

## DETERMINAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM TUBOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX<sup>1</sup>

Cleiton Carvalho Silva<sup>2</sup>  
Hélio Cordeiro de Miranda<sup>2</sup>  
Marcelo Ferreira Motta<sup>2</sup>  
Giovani Dalpiaz<sup>3</sup>  
Tatiane de Campos Chuvás<sup>4</sup>  
Maria Cindra Fonseca<sup>5</sup>

### Resumo

O objetivo deste trabalho é avaliar o efeito do aporte térmico sobre as tensões residuais de soldagem em tubos de aços inoxidável superduplex. As soldagens foram realizadas em bancada robotizada utilizando o processo arame tubular. Foram produzidas juntas soldadas com diferentes aportes térmicos (0,5, 1,0 e 2,0 kJ/mm). Utilizou-se um minidifratômetro de raios-X portátil para a medição das tensões residuais. A determinação das tensões residuais individualmente em cada fase considerou a família de planos cristalográficos {211} da ferrita e {220} da austenita. Os resultados mostraram que os níveis de tensões para condição de menor energia foram baixos na região da solda. Com o aumento do aporte térmico houve um crescente aumento dos níveis de tensões. A análise das tensões microscópicas revelou que para baixos aportes térmicos a ferrita está sujeita a tensões de tração e a austenita a tensões de compressão. Para o mais alto aporte térmico houve uma inversão do comportamento.

**Palavras-chave:** Soldagem; Tensões residuais; Aço inoxidável superduplex.

### WELDING RESIDUAL STRESS DETERMINATION IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL PIPES

#### Abstract

The aim of this study is to evaluate the effect of heat input on welding residual stress in superduplex stainless steel pipes. The welds were made in robotic workbench using the FCAW process. Welded joints were manufactured with different heat inputs (0.5, 1.0 and 2.0 kJ/mm). It was used a mini X-ray portable diffractometer for measurement of residual stresses. The determination of residual stresses in each phase individually considered the family of crystallographic planes {211} of ferrite and {220} of austenite. The results showed that the levels of stresses provided to lower heat input was low in the weld region. With the increase in heat input the stress levels was increased. The microscopic analysis revealed that the ferrite to low heat inputs is subject to tensile stresses and the austenite to compressive stresses. For highest heat input an inversion behavior was observed.

**Key words:** Welding; Residual stress; Superduplex stainless steel.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Prof. Dr., Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, CE, Brasil.

<sup>3</sup> Dr., Petrobras S/A, Centro de Pesquisas Leopoldo Américo Miguez de Mello (Cenpes), RJ, Brasil.

<sup>4</sup> Doutoranda, Departamento de Engenharia Mecânica, PGMEC, Universidade Federal Fluminense, RJ, Brasil.

<sup>5</sup> Profª. Dra., Departamento de Engenharia Mecânica, PGMEC, Universidade Federal Fluminense, RJ, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Com a descoberta dos reservatórios de petróleo da camada pré-sal, grandes investimentos têm sido aportados no desenvolvimento e na aplicação de novos materiais. Isto porque, os elevados teores de contaminantes presentes no petróleo, incluindo grandes concentrações de cloretos, tornam este fluido potencialmente agressivo aos materiais de processamento.<sup>(1)</sup> Neste contexto, os aços inoxidáveis superduplex têm se destacado como uma opção interessante para a construção de equipamentos e tubulações em *topside* de plataformas de petróleo por aliarem alta resistência mecânica com elevada resistência à corrosão, a qual é atribuída ao balanço microestrutural entre ferrita e austenita.<sup>(2,3)</sup>

Embora as características destes aços sejam bastante interessantes, uma preocupação recorrente é com as alterações metalúrgicas produzidas durante o ciclo térmico de soldagem, visto que a união das tubulações e a montagem dos equipamentos são realizadas essencialmente por processos de soldagem por fusão.<sup>(4)</sup> Dentre as alterações metalúrgicas produzidas pelo ciclo de aquecimento e resfriamento rápido produzido pela soldagem, a geração de tensões residuais pode ser apontada como uma das mais críticas e deletérias, por estar normalmente associada à inúmeros mecanismos de falha.<sup>(5)</sup>

Uma das maiores dificuldades em se avaliar o comportamento das tensões residuais de soldagem é o uso de técnicas sofisticadas para a sua determinação.<sup>(6)</sup> Aliado a isso, destaca-se as limitações de cada uma das técnicas.<sup>(6,7)</sup> Outro fator que dificulta a análise é a complexidade do estado de tensões para materiais polifásicos, sendo necessária a determinação das tensões para cada uma das fases presentes.<sup>(8,9)</sup>

Na literatura são reportados alguns trabalhos sobre a determinação das tensões residuais em aços com estrutura duplex. Contudo, muitos destes avaliam o comportamento após aplicações de cargas controladas.<sup>(10)</sup> De uma forma geral, são encontrados poucos trabalhos na literatura sobre o comportamento das tensões residuais produzidas por soldagem em aços desta classe.<sup>(11,12)</sup> Buscando contribuir para o desenvolvimento científico e tecnológico dos aspectos relacionados ao efeito da soldagem sobre o comportamento das tensões residuais de soldagem, o presente trabalho tem como objetivo estudar o efeito do aporte térmico sobre o comportamento das tensões residuais de soldagem e tubos de aços inoxidáveis superduplex UNS S32760 utilizando a técnica de difração de raios-X.

