laminação a quente seguido de tratamento térmico a 1050 °C e resfriamento ao ar. A composição química foi caracterizada através do ensaio de fluorescência de raios X (FRX) em um espectroscópio da Shimadzu, modelo EDX-720 e encontra-se na Tabela 1.

Tabela 1- Composição química

	%Cr	%Ni	%Mn	%Cu	%Mo
FRX	22,552	4,473	1,565	0,362	0,244
Normalizado*	21,5 – 24,5	3,0 – 5,5	2,5 (máx)	0,05 – 0,6	0,05 – 0,06

*Fonte: IMO, 2009⁽³⁾

A soldagem dos corpos de prova foi do tipo união através do processo TIG autógeno, com corrente pulsada e polaridade direta, frequência de aproximadamente 60 Hz, corrente média de 143 A, tensão média de 13 V e velocidade de 35 cm/min. O gás de proteção utilizado foi uma mistura de argônio (Ar) e 2% de nitrogênio (N₂), com vazão de 10 l/min.

As amostras foram tratadas termicamente em forno tipo mufla programável, na região de gradiente de ± 2 °C, com precisão de ± 5 °C, nas temperaturas de 475, 600 e 750 °C, durante 8 horas, seguido de resfriamento ao ar.

As medidas de difusividade térmica foram obtidas através do método Flash Laser, desenvolvido por Parker et al (1961)⁽¹⁵⁾, que consiste em aquecer levemente a face frontal de uma amostra em formato de disco, por um feixe de laser, que tem fixado um termopar, responsável por monitorar o aumento da temperatura de uma face em relação à outra. O comprimento de onda do pulso de energia utilizado foi de 10^{-6} m, intensidade de $10\sqrt{2}$ w/m² e diâmetro de 2 mm. A difusividade é calculada a partir da espessura da amostra (L), e do tempo requerido para a temperatura da face oposta atingir a metade da excursão máxima de temperatura ($t_1 = \frac{t_{final} - t_{inicial}}{2}$), de acordo o equacionamento (A) de Parker et al (1961)⁽¹⁵⁾:

$$\alpha_0 = 1,38 \frac{L^2}{\pi^2 t_1} \quad (A)$$

O modelo faz algumas considerações objetivando simplificar o método analítico, no entanto tais aproximações podem gerar erros consideráveis, sendo necessário fazer uso de algumas correções que levam em conta as perdas de calor que ocorrem durante a realização do experimento e os efeitos de tempo finito de pulso. Utiliza-se um fator de correção, que é a razão entre o tempo de entrega do pulso de energia do laser (τ) e o tempo de subida da temperatura no material, que não é instantâneo. A correção também deve ser feita em relação à largura do pulso, que neste trabalho foi 4,2 vezes maior que o permitido. Assim, o valor real da difusividade térmica deverá sofrer uma correção dada por (B):

$$\alpha = \alpha_0 \left(4,2 \frac{\tau}{t_1} \right) \quad (B)$$

Os corpos de prova destinados à medida de tensão residual foram submetidos a um polimento eletrolítico com uma solução 25% de H₂SO₄ a 3 V durante 10 min, para limpar a superfície permitindo a medição de tensões residuais oriundas apenas do processo de soldagem. As medidas de raios X seguiram a norma SAE HS-784⁽¹⁶⁾ e foram realizadas transversalmente ao cordão de solda ao longo das três regiões: metal base (MB), zona afetada pelo calor (ZAC) e zona fundida (ZF). Para a amostra como recebida apenas um ponto central foi selecionado para análise.

