

Tema: Metalurgia física e comportamento de materiais em temperaturas elevadas

## ESTUDO DO PERFIL DE TENSÕES RESIDUAIS DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 APÓS PROCESSO DE SOLDAGEM TIG\*

Caruline de Souza Carvalho Machado<sup>1</sup>  
Mariana Xavier Milagre<sup>1</sup>  
Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando<sup>2</sup>  
Jesualdo Luiz Rossi<sup>3</sup>  
Temistocles de Souza Luz<sup>4</sup>  
Marcelo Camargo Severo de Macêdo<sup>5</sup>  
Jeferson do Nascimento Chagas<sup>6</sup>

### Resumo

Tensões residuais podem ser muito prejudiciais ao desempenho de um componente, tornando sua quantificação e avaliação extremamente úteis. A difração de raios-X é um método de análise não destrutivo que permite avaliar as tensões sem comprometer o material. Neste trabalho, tiras de aço duplex UNS S32304 com 1,8mm de espessura foram cortadas nas dimensões 36x72mm e soldadas de modo autógeno através do processo TIG. Produziram-se dois tipos de amostras variando-se o gás de proteção a saber: mistura de argônio 98% e nitrogênio 2% e argônio 99.995%. Utilizou-se um difratômetro com geometria Bragg-Brentano, fonte de radiação  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda = 1,5419\text{\AA}$ ). A técnica  $\sin^2 \Psi$  foi empregada para determinar a tensão residual da fase austenita no ângulo  $2\theta = 146.22^\circ$ . Os resultados mostram um estado de tensões residuais trativo nas proximidades da zona fundida, chegando a um estado compressivo em regiões distantes. A análise comparativa dos perfis de tensão residual revela que a amostra soldada apenas com argônio apresenta menor tensão residual trativa na zona fundida.

**Palavras-chave:** Tensão residual; Aço inoxidável duplex; Soldagem TIG; Difração de raios-X.

### STUDY OF THE PROFILE OF RESIDUAL STRESSES OF STAINLESS STEEL DUPLEX UNS S32304 AFTER TIG WELDING PROCESS

#### Abstract

Residual stresses can be very detrimental to the performance or useful life of a component, making their quantification and extremely useful review. The X-ray diffraction is a nondestructive analysis method for assessing the stresses without compromising the integrity of the material. In this work, strip steel UNS S32304 duplex with 1.8 mm thickness were cut to size and welded 36x72mm autogenous TIG way through the process. Two types of samples were produced by varying the shielding gas used, namely with a gas mixture of 98% argon and 2% nitrogen and the other only with argon 99.995%. It was used a diffractometer with Bragg - Brentano geometry and  $\text{CuK}\alpha$  radiation source ( $\lambda = 1.5419 \text{\AA}$ ). The  $\sin^2 \Psi$  the technique was used to determine the residual stress in the austenite phase angle  $2\theta = 146.22^\circ$ . It was evaluated there is a state of residual stresses trative character near the weld zone, reaching a compressive state in distant regions. The comparative analysis of residual stress profiles reveals that samples welded with argon 99.995% has lower residual stress in the weld zone

**Keywords:** Residual stress; Duplex steel; TIG weld; X-ray diffraction.

<sup>1</sup> Bacharel em Engenharia Metalúrgica, Mestranda do departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, Espírito Santo, Brasil.

<sup>2</sup> Bacharel em Física, Professor Doutor do departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, Espírito Santo, Brasil.

<sup>3</sup> Bacharel em Engenharia de Materiais, Professor Doutor do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN, São Paulo, São Paulo, Brasil.

<sup>4</sup> Bacharel em Engenharia Mecânica, Professor Doutor do departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, Espírito Santo, Brasil.

<sup>5</sup> Bacharel em Engenharia Metalúrgica, professor doutor do departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, Espírito Santo, Brasil.

<sup>6</sup> Graduando em Engenharia Mecânica, monitor do laboratório de soldagem do departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, Espírito Santo, Brasil.