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O metal de base utilizado para a confecção das juntas a serem avaliadas na soldagem multipasse foram tubos de aço inoxidável superduplex UNS S32760 (ZERON 100) com espessura de parede 18 mm e diâmetro de 200 mm. O processo de soldagem utilizado foi o Arame Tubular (AT) com consumível ESAB TUBROD 14.28 com 1.2 mm de diâmetro. A composição química do material de base e do arame eletrodo são apresentados pela Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química do metal de base e do metal de adição utilizados

Item	Composição química (% em peso)							
	C	Cr	Ni	Mo	Si	W	Cu	Mn
UNS S32760 (ZERON 100 <sup>®</sup> )	0,03	26,3	7,0	3,9	0,65	1,0	0,5	0,46
ESAB TUBROD 14.28	0,03	25,2	9,2	3,9	0,6	-	-	0,9

As medidas de tensões residuais foram realizadas no Laboratório de Análise de Tensões da UFF na cidade de Niterói-RJ. Foi utilizado um difratômetro de raios-X portátil para análise em campo Stresstech Xstress 3000 G2R. (Figura 1). O método de análise foi o  $\text{sen}^2\psi$ . Foi utilizado um tubo de raios-X com anodo de Cr produzindo radiação  $\text{Cr}_{K\alpha}$  com comprimento de onda ( $\lambda$ ) igual a  $2,2897\text{\AA}$ . Os planos cristalográficos escolhidos para a determinação das tensões residuais em individualmente em cada fase foram: ferrita  $\{211\}$  com ângulo de difração  $2\theta \approx 156,1^\circ$  e austenita  $\{220\}$  com ângulo de difração  $2\theta \approx 128,8^\circ$ .

As medições foram realizadas nas direções axial (Z) e circunferencial ( $\theta$ ), de acordo com a Figura 2. Através da lei de Bragg (Equação 1) é possível determinar a distância interplanar  $d_{hkl}$  em função da posição do pico de difração  $2\theta$ . A variação da distancia interplanar ( $d_{hkl}$ ) em relação à distância original dos planos ( $hkl$ ) livre de tensões ( $d_0$ ) corresponde matematicamente ao nível de deformação (Equação 2). De acordo com a lei de Hooke, é possível correlacionar o nível de deformação com o nível das tensões em função do modulo de elasticidade do material (Equação 3). Com base nos valores dos espaçamento interplanar  $d_{hkl}$  para cada posição  $\psi$ , é possível determinar a variação desta distância interplanar ( $\Delta d_{hkl}$ ) com a orientação dos planos ( $hkl$ ) em relação a orientação da peça (orientação do tubo). Utilizando a Equação 4 determinam-se os valores de tensões em cada ponto para cada orientação.

$$n\lambda = 2d_{hkl} \cdot \text{sen}\theta \quad (1)$$

$$\varepsilon = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} \quad (2)$$

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (3)$$

$$\sigma = -\frac{E}{1+\nu} \cdot \cot g\theta \cdot \frac{d\theta}{d(\text{sen}^2\psi)} \quad (4)$$



**Figura 1.** Difratômetro de raios-X portátil para medição de tensões residuais Stresstech modelo Xstress 3000 G2R.

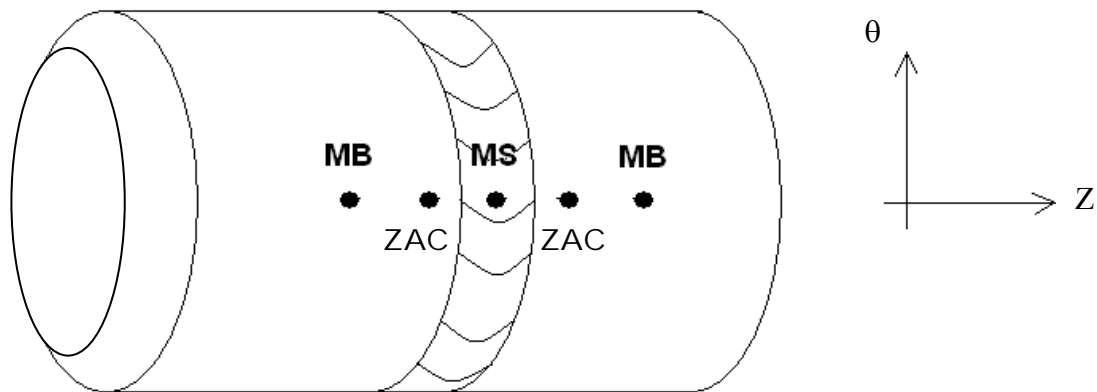


Figura 2. Desenho esquemático da posição de medição das tensões residuais.

### 3 RESULTADOS

A seguir são apresentados os resultados para as tensões residuais médias medidas para as duas principais fases presentes na microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS S32760 (ZERON 100). Com base nestes resultados foram construídos os gráficos de distribuição de tensões ao longo da junta soldada, para cada uma das energias aplicadas (0,5 kJ/mm; 1,0 kJ/mm e 2,0 kJ/mm) e orientações medidas (axial (Z) e circunferencial ( $\theta$ )), os quais são apresentados da Figura 3 à Figura 8.

Para a amostra soldada com 0,5 kJ/mm de energia, verificou-se as tensões residuais axiais (Z) apresentaram uma maior variação do nível de tensões se comparadas às tensões residuais circunferenciais. De acordo com a Figura 3a, as tensões residuais axiais medidas na fase ferrítica mudam de compressivas (-) no MB para tensões trativas (+) na ZAC do lado esquerdo da junta e na ZF (centro da junta). Já para a austenita, observa-se que as tensões residuais axiais embora não mudem de compressivas para trativas com a mudança de região, sofre uma significativa redução de magnitude, tendendo a apresentar este comportamento (-)  $\rightarrow$  (+). Com relação às tensões residuais circunferenciais ( $\theta$ ), não foi verificada qualquer alteração significativa, permanecendo compressivas com magnitude estável em ambas as fases (Figura 3b).