As amostras foram avaliadas através de difratogramas gerados em difratômetro de raios X, marca Rigaku, com geometria Bragg-Brentano, pelo método do $\sin^2\Psi$, utilizando fonte de radiação de cobre (CuK α) para a fase austenítica, e radiação de cromo (CrK α) para a fase ferrítica. Para austenita utilizou-se modo θ fixo, tempo de 20 s, fenda de divergência de 0,05 mm, fenda de divergência horizontal de 10 mm, fenda de espalhamento de $\frac{1}{2}^\circ$, fenda receptora 0,3 mm e passos angulares de 0,04°. A tensão empregada foi de 40 kV e a corrente 20 mA. Para ferrita utilizou-se modo θ fixo, tempo de 20 s, fenda de divergência de 0,05 mm, fenda de divergência horizontal de 5 mm, fenda de espalhamento aberta, fenda receptora aberta e passos angulares de 0,1°. A tensão e a corrente empregadas foram de 40 kV e 30 mA, respectivamente. Em ambas as fases foram utilizados cinco ângulos Ψ : 0°, 15°, 30°, 45°, 60°. Foram coletadas as intensidades difratadas com varredura 2θ para cada ψ . Utilizou-se o software FityK para construção dos difratogramas, ajustes das curvas e localização dos picos. A função utilizada para ajuste foi a Pearson 7A. E os valores de tensão residual foram calculados a partir do gráfico $\mathcal{E} \times \sin^2 \Psi$.

O procedimento de preparação das amostras para o ensaio de microdureza envolveu as etapas de lixamento, com lixas de granulometrias variando de 180 a 1200 mesh, polimento com alumina (1 μ e 0,3 μ) e ataque eletrolítico 10N de KOH, 2,5V por 20s. O ensaio de microdureza foi realizado em um microdurômetro Pantec, modelo HXD – 1000TM, segundo a norma NM ISO 6507:2008, com carga de 10 gf. Para cada amostra, foram realizadas 30 (trinta) indentações em cada fase da microestrutura, distribuídas aleatoriamente ao longo das regiões: MB, ZAC e ZF.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta os valores obtidos para tensão residual total das fases austenítica e ferrítica na condição como recebida (CR) e após diferentes tratamentos térmicos (475 °C, 600 °C e 750 °C).

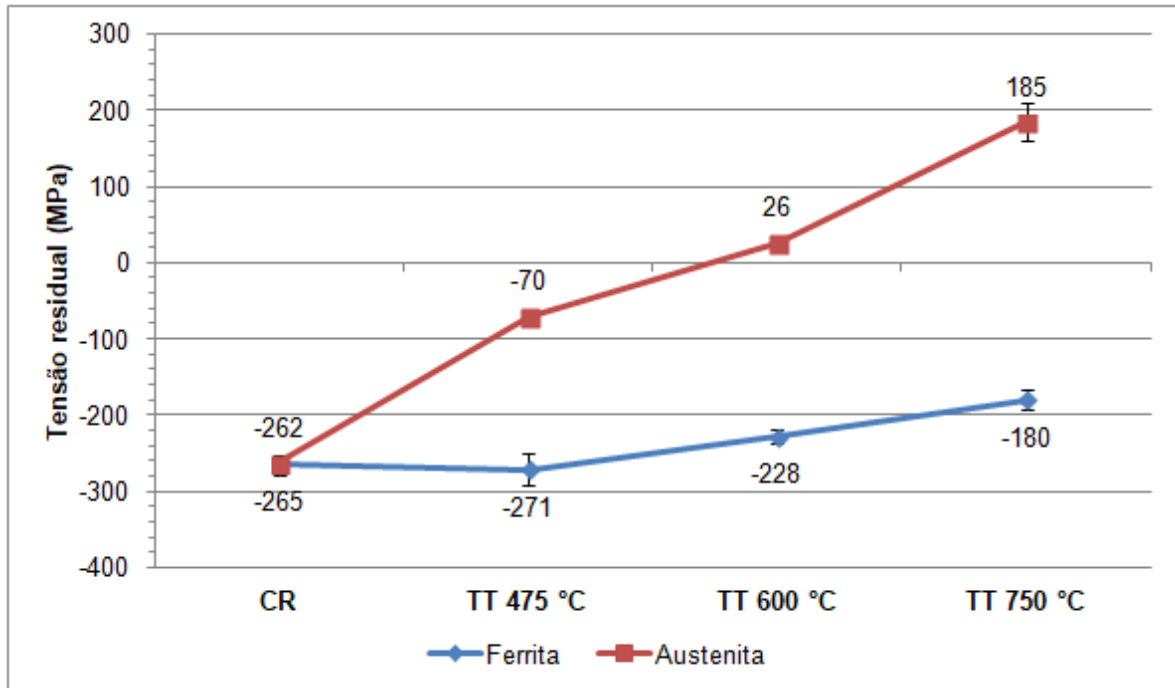


Figura 1 - Tensão residual total (MPa) por fase para diferentes tratamentos térmicos, medidas na direção de laminação no AID UNS S32304.