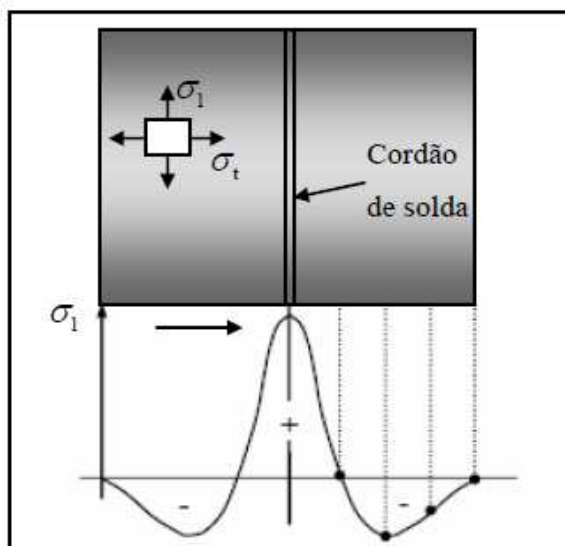
\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex possuem uma microestrutura bifásica, em quantidade equivalente de ferrita e austenita, no qual cada fase contribui com as propriedades finais deste aço, aliando resistência mecânica e resistência à corrosão. Devido a essas características, esse aço tem grande aplicação em diversos segmentos industriais, sendo processado de acordo com a função a qual se destina [1-3].

A soldagem atualmente é um dos principais processos utilizado na união de tais aços, no qual o material é submetido a uma série de ciclos térmicos que podem modificar a microestrutura do aço na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA). As altas temperaturas atingidas durante a soldagem geram gradientes de temperatura que favorecem a precipitação de fases deletérias (nitretos de cromo, por exemplo), afetando a fração volumétrica e gerando tensões residuais [3,4].

Tensões residuais são aquelas existentes em um corpo sólido quando este não está sob a ação de forças externas [5] e surgem devido a deformações não uniformes que podem ser de origem térmica, mecânica ou química. Podem ser classificadas em relação a área de abrangência, podendo ser macroscópicas, microscópicas e submicroscópicas. Quando essas deformações atravessam grandes distâncias, como, por exemplo, aquelas oriundas do processo de laminação ou devido a acentuado gradiente térmico (ex. soldagem), as tensões são denominadas macroscópicas, ou tipo I. A figura 1 apresenta um padrão típico de tensões residuais longitudinais macroscópicas encontrados em chapas finas soldadas. Tem-se o valor máximo de tensão trativa no cordão de solda que é reduzido à medida que se vai distanciando da região central até que a tensão se torne compressiva, para manter o equilíbrio dos carregamentos internos, considerando-se que as tensões são constantes ao longo da espessura [6-8].



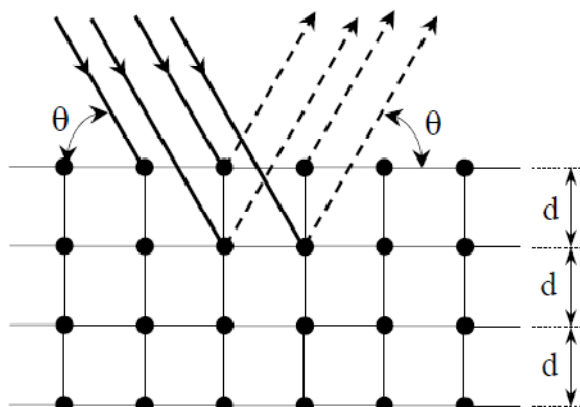
**Figura 1.** Esquema do comportamento das tensões residuais nas vizinhanças de uma união por soldagem de chapas finas [7].

Mesmo quando aparece em uma fina camada superficial, a tensão residual pode influenciar significativamente o desempenho funcional da peça. Tensões compressivas são preferíveis, já que tendem a diminuir as tensões de tração aplicadas externamente e a fechar trincas superficiais [9]. Quando influenciam

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

negativamente, essas tensões potencializam diversos problemas como formação de trincas e maior tendência a fratura frágil, levando a redução da vida útil do componente além de comprometer seu comportamento [10].

A partir do conhecimento dos efeitos da tensão residual sobre os materiais, tornou-se indispensável o seu monitoramento em inúmeros componentes [11]. Vale ressaltar que a tensão residual é uma propriedade extrínseca, ou seja, que não é medida diretamente, portanto todos os métodos de determinação da tensão requerem medidas de algumas propriedades intrínsecas, como por exemplo a deformação [2]. A análise de tensão residual por difração de raio-X em materiais cristalinos é baseada na determinação da deformação elástica do retículo, através do perfil de difração obtido com feixe monocromático de raio-X. A figura 2 mostra a reflexão de um feixe de raios-x incidente em planos paralelos na estrutura cristalina de um material.