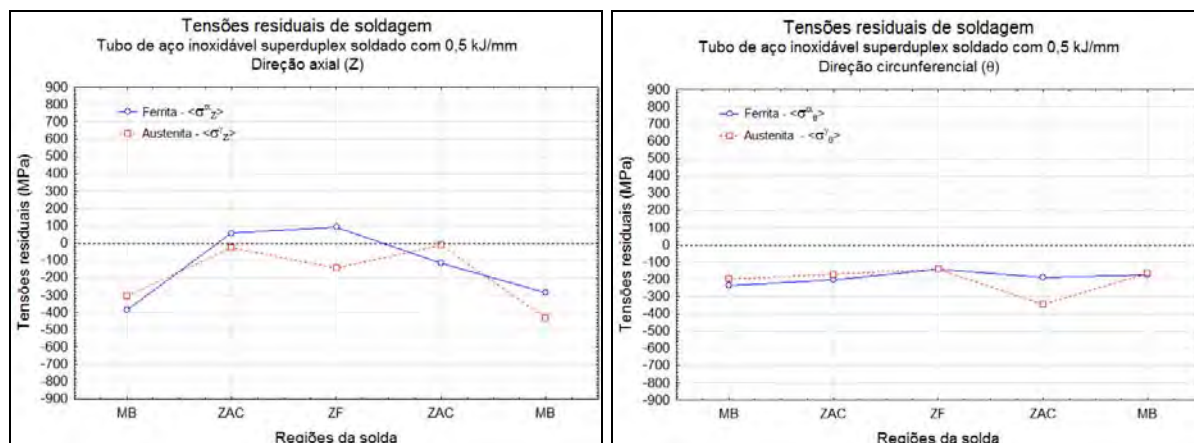
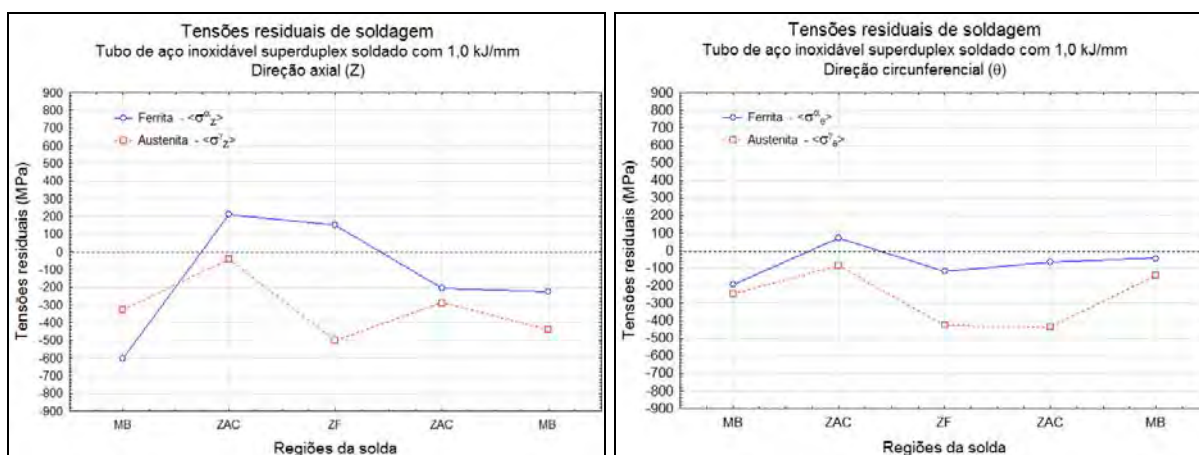


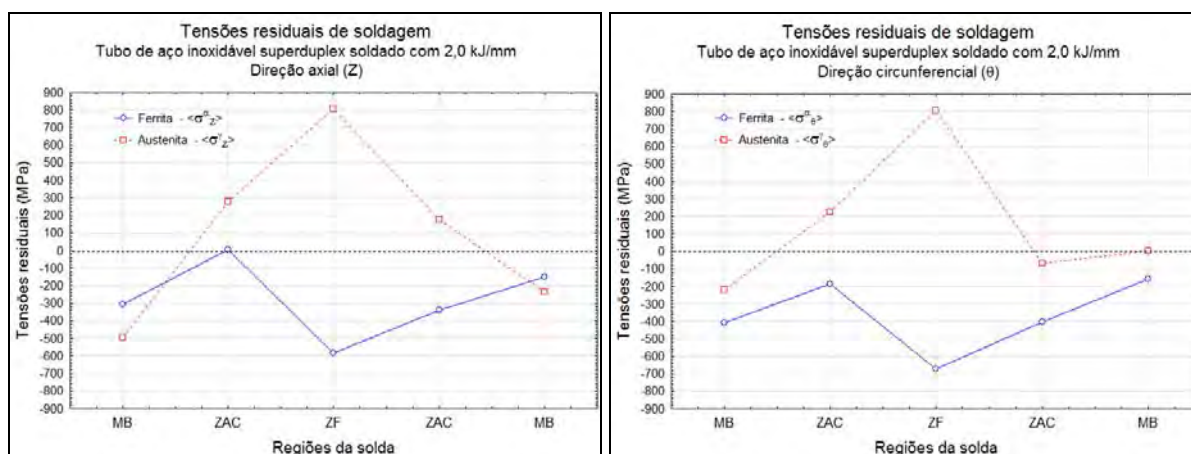
Figura 3. Tensões residuais na fase ferrita  $\langle \sigma_{ij}^{\alpha} \rangle$  e na fase austenita  $\langle \sigma_{ij}^{\gamma} \rangle$  nas principais regiões da solda da amostra soldada com 0,5 kJ/mm. (a) Direção axial (Z); (b) Direção circunferencial ( $\theta$ ).