Como há diferença de penetração dos feixes de raios X para as diferentes fases, ferrita e austenita, os valores apresentados na Figura 1 para tensão residual total da fase ferrítica estão corrigidos de acordo à diferença de profundidade da radiação do cromo em relação ao cobre, conforme realizado no trabalho⁽¹⁷⁾.

Observa-se que o aumento da temperatura promoveu um alívio de tensões na fase austenítica, passando de um estado compressivo para trativo, enquanto para a fase ferrítica, apesar do alívio, a tensão se manteve compressiva. O que pode ser justificado pela diferença no coeficiente de expansão térmica entre as duas fases, onde microtensões residuais de compressão surgem na fase ferrítica em equilíbrio às microtensões trativas da fase austenítica⁽¹⁸⁾. Além disso, a variação da tensão em cada fase pode estar relacionada à morfologia complexa de uma chapa de AID laminada, que possui uma microestrutura com grandes ilhas austeníticas alongadas em uma matriz ferrítica^(18,1,2).

Para o AID UNS S32304 o tratamento térmico a 600 °C representa a temperatura de menor precipitação de fases ^(2,3,10,1,5), dado que 475 °C é conhecida por ser a temperatura de fragilização, consequência do aparecimento da fase deletéria alfa linha ^(1,19) e 750 °C apesar de ter apresentado a tensão residual total quase nula, é uma temperatura de grande incidência de fases deletérias como fase sigma e austenita secundária ^(1,4,10,20). Também foi observado por Merlo ⁽²¹⁾, que estudou a influência de diferentes tratamentos térmicos na resistência à corrosão deste mesmo material, que o tratamento térmico a 750 °C resultou na diminuição significativa da resistência à corrosão localizada, quando comparado ao tratamento térmico a 600 °C. Diante disso, combinado com a menor tensão residual possível na austenita (Figura 1), onde o alívio de tensão variou de -262 MPa (compressiva) para 26 MPa (trativa), a temperatura de 600 °C foi a que melhor atendeu as necessidades deste projeto, e as análises posteriores serão feitas apenas para esta temperatura de tratamento térmico.

Os valores de microdureza das amostras apenas tratada a 600 °C e soldada com subsequente tratamento térmico a 600 °C podem ser visualizados na Figura 2.