**Figura 2.** Desenho esquemático do espalhamento das ondas de raio-X segundo a Lei de Bragg [4].

Considerando dois ou mais planos de uma estrutura cristalina, as condições para que ocorra a difração de raios-x (interferência construtiva ou mesma fase) vai depender da diferença de caminho percorrida pelos raios x e o comprimento de onda da radiação incidente. Essa condição é baseada na lei de Bragg, expressa pela equação 1:

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (1)$$

Onde:

$n$  = número inteiro conhecido por ordem de difração

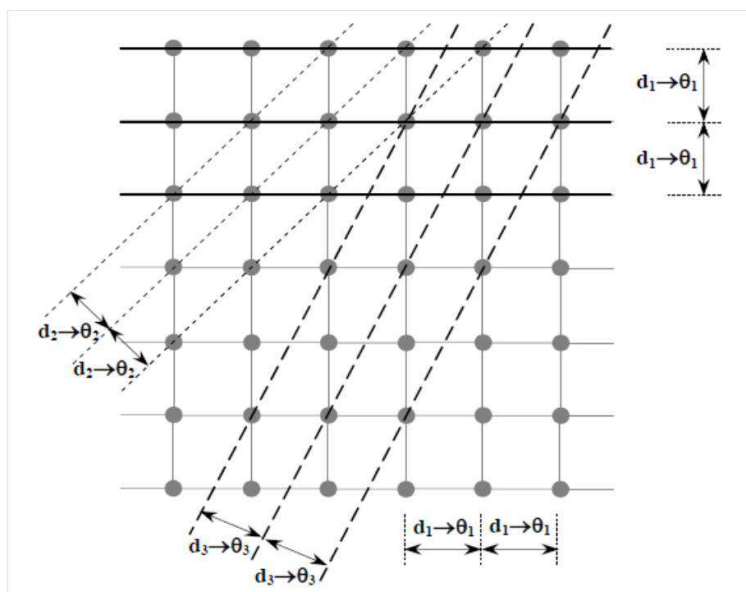
$\lambda$  = comprimento de onda do feixe incidente de raio-x

$d$  = distância entre planos

$\theta$  = ângulo de difração do plano

Para um mesmo valor de  $\lambda$ , a variação da distância entre planos provocada pela aplicação de uma tensão, provocará uma mudança no ângulo de difração, conforme figura 3 [7].

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



**Figura 3.** Difração em um monocristal mostrando que o espalhamento só ocorre para algumas famílias de planos hkl [4].

Utilizando a técnica de  $\sin^2\psi$  (onde o ângulo  $\psi$  está relacionado a diferentes orientações da amostra em relação ao feixe incidente) pode-se calcular a tensão residual por meio do coeficiente angular da equação 2.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2)$$

Onde  $\sigma_{\phi}$  é a tensão residual superficial;  $\psi$  indica a posição do pico de difração para um dado plano do retículo cristalino (hkl);  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  representam as tensões principais; E e  $\nu$  são o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson, respectivamente.

Assim, resume-se o procedimento da técnica de  $\sin^2 \psi$  nas seguintes etapas:

a) Determinar a posição  $2\theta$  do pico de difração de um determinado plano (hkl) nas varias orientações ( $\psi$ ) da amostra escolhidas para a medida; b) Converter os valores de  $2\theta$  obtidos, nos correspondentes valores dos espaços interplanares, através da lei de Bragg; c) Representar graficamente a deformação  $\Delta d/d$  versus  $\sin^2 \psi$ ; d) Determinar o coeficiente angular da reta obtida; e) Utilizar o coeficiente angular da equação 2 para obtenção da tensão [12].

Neste trabalho compara-se o perfil de tensões residuais da fase austenita, plano (420) de amostras de aço inoxidável duplex soldado pelo processo TIG, utilizando dois diferentes gases de proteção: argônio e mistura de argônio e 2% de nitrogênio.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Tiras de aço inoxidável duplex UNS S32304 com 1,8 mm de espessura foram cortadas com auxílio de máquina de corte com lubrificação constante, para evitar a influência de tensões oriundas do corte, nas dimensões 36 x 72 mm. A tabela 1 traz a composição química fornecida pelo fabricante. Os corpos de prova produzidos foram soldados aos pares de forma autógena pelo processo TIG utilizando corrente alternada e polaridade direta. A corrente média, tensão e velocidade empregados foram 143 A, 13 V, 35 cm/min, respectivamente. Variou-se o gás de proteção, no qual uma das amostras foi soldada utilizando apenas argônio comercial e outra uma

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

mistura de argônio e 2% de nitrogênio. A vazão de gás em ambos os casos foi de 10l/min. Utilizou-se a mesma variação de composição para o gás de purga. Foram produzidas amostras destinadas a medição da tensão residual e caracterização microestrutural, conforme tabela 2. A figura 4 traz o material como recebido, os corpos de prova cortados e a amostra soldada.