Para a amostra soldada com energia de 1,0 kJ/mm observou-se uma maior variação na magnitude das tensões residuais, tanto para a direção axial (Z) quanto para a direção circunferencial ( $\theta$ ). Novamente observa-se que as tensões residuais axiais (Z) medidas na ferrita apresentaram-se trativas na ZAC e na ZF, sendo compressivas para a ZAC do lado direito e para ambos os pontos do MB (Figura 4a). Para as tensões residuais circunferenciais ( $\theta$ ), verificou-se uma diminuição da magnitude das tensões compressivas na ferrita, e na ZAC do lado esquerdo as tensões foram levemente trativas (Figura 4b).



**Figura 4.** Tensões residuais na fase ferrita  $\langle \sigma_{ij}^{\alpha} \rangle$  e na fase austenita  $\langle \sigma_{ij}^{\gamma} \rangle$  nas principais regiões da solda da amostra soldada com 1,0 kJ/mm. (a) Direção axial (Z); (b) Direção circunferencial ( $\theta$ ).

Com o aumento da energia de soldagem para 2,0 kJ/mm houve um crescimento significativo do nível de tensões residuais. Para esta condição de soldagem houve também uma mudança de comportamento das tensões. Verificou-se que as tensões residuais da ferrita medidas na ZAC e ZF passaram de trativas para fortemente compressivas, exceto para a ZAC do lado esquerdo (Figura 5a e 5b), cujas tensões foram levemente trativas (axial - Z) ou compressiva com baixa magnificação (circunferencial -  $\theta$ ).



**Figura 5.** Tensões residuais na fase ferrita  $\langle \sigma_{ij}^{\alpha} \rangle$  e na fase austenita  $\langle \sigma_{ij}^{\gamma} \rangle$  nas principais regiões da solda da amostra soldada com 2,0 kJ/mm. (a) Direção axial (Z); (b) Direção circunferencial ( $\theta$ ).

Este comportamento foi completamente diferente dos resultados anteriormente apresentados para as energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm. Já a austenita, apresentou elevados níveis de tensões trativas tanto para a ZF quanto para a ZAC,

em ambos as direções. É importante destacar que os valores medidos para a austenita na zona fundida foram superiores à 1.000 MPa, os quais são superiores àqueles encontrados para a tensão de escoamento da austenita.

Os resultados das tensões residuais macroscópicas foram obtidos pela soma das contribuições das tensões residuais medidas para cada fase multiplicada pela fração volumétrica das fases, respectivamente (Equação 5). Os valores das frações volumétricas das fases em cada região são apresentados na Tabela 2. Com base nestes valores foram construídos os perfis de tensões residuais ao longo da solda, os quais são apresentados das Figuras 6 à 8.

$$V_{\alpha} \langle \sigma_{ij}^{\alpha} \rangle + V_{\gamma} \langle \sigma_{ij}^{\gamma} \rangle = \sigma_{ij}^I \quad (5)$$

Onde:  $V_{\alpha}$  - fração volumétrica de ferrita

- $\langle \sigma_{ij}^{\alpha} \rangle$  - tensões residuais medidas na ferrita na direção ij;
- $V_{\gamma}$  - fração volumétrica de austenita; e
- $\langle \sigma_{ij}^{\gamma} \rangle$  - tensões residuais medidas na austenita na direção ij.

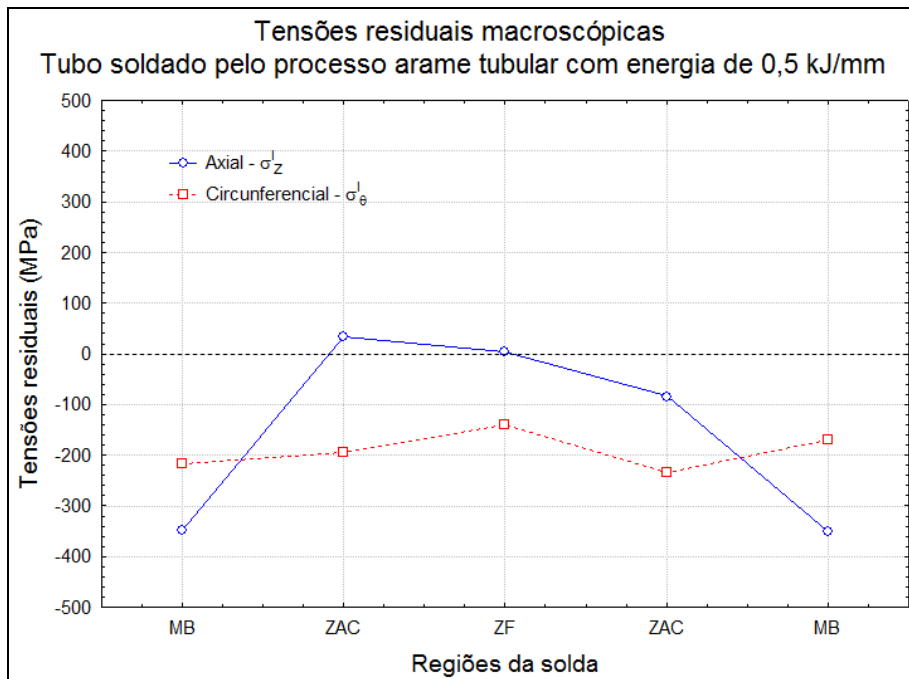
**Tabela 2.** Balanço de fases da zona fundida do aço inoxidável superduplex UNS S32760 (ZERON 100) soldado pelo processo arame tubular