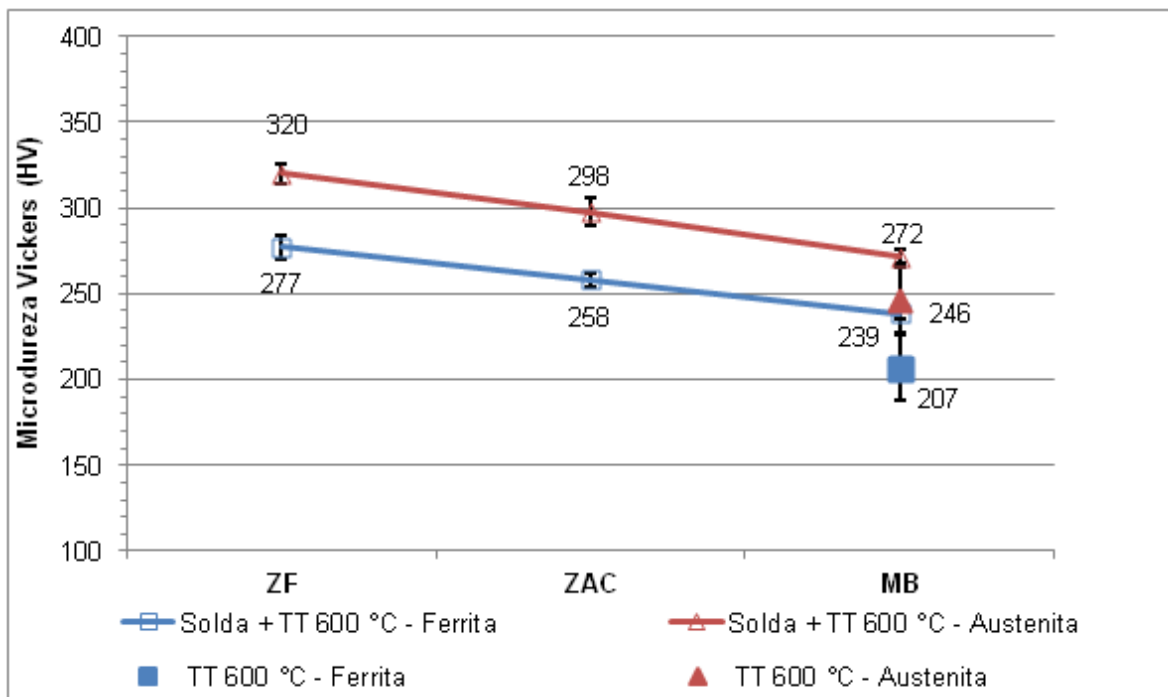


Figura 2 - Perfil da microdureza Vickers (carga 10 gf) por fase em cada região do AID UNS S32304 submetido à soldagem TIG seguido de tratamento térmico de 600 °C.

É possível confirmar a evolução da dureza com a proximidade à zona fundida, e fica explícito que o tratamento térmico de 600 °C não alterou a dureza para a chapa fina do AID UNS S32403. O que era esperado, visto que pela literatura ⁽¹⁾ a dureza Vickers, após o tratamento térmico de 600 °C se mantém inalterada em relação à amostra como recebida. Com isso, todo aumento de dureza que houve na amostra soldada, foi referente apenas ao processo de soldagem. A barra de erros representa o desvio padrão da média obtida experimentalmente em cada região.

Também foi possível confirmar que a difusividade térmica varia em direção à região fundida do material (Figura 3), apresentando uma variação muito pequena no metal base ($4,50 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$), região que só foi influenciada pelo tratamento térmico, em relação ao valor calculado para amostra na condição como recebida ($4,36 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$). A barra de erros é inerente à bancada experimental e corresponde a 5%. A evolução da difusividade térmica acompanha a evolução da dureza (Figura 2).

