

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA MAGNITUDE DAS TENSÕES RESIDUAIS DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304

Milagre, M. X.¹; Machado, C.S.C.¹; Orlando, M. T. D.¹; Rossi, J. L.²; Martinez, L.G.²;
Macêdo, M. C. S.¹; Scandian, C.¹

1 Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES,
Brasil

2 Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN, São Paulo, São Paulo, Brasil.

Resumo

As tensões residuais são geradas, sobre um material em equilíbrio, após a deformação plástica não uniforme causada por cargas mecânicas, térmicas ou mudanças de fase. Falhas estruturais podem ocorrer por uma combinação dos efeitos das tensões de serviço e das tensões residuais o que torna importante a medição e avaliação de como estas afetam as propriedades mecânicas dos materiais. Neste trabalho investigaram-se os valores médios das tensões residuais da fase austenítica de amostras de aço inoxidável duplex UNS S32304 por técnica de difração de raios-x. Acompanhou-se o comportamento do plano 420 com radiação $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5419 \text{ \AA}$) em difratometro de geometria Bragg-Brentano. As amostras foram tratadas a 600°C com tempos de encharque de 10 minutos, 20 minutos e 8 horas em atmosfera ambiente e resfriamento ao ar e água do mar. Os resultados foram analisados pelo método do $\text{sen}^2\psi$ e indicam que as variações térmicas, relacionadas aos diferentes tratamentos, influenciam o valor médio das tensões residuais da fase em estudo.

Keywords (Palavras chaves): Tensão residual; Aços inoxidáveis duplex; Tratamentos térmicos

1. Introdução

Os aços inoxidáveis duplex (AID's) apresentam basicamente uma microestrutura de cerca de 50% ferrita e 50% de austenita que combina as propriedades de ambas as fases. A austenita proporciona uma elevada resistência mecânica e à corrosão sob tensão, enquanto a ferrita contribui com uma boa ductilidade e resistência à corrosão em geral [1]. O número de aplicações que exigem a utilização de aços duplex é crescente e, por este motivo, novas ligas são continuamente desenvolvidas. A substituição, por exemplo, do níquel pelo nitrogênio (aços *lean* duplex) pode aumentar o teor de austenita na região da solda, sem alterar o seu teor no metal base. Com isso tem-se uma redução de custos sem grandes perdas para a qualidade do produto final [2]. A partir do controle do processo termo-mecânico de laminação e tratamento térmico de solubilização obtém-se a estrutura bifásica

dos aços inoxidáveis duplex. Porém, apesar de todo esforço empregado no controle desses processos para se obter o balanço de fases necessário à manutenção das propriedades mecânicas desejadas, não se garante que este material será isento de tensões residuais. Assim, como uma variação no balanço de fases pode ser prejudicial ao desempenho do material, uma falha estrutural também pode ser causada por uma combinação dos efeitos das tensões residuais e das tensões de trabalho. Além das tensões residuais oriundas do processo de fabricação, cargas mecânicas, térmicas ou mudanças de fase durante serviço também contribuem para o surgimento de deformações plásticas não uniformes, favorecendo variações na magnitude das tensões residuais. Portanto, o estudo de como estas variações afetam as propriedades mecânicas dos materiais torna-se importante [3]. Para um material multifásico, o efeito das tensões residuais é mais significativo. Condições de serviço que

favoreçam variações microestruturais e diferentes magnitudes de tensão resultam em tensões interfases diferentes da tensão residual macroscópica. Logo, as diferentes respostas das fases presentes em um material tensionado, bem como a proporção dessas fases devem ser conhecidas para que falhas prematuras sejam evitadas [4]. A tensão é uma propriedade extrínseca do material e, portanto, não pode ser calculada diretamente. As medidas de tensões residuais são, então, obtidas através de relações com propriedades intrínsecas como, por exemplo, a deformação. A técnica de avaliação do estado de tensões por difração de raios-x mostra-se vantajosa por ser um método não destrutivo e utiliza as relações da teoria linear elástica para calcular a tensão a partir de medidas de deformação do material [4]. Atualmente o método mais empregado na determinação da tensão residual por difração de raios-x é o de múltiplos ângulos ou $\text{sen}^2\psi$. O método consiste em medir o espaçamento interplanar para diferentes inclinações da amostra (ψ) ao longo de suas direções principais ($\phi = 0^\circ$ e 90°) e, devido a dependência linear da deformação com o $\text{sen}^2\psi$, obter-se uma curva a partir da qual se pode calcular o valor da tensão. Para esta análise o material deve ser considerado homogêneo, isotrópico e estar sob um estado biaxial de tensões. No presente trabalho, avaliou-se a influência das variações térmicas sobre a magnitude das tensões residuais na fase austenítica do aço inoxidável duplex UNS S32304.