Regiões da solda	Fração volumétrica das fases (%)					
	Energia de 0,5 kJ/mm		Energia de 1,0 kJ/mm		Energia de 2,0 kJ/mm	
	Ferrita ( $\alpha$ )	Austenita ( $\gamma$ )	Ferrita ( $\alpha$ )	Austenita ( $\gamma$ )	Ferrita ( $\alpha$ )	Austenita ( $\gamma$ )
MB	55,0	45,0	55,0	45,0	55,0	45,0
ZAC	71,1	28,9	63,6	36,4	66,0	34,0
ZF	62,8	37,2	55,1	44,9	53,6	46,4
ZAC	71,1	28,9	63,6	36,4	66,0	34,0
MB	55,0	45,0	55,0	45,0	55,0	45,0

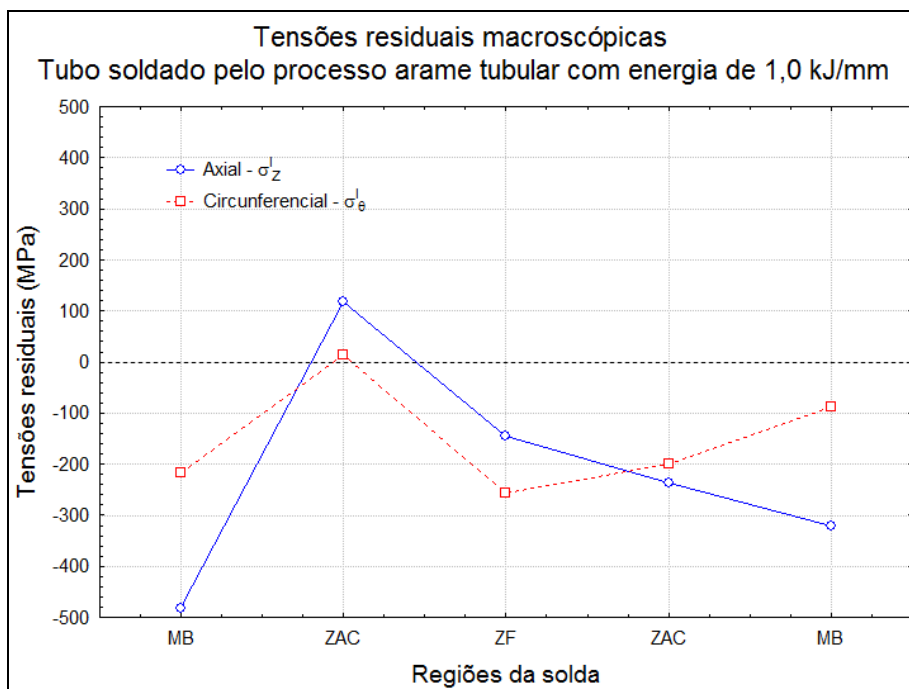
Avaliando o comportamento das tensões residuais macroscópicas para a amostra soldada com energia de 1,0 kJ/mm observa-se que as tensões residuais na direção axial (Z) variaram de compressivas no metal de base (MB) para levemente trativas na ZF e na ZAC do lado esquerdo da junta. A ZAC do lado direito se manteve sob compressão. As tensões residuais macroscópicas na direção circunferencial ( $\theta$ ) mantiveram-se compressivas praticamente sem variação.

O comportamento observado para a amostra soldada com 1,0 kJ/mm (Figura 7) foi ligeiramente diferente do da amostra soldada com 0,5 kJ/mm, visto que houve uma maior variação na magnitude das tensões. Novamente houve a ocorrência de tensões residuais trativas na ZAC do lado esquerdo da junta para ambas as orientações: axial (+118 MPa) e circunferencial (+15 MPa). Para os demais pontos as tensões residuais macroscópicas foram compressivas.

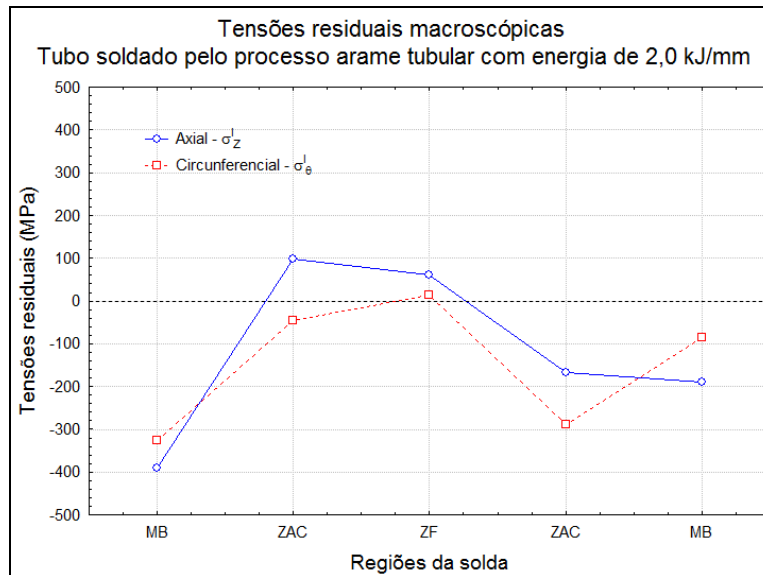
Com o aumento da energia de soldagem para 2,0 kJ/mm houve uma inversão de tensões compressivas para trativa na ZF, tanto para a direção axial (+61 MPa) quanto para a direção circunferencial (+13 MPa), se comparado à condição soldada com 1,0 kJ/mm, contudo, de baixa magnitude. Novamente houve a ocorrência de tensões residuais trativas na ZAC do lado esquerdo da junta para a direção axial (+99 MPa).