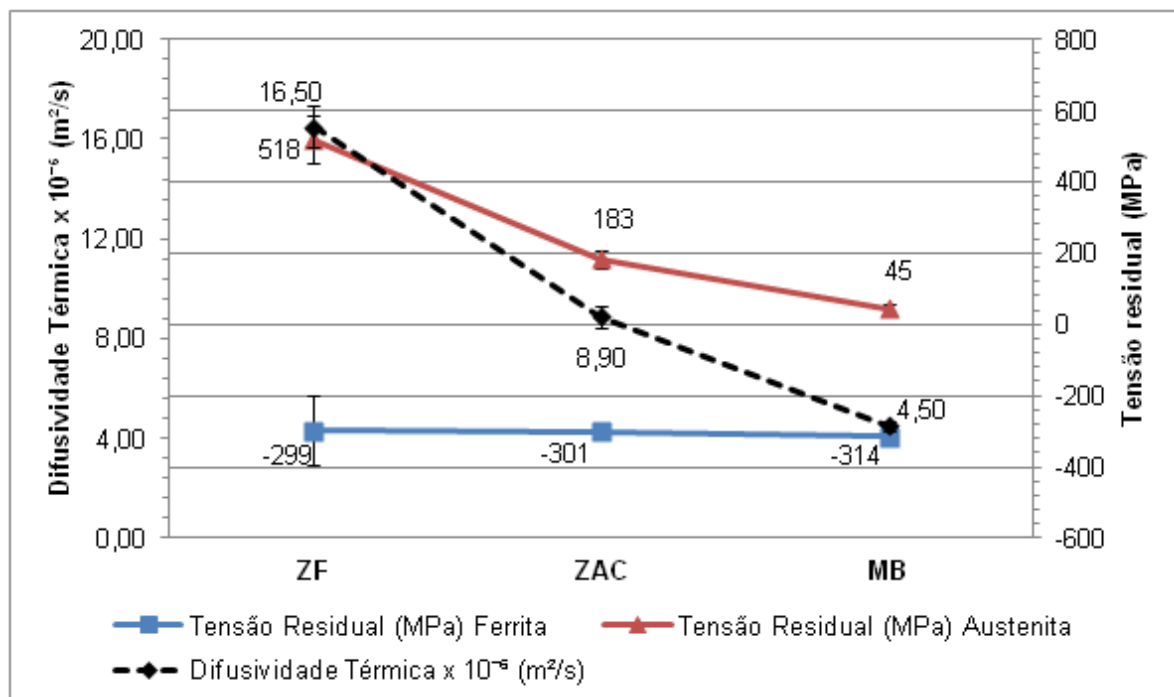


Figura 3 - Correlação da difusividade térmica e tensão residual total por fase na amostra de AID UNS S32304 soldada com subsequente tratamento térmico a 600 °C por região.

A Figura 3 também correlaciona os valores da difusividade térmica e tensão residual na amostra soldada e tratada a 600 °C. Observa-se que o comportamento crescente da difusividade térmica sentido zona fundida do material acompanha a tensão residual da fase austenítica.

Betini et al ⁽²²⁾ analisou a tensão residual e a difusividade térmica do AID UNS S32304 soldado e tratado a 750 °C, e foi possível observar que o comportamento da difusividade térmica também acompanhou o comportamento da tensão residual na fase austenítica no material.

A tensão superficial (região MB), que é modificada apenas pelo tratamento térmico, apesar de ser muito alta, atua em menos de 5% do volume total do material, resultando em uma variação muito pequena na difusividade térmica em relação à amostra como recebida. Já na região afetada pelo processo de soldagem (ZAC e ZF), o efeito da tensão superficial é somado à tensão do volume do material, ficando mais evidente o efeito da tensão residual da austenita na difusividade térmica.

A estrutura física do material depende do arranjo estrutural de seus átomos, como a austenita apresenta estrutura cristalina CFC, que é mais compacta do que a ferrita, que apresenta estrutura CCC ^(1,4) seus grãos estão mais fortemente vinculados e conseqüentemente o material terá uma melhor condução do calor (aumento da condutividade térmica κ) e uma maior difusividade térmica.

Ainda é possível relacionar a dureza à tensão residual (Figura 2 e Figura 3), que está de acordo com o estudado por Winholtz e Cohen ⁽²³⁾, que relacionaram a resposta da tensão residual das fases individuais de um aço 1080 à microestrutura, e descobriram que tensões mais altas dão uma maior condição de endurecimento, e Johansson, Odén e Zeng ⁽¹⁸⁾ que estudaram a evolução da tensão residual em um AID UNS S32304 e também verificaram que a fase austenítica apresentou tensões residuais mais altas e maior dureza.

CONCLUSÃO

Verificou-se que o comportamento da difusividade térmica em chapas (1,8 mm de espessura) de aço inoxidável duplex UNS S32304 soldada por processo TIG autógeno com subsequente tratamento térmico a 600 °C se correlaciona diretamente ao comportamento da tensão residual presente na fase austenítica deste material.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES – Pró-Estratégia 2224/2012 e ao CNPQ pelo apoio financeiro e concessão de bolsas de pesquisa.