2. Materiais e Métodos

2.1 Materiais

Utilizaram-se tiras de aço inoxidável duplex UNS S32304, fabricadas por processo de laminação à quente seguido de tratamento térmico de solubilização à 1038°C . As tiras foram cortadas em máquina de corte automática e apresentam as dimensões finais de $72 \times 72 \times 1,8$ mm.

2.2 Tratamento térmico

As amostras foram tratadas termicamente em forno tipo mufla programável, a 600°C sob uma atmosfera ambiente com tempos de encharque de 10 minutos, 20 minutos e 8 horas e resfriadas ao ar e água do mar

(maior severidade). Separou-se as amostras em 4 grupos conforme tabela 1.

Tabela 1: Características das amostras

Grupo	Amostras	Características
CR	CR	Como recebida pelo fabricante
10	10A*	10 min., resfriamento ao ar
	10W**	10 min., resfriamento em água do mar
20	20A	20 min., resfriamento ao ar
	20W	20 min., resfriamento em água do mar
8	8A	8 hrs., resfriamento ao ar
	8W	10 min, resfriamento em água do mar

*A = air, **W = Sea water.

2.3 Medidas de tensão residual

Antes da realização das medidas de difração de raios-x preparou-se a superfície das amostras com desbaste eletroquímico, conforme a norma ASTM-E1558[5], para remoção da camada de óxidos formada. Utilizou-se solução de H_2SO_4 25% por 10 minutos para as amostras do grupo CR e 10; 12,5 minutos para as amostras do grupo 20; e 20 minutos para as amostras do grupo 8. A variação no tempo de desbaste foi necessária para se obter a mesma qualidade superficial das amostras, evitando-se que os óxidos formados durante o tratamento térmico interferissem nos resultados de difração de raios-x. Para as medidas de tensão residual utilizou-se um difratômetro de raios-x, da marca Rigaku, numa geometria Bragg-Brentano e radiação CuK_α ($\lambda = 1,5419 \text{ \AA}$). Acompanhou-se o comportamento do pico 420 da fase austenítica, conforme a norma SAE HS-784 [4], utilizando o intervalo angular de $142\text{-}152^\circ$, modo step scan com tempo de 20s, 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, passos angulares de 0,04 e ângulo fixos de 0° , 15° , 30° , 45° e 60° . Fixou-se a amostra na posição $\phi=0^\circ$ que representa a direção paralela a direção de laminação. Calcularam-se as tensões residuais pelo método do $\text{sen}^2\psi$. Para a determinação da posição 2θ do pico analisado utilizou-se o método de localização em função da intensidade por meio da função matemática Pearson7A[3,6] com o auxílio do programa gráfico FityK[7]. A escolha da função foi baseada na literatura

e nas correlações obtidas quando comparados os resultados com outras funções. Para esta análise, o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson utilizados foram $E = 190\text{GPa}$ e $\nu = 0,305$, respectivamente[8].