**Figura 6.** Tensões residuais macroscópicas  $\sigma_{ij}$  medidas nas principais regiões da amostra soldada com energia de 0,5 kJ/mm.

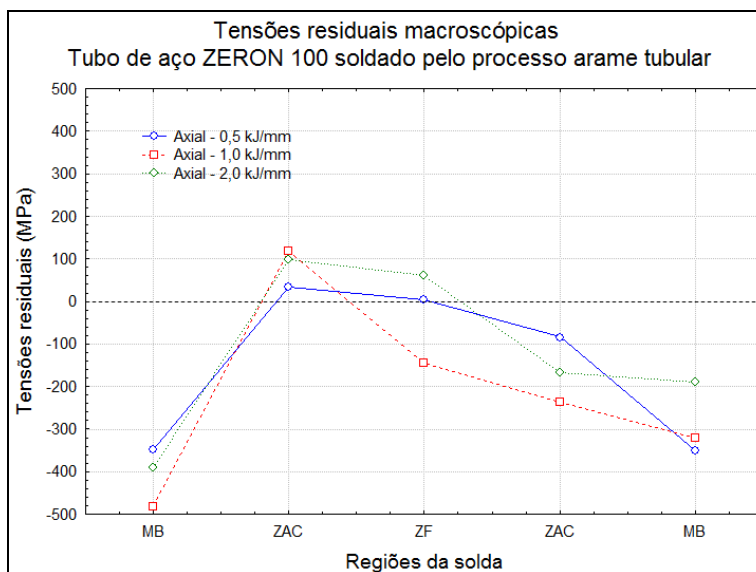


**Figura 7.** Tensões residuais macroscópicas  $\sigma_{ij}$  medidas nas principais regiões da amostra soldada com energia de 1,0 kJ/mm.



**Figura 8.** Tensões residuais macroscópicas  $\sigma_{ij}^I$  medidas nas principais regiões da amostra soldada com energia de 2,0 kJ/mm.

Os resultados apresentados demonstram que em termos de tensões residuais macroscópicas o aumento do aporte térmico tende a contribuir para a evolução das tensões de compressivas para trativas, na superfície externa do tubo (Figuras 9 e 10). A princípio, a região da solda mais crítica é a ZAC, tendo em vista que os maiores valores de tensões residuais trativas foram observados nesta zona. É importante ressaltar que a distribuição de tensões residuais em soldas multipasse de tubos de parede grossa com microestrutura bifásica é extremamente complexa. Assim, o comportamento discutido no presente relatório é baseado em informações para medidas realizadas na superfície externa, não sendo possível fazer qualquer correlação com o comportamento no interior do tubo (região da raiz da junta). Informações práticas observadas durante a extração das amostras para caracterização microestrutural indicam que a região da junta próxima da raiz encontra-se com tensões trativas relevantes, uma vez que durante a parte final do corte na seção longitudinal do tubo, ocorria o rompimento sem a finalização do corte acompanhado de forte barulho.



**Figura 1.** Comparativo das tensões residuais entre as energias de soldagem para a direção axial (Z).



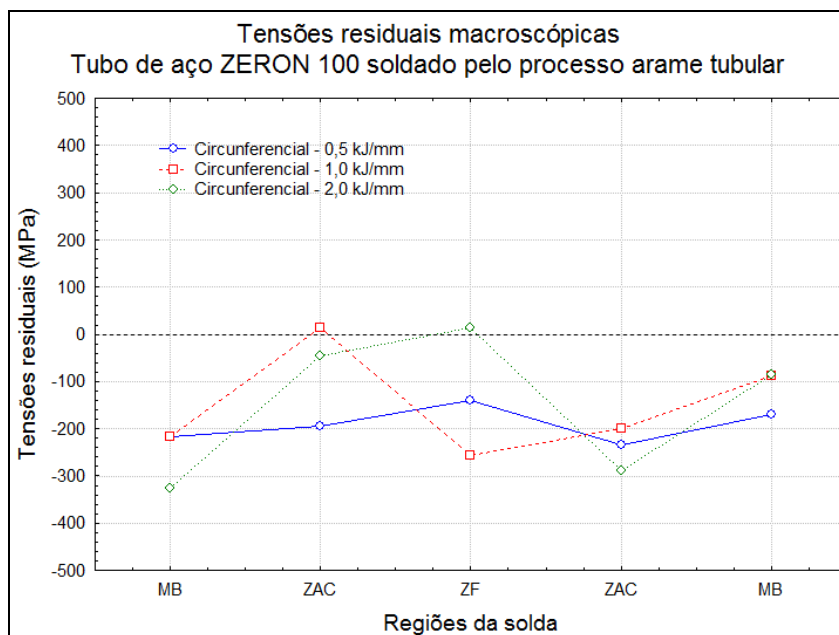


Figura 10. Comparativo das tensões residuais entre as energias de soldagem para a direção circunferencial ( $\theta$ ).