REFERÊNCIAS

- (1) GUNN, R. N. Duplex stainless steel: microstructure, properties and application. Abington, England: Woodhead Publishing Ltd, 1997.
- (2) CHARLES, J. Duplex stainless steels, a review after DSS'07 held in Grado. *Revue de Métallurgie*, Maastricht, 2008. 155 - 171.
- (3) IMO. Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis Duplex. International Molybdenum Association, Londres, 2012.
- (4) NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, 8, 1992. 685-700.
- (5) POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 2007. 65 - 71.
- (6) LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2005.
- (7) SAHU, J. K. et al. Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 508, 2009. 1-14.
- (8) HWANG, H.; PARK, Y. Effects of Heat Treatment on the Phase Ratio and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel. *Materials Transactions*, v. 50, n. 6, p. 1548-1552, 2009.
- (9) HA, H.-Y. et al. Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, v. 89, p. 154–162, 2014.
- (10) LONDOÑO, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. Tese de doutorado: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.
- (11) ANDEROGLU, O. Residual stress measurement using X-ray diffraction. Master of Science Thesis, Texas A&M University, 2004.
- (12) INCROPERA, F. P. et al. *Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa*. John Wiley & Sons, 2007.
- (13) MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem. Fundamentos e tecnologia*. 3ª. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011.
- (14) NOYAN, I. C.; COHEN, J. B. *Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation*. New York: Springer - Verlag, 2013.

- (15) PARKER, W. J.; JENKINS, R. J.; C. P. BUTLER, G. L. A. Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity. *Journal of Applied Physics*, 32, 1961. 1679-1684.
- (16) SAE-HS-784. Residual stress measurement by x-ray diffraction, Pennsylvania, 2003.
- (17) MACHADO, C. D. S. C. Perfis de tensão residual do aço duplex uns s32304 submetido a diferentes processos de soldagem TIG e condições de tratamento térmico. Dissertação de mestrado, Vitória, 2015.
- (18) JOHANSSON, J.; ODÉN, M.; ZENG, X.-H. Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading. *Acta materialia*, Great Britain, 47, n. 9, 1999. 2669 - 2684.
- (19) RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steel. *Metallurgical and materials transactions A*, 34A, 2003. 1575 - 1597.
- (20) CALLIARI, I. et al. Microstructural modification during isothermal ageing of a low nickel duplex stainless steel. *J Mater Sci*, v. 44, p. 3764–3769, 2009.
- (21) MERLO, P. P. Correlação entre a resistência à corrosão e as tensões residuais de um aço inoxidável lean duplex UNS S32304 submetido à processo de soldagem TIG e diferentes condições de tratamentos térmicos e resfriamento.. Dissertação de Mestrado, Vitória, 2016.
- (22) BETINI, E. G. et al. Effect of post-weld heat treatment on thermal diffusivity in UNS S32304 duplex stainless steel welds. *Archives of Materials Science and Engineering*, 2017. 49 - 58.
- (23) WINHOLTZ, R. A.; COHEN, J. B. Load Sharing of the Phases in 1080 Steel during Low-Cycle Fatigue. *Metallurgical Transactions*, 23A, 1992. 341.

CORRELATION BETWEEN THERMAL DIFFUSIVITY AND RESIDUAL STRESS IN DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32304 SUBMITTED TO GTAW WELDING PROCESS AND HEAT TREATMENT

ABSTRACT

The high temperatures of the welding process can affect the phase balance and result in residual stresses, which may result a low performance of the material. In this work was done a correlation of the residual stress induced by the GTAW welding process and the thermal diffusivity. Test samples of a UNS S32304 duplex stainless steel with 1.8 mm of thickness were welded in pairs by autogenous procedure, using argon and 2% of nitrogen as shielding gas, followed by heat treatment at 600 °C for 8 hours and air cooling. The hardness was evaluated by the Vickers microhardness test. The thermal diffusivity was determined by the Flash Laser method. The residual stress was determined by the $\sin^2\Psi$ X-ray diffraction technique. It was verified that the behavior of the thermal diffusivity in the material is directly related to the behavior of the residual stress present in the austenitic phase.

Key words: Duplex stainless steel. UNS S32304. GTAW welding. Thermal diffusivity. Residual stress.