3. Resultados

A partir dos difratogramas obtidos contruíram-se os gráficos Deformação ($\epsilon_{\phi\psi}$) em função do $\text{sen}^2\psi$ obtendo-se assim, os valores de tensão residual para cada condição analisada. Os resultados são mostrados na figura 1. A inclinação decrescente da reta, figura 1-a, confirma o estado de tensões compressivas da amostra CR. Este comportamento é esperado uma vez que o material foi laminado a quente. Sabe-se que o processo de laminação realizado em uma determinada direção com baixa penetração, gera tensões residuais compressivas na superfície e trativas no interior porque ao ser aliviada a carga, o centro do metal que experimentou um escoamento menor tende a voltar para o seu comprimento inicial forçando as partes externas a se encurtarem [5]. Para as amostras tratadas termicamente de um modo geral observou-se que com o aumento do tempo de tratamento térmico as tensões tendem a ser relaxadas (menor inclinação da reta), porém esse efeito é mais pronunciado para as amostras resfriadas ao ar. O resfriamento em água do mar pouco influenciou o estado de tensões das amostras. A tensão cai de modo expressivo quando comparadas as amostras CR e 10W porém com o aumento do tempo de encharque a variação é pequena dentro da incerteza das medidas. Este comportamento é melhor visualizado com o auxílio de gráficos de barras, figura 2-a. As barras de erros dos valores de

tensões para cada de tempo de encharque se sobrepõe indicando que o tempo de encharque é pouco influente sobre o estado de tensões, quando um resfriamento mais severo é aplicado. O mesmo comportamento foi observado para as amostras resfriadas ao ar nos tempos de 10 e 20 min. (figura 2-b). Assim, a condição que mais alterou o estado de tensões da amostra foi a condição de encharque por 8 horas e resfriamento ao ar. A influência do tempo de encharque está relacionada à difusão dos elementos de liga, movimentação de defeitos, aumento do tamanho de grão e oxidação do material, porém é o resfriamento o fator mais importante, pois determina a estrutura e propriedades finais do aço. Quanto mais rápido o resfriamento da peça, mais acentuados serão os gradientes de temperatura entre o seu centro e a superfície. Então, deformações plásticas não uniformes surgem como resultado da expansão do núcleo que ainda está aquecido e da compressão da superfície fria que se apresenta imóvel [9]. O alívio de tensões que poderia ser, então, obtido com o aumento do tempo de encharque é reduzido e pouco influente, para condições severas de resfriamento, uma vez que compete com o surgimento de tensões residuais superficiais compressivas.

4. Conclusão

A técnica de cálculo de tensões residuais por difração de raios-x permitiu a avaliação do estado de tensões superficial da fase austenítica do aço inoxidável UNS S32304. A fase austenítica da amostra como recebida apresentou um estado de tensões compressivas na superfície oriundas do processo de conformação e com

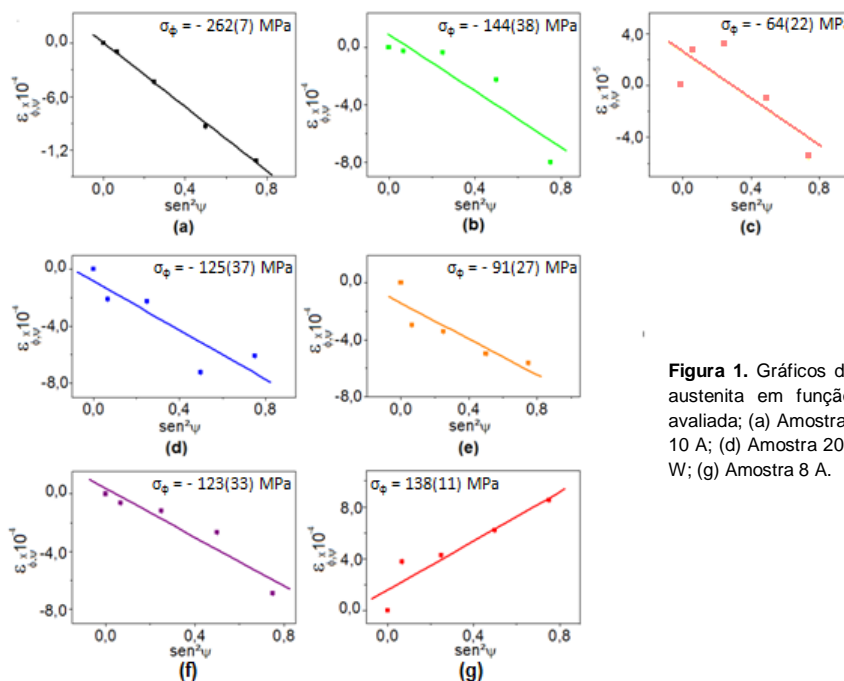


Figura 1. Gráficos de deformação do pico 420 da fase austenita em função do $\text{sen}^2\psi$ para cada condição avaliada; (a) Amostra CR; (b) Amostra 10 W; (c) Amostra 10 A; (d) Amostra 20 W; (e) Amostra 20 A; (f) Amostra 8 W; (g) Amostra 8 A.