#### 4 DISCUSSÃO

Uma possível explicação para este comportamento é o encruamento da austenita devido à contração do metal de solda no resfriamento. De fato, o escoamento de planos cristalinos de fases individuais é seletivo e pode ser alterado em função do histórico de deformação. De acordo com Nilsson e Chai,<sup>(13)</sup> o comportamento da macrodeformação do volume de material e o comportamento da microdeformação das fases individuais são diferentes. A influência da deformação prévia do volume do material sobre a tensão residual específica nas fases ferrita e austenita em um aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507) é apresentado na Figura 9a para um material na condição como recebido e na Figura 9b para um material pré-deformado em 8%.

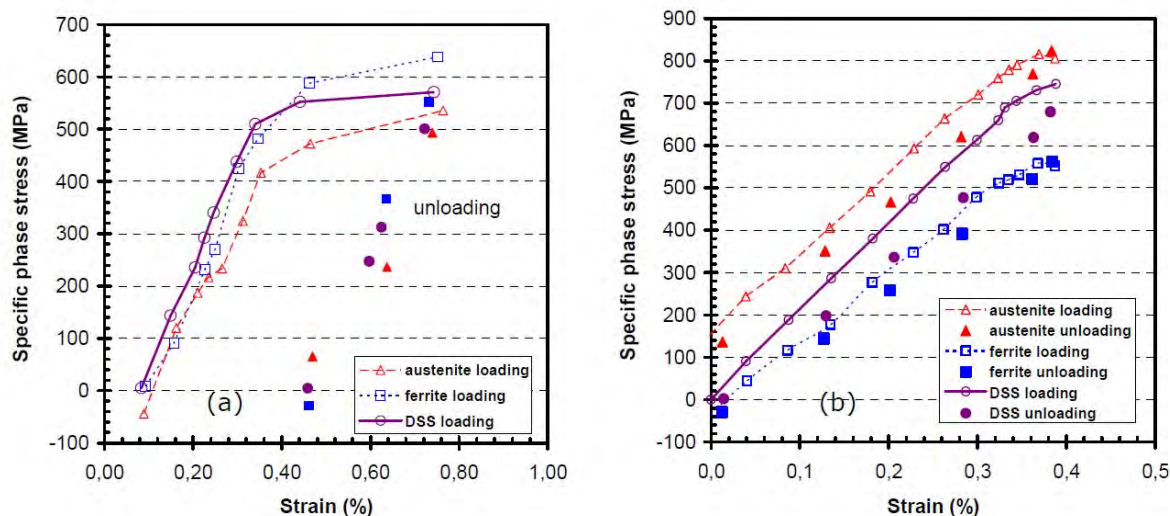


Figura 11. Influência da deformação sobre a tensão específica nas fases ferrita e austenita em um aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507). (a) Material na condição como recebido; (b) Material pré-deformado em 8%.<sup>(13)</sup>

Com base na Figura 9a é possível observar que sem carregamento a austenita apresenta tensão residual compressiva de -50 MPa, enquanto a ferrita apresenta tensão residual levemente trativa. Com a aplicação de carga, ambas as fases iniciam com deformação elástica, sendo que a austenita dá início ao processo de escoamento em 230 MPa, tornando-se mais intenso a partir 425 MPa. Já a ferrita somente inicia o escoamento em 545 MPa.

Após o descarregamento, o material foi novamente submetido à deformação e desta vez a fase austenítica começa a escoar com uma tensão de escoamento de 805 MPa. Isso demonstra o alto poder de endurecimento por deformação da austenita. Já para a ferrita o novo escoamento ocorre em aproximadamente 555 MPa, valor muito próximo do determinado para a amostra como recebida (545 MPa), indicando não ter havido endurecimento por deformação devido a deformação prévia. Assim, é provável que o aumento da energia de soldagem para 2,0 kJ/mm tenha sido suficiente para causar tensões de contração capazes de produzir o endurecimento por deformação da austenita, elevando consideravelmente a tensão de escoamento e, conseqüentemente, produzindo tensões residuais na austenita muito próximas do limite de escoamento.

De uma forma geral, a literatura mostra que a tensão de escoamento da austenita em aços inoxidáveis superduplex pré-deformados pode chegar a valores da ordem de 900 MPa a 1.100 MPa, dependendo do pré-carregamento ou condição de laminação, valores estes semelhantes aos medidos e de alta magnitude.<sup>(14-16)</sup>

No entanto, é importante considerar ainda que as tensões residuais sofrem forte influência da orientação cristalográfica das fases.

Jia et al.<sup>(16)</sup> realizaram estudos sobre o efeito da orientação cristalográfica sobre o comportamento da deformação de aços inoxidáveis duplex e verificaram que com o aumento da deformação houve um aumento contínuo da densidade de contornos de grão de baixo ângulo, contornos de grão e contornos de macla no interior de ambas as fases ferrita e austenita. Verificaram ainda que a deformação média dos grãos de austenita com direção  $\langle 100 \rangle // DL$  e  $\langle 311 \rangle // DL$  foram maiores que aqueles com orientação  $\langle 110 \rangle // DL$  e  $\langle 111 \rangle // DL$ . Já para a ferrita os maiores níveis de deformação foram medidos em grãos com  $\langle 100 \rangle // DL$ . Isto mostra que para uma melhor compreensão do comportamento das tensões residuais observadas nas juntas soldadas, é extremamente importante uma análise criteriosa da orientação cristalográfica dos grãos de ferrita e austenita. Estudos através da técnica de EBSD estão em desenvolvimento e serão apresentados em trabalhos futuros.

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e apresentados no presente trabalho sobre o comportamento das tensões residuais de soldagem em tubos de aço inoxidável superduplex UNS S32760 soldados pelo processo Arame Tubular com diferentes níveis de energia, foi possível concluir que:

- tensões residuais na direção axial apresentaram maiores variações entre as regiões da solda (de +100 MPa à -500 MPa) se comparadas às tensões residuais circunferenciais (de +10 MPa à -300 MPa);
- para os menores níveis de energia de soldagem os valores medidos de tensões residuais foram compressivos ou levemente trativos;
- a condição soldada com energia de 2,0 kJ/mm apresentou um forte aumento nos valores das tensões residuais; e

- os maiores níveis de tensões residuais macroscópicas de tração foram localizados na zona afetada pelo calor (ZAC), considerando a direção axial.

## Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem (Engesolda) da Universidade Federal do Ceará (UFC); ao Laboratório de Análise de Tensões (LAT) da Universidade Federal Fluminense (UFF) pela colaboração nas medidas de difração de raios-X. À Petrobras por sua colaboração ao desenvolvimento deste projeto de pesquisa. Os autores são igualmente gratos às agências de fomento (CNPq, Capes e FINEP) pelo suporte financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 SILVA, C.C., MIRANDA, H.C., SANT'ANA, H.B., FARIAS, J.P. Austenitic and ferritic stainless steel dissimilar weld metal evaluation for the applications as-coating in the petroleum processing equipment. *Materials and Design*. v. 47, May, p. 1-8, 2013.
- 2 GUNN, R.N. Duplex stainless steels – microstructure, properties and applications. Cambridge: Abbingdon Publishing; 2003.
- 3 NUNES, E.B., ALVES Jr., F.N., MIRANDA, H.C., FARIAS, J.P., ABREU, H.F.G., SILVA, C.C., MOTTA, M.F. Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de Juntas de Aço Inoxidável Duplex. *Soldagem e Inspeção*. v. 16, p. 223-231, 2011.
- 4 TAVARES, S.S.M. ; SCANDIAN, C. ; PARDAL, J.M. ; LUZ, T.S. ; da SILVA, F.J. Failure analysis of duplex stainless steel weld used in flexible pipes in off shore oil production. *Engineering Failure Analysis*, v. 17, p. 1500-1506. 2010.
- 5 AKSELSEN, O.M. AUNE, R., OLDEN, V., RØRVIK G. Effects of phase transformations on residual stresses in welding of stainless steels. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*. v. 17, n. 2, Jun. p. 145–151, 2007.
- 6 LINDGREN M., LEPISTO T. Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel. *NDT&E International*. v. 36, p. 279–288, 2003.
- 7 JIA N., PENG R.L., WANG Y.D., JOHANSSON S., LIAW P.K. Micromechanical behavior and texture evolution of duplex stainless steel studied by neutron diffraction and self-consistent modeling. *Acta Materialia*, v. 56, p. 782–793, 2008.
- 8 WEI X., HE J., SASAKI T., HIROSE Y. A study on residual stress distribution measurement of dual phase stainless steel by means of x-ray method. *Proceedings of the Eleventh International Offshore and Polar Engineering Conference*. Stavanger, Norway, June, p. 17-22, 2001.
- 9 NOYAN I.C., COHEN J.B. An x-ray diffraction study of the residual stress-strain distributions in shot peened two-phase brass. *Materials Science and Engineering*, v. 75, p. 179-193, 1985.
- 10 CHAI G and LILLBACKA R, Damage and crack initiation behaviour of duplex stainless steel during cyclic loading. *Key Engineering Materials*, v. 324-325, p 1117-1122, 2006.
- 11 JIA N., PENG R. L., WANG Y.D., CHAI G., JOHANSSON S., WANG G. LIAW P.K. Interactions between the Phase Stress and the Grain-Orientation-Dependent Stress in Duplex Stainless Steel during Deformation. *Acta Materialia*, v. 54, p 3907-3916, 2006.
- 12 LIN P.R., GIBMEIR J., EULERT S., JOHANSSON S., CHAI G.C., In-situ X-ray diffraction study of load partitioning and microyielding for the super duplex stainless steel SAF2507 (UNS S32750). *Materials Science Forum*, v. 524-525, p 847-852, 2006.
- 13 NILSSON, J.-O., CHAI, G. The physical metallurgy of duplex stainless steels. In: *International Conference & Expo DUPLEX 2007*, Grado and Aquileia, Italy, June, 2007.
- 14 JIA N., PENG R. L., BROWN D.W., CLAUSEN B., WANG Y.D. Tensile Deformation Behavior of Duplex Stainless Steel Studied by In-Situ Time-of-Flight Neutron Diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 39A, pp. 3134-3140, dec., 2008.

- 15 JOHANSSON J., ODEÂN M., ZENG X.-H. Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading. *Acta Materialia*. v. 47, n. 9, pp. 2669-2684, 1999.
- 16 JIA N., PENG R.L., CHAI G.C., JOHANSSON S., WANG Y.D. Direct experimental mapping of microscale deformation heterogeneity in duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 491, pp. 425–433, 2008.