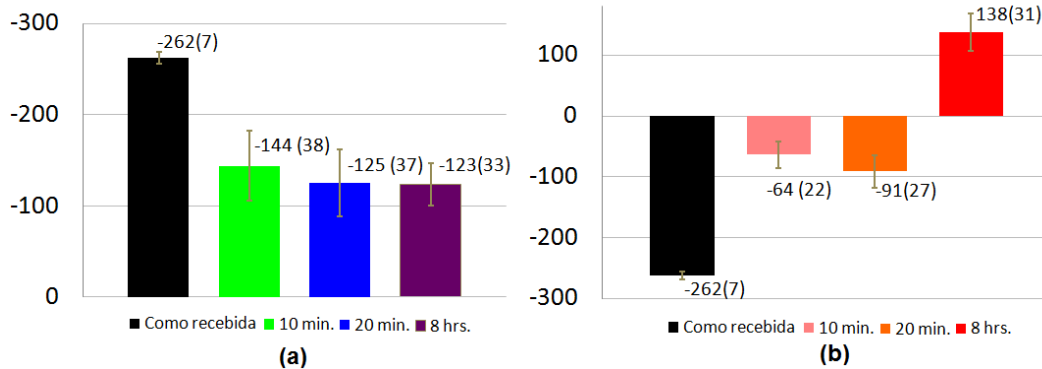


Figura 3. Gráficos de tensão residual na austenita em função do tempo de tratamento térmico. (a) Amostras resfriadas em água do mar; (b) Amostras resfriadas ao ar.

os tratamentos térmicos realizados estas tensões foram aliviadas. O tempo de encharque apresentou pouca influência sobre o estado final de tensões das amostras resfriadas em água do mar. Para as amostras resfriadas ao ar não se observou grandes variações quando o tempo de encharque foi aumentado de 10 para 20 minutos, porém a amostra que permaneceu no forno por 8 horas apresentou grande variação no estado de tensões. Os alívios de tensões proporcionados pelos diferentes tratamentos térmicos indicam que o material sofreu recuperação. A reprodutibilidade dos resultados e a avaliação do estado de tensões na fase ferrítica bem como o estudo sobre os mecanismos responsáveis por este alívio e a influência da condição inicial das amostras após processo de deformação podem contribuir para a compreensão desse fenômeno.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES - Pró-Estratégia 2224/2012 pela bolsa de Mestrado, e aos técnicos e engenheiros responsáveis pelos laboratórios da Universidade Federal do Espírito Santo utilizados neste trabalho.

6. Referências

[1] Gunn RN. Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications. 3ª edição. Cambridge: Woodhead Publishing; 2003.
 [2] Westin EM. Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101 [tese de

doutorado]. Estocolmo: Royal Institute of Technology; 2010.

[3] Withers PJ, Bhadeshia HKDH. Residual stress part 2: nature and origins, Materials science and technology. 2011;17: 366-375.

[4] SAE HS-784. Residual stress measurement by x-ray diffraction. SAE Internacional. 2003.

[5] ASTM E1558. Standard guide for electrolytic polishing of metallographic specimens. ASTM International. 2009.

[6] Silva CC. Avaliação das tensões residuais de soldagem em tubulações de pequeno diâmetro usadas em refinaria de petróleo [dissertação de mestrado]. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará; 2007.

[7] Wojdyr M. Fityk: a general-purpose peak fitting program. Journal of Applied Crystallography. 2010; 43: 1126-1128.

[8] Dakhloui R, Baczman A, Brahmanski C, Wronski S, Wierzbowski K, Oliver EC. Effect of residual stresses on individual phase mechanical properties of austeno-ferritic duplex stainless steel. Acta Materialia. 2006; 54: 5027-5039.

[9] Chiaverini V. Aços e ferros fundidos. 6ª edição. São Paulo: ABM; 1988.