**Tabela 1.** Composição química do aço utilizado UNS S32304

Elemento	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Mn (%)	Si (%)	C (%)	P (%)	S (%)	Ti (%)	Cu (%)	Co (%)	N ppm
Teor	22,20	3,52	0,255	1,40	0,250	0,016	0,023	0,001	0,0041	0,4171	0,09	1030

**Tabela 2.** Identificação das amostras nas diferentes condições utilizadas

Gás de proteção	Ar + 2%N <sub>2</sub>	Ar	Não soldada
Identificação	T <sub>AN</sub>	T <sub>A</sub>	T <sub>CR</sub>



(a)



(b)

**Figura 4.** Material utilizado; (a) tira como recebida, (b) corpo de prova antes e após soldagem.

## 2.1 Caracterização Microestrutural

A fim de analisar a seção transversal do cordão de solda, fez-se a preparação metalográfica das amostras em politriz automática Struers tegrapol-25, contemplando etapas de lixamento e polimento. O polimento final foi realizado com pasta de diamante 1 µm. Para revelar a estrutura das amostras, utilizou-se ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico 10%, 6V durante 20s. As amostras foram analisadas no microscópio ótico.

## 2.2 Determinação das Fases Presentes na Amostra T<sub>CR</sub>

A determinação das fases presentes na amostra como recebida foi realizada via difração de raio-x, segundo os parâmetros descritos na tabela 3. Cada pico do espectro gerado foi relacionado com as fichas cristalográficas PDF das possíveis fases presentes.

**Tabela 3.** Parâmetros utilizados na máquina de difração de raio-x; determinação das fases

Intervalo angular	10° a 152°
DivSlit = Fenda de divergência	0,05 mm
DivH.L.Slit = Fenda de divergência horizontal	10 mm
SctSlit = Fenda de espalhamento	1/2°
RecSlit = Fenda receptora	0,3mm
Passos angulares	0,04

\* Contribuição técnica ao 69<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14<sup>o</sup> ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

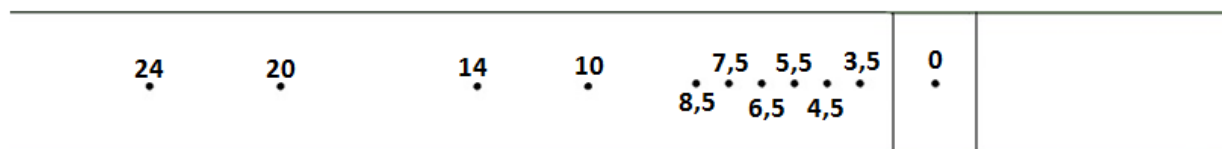


## 2.3 Determinação da Fração Volumétrica de Ferrita

A determinação da fração volumétrica de ferrita foi realizada utilizando um ferritoscópio. Foram realizadas 20 medidas de maneira aleatória no material como recebido e a mesma quantidade em cada região das amostras soldadas (MB, ZF e ZTA).

## 2.4 Medida de Tensão Residual

Para avaliar a influência do gás de proteção na tensão residual os corpos de prova soldados foram submetidos a um polimento eletrolítico prévio, no qual uma fina camada superficial da região a ser analisada foi removida, a fim de limpar a superfície permitindo a medição de tensões residuais oriundas apenas do processo de soldagem. O polimento foi realizado com uma solução 25% de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> a 3V durante 10 min. As medidas de raio-x foram realizadas transversalmente ao cordão de solda ao longo das três regiões: metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF), conforme figura 5. Para a amostra como recebida apenas um ponto central foi selecionado para análise.



**Figura 5.** Localização das medidas (mm) de tensão residual da fase austenita nas amostras soldadas.

A medida da tensão residual na fase austenita, plano (420), foi realizada pela técnica de difração de raios-x, seguindo a norma SAE HS-784 [13]. As amostras foram avaliadas através de difratogramas gerados em difratômetro de raios-x, marca Rigaku, com geometria Bragg-Brentano, fonte de radiação CuK $\alpha$  ( $\lambda = 1,5419\text{\AA}$ ), 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  $0,04^\circ$ . A tensão e a corrente empregada foi de 40 kV e 20 mA, respectivamente. Cinco ângulos  $\Psi$  foram utilizados  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$  no intervalo angular  $2\theta$  de  $142^\circ$  a  $152^\circ$ . As intensidades difratadas com varredura  $2\theta$  para cada  $\psi$  foram coletadas. Utilizou-se o software FityK para construção dos difratogramas, ajustes das curvas e localização dos picos [14]. A função escolhida para ajuste foi a Pearson 7A. Utilizou-se o software Origin para plotar o gráfico da Deformação  $\times \sin^2\psi$ , o qual permitiu calcular os valores de tensão residual. O coeficiente de Poisson e o módulo de elasticidade utilizados foram obtidos na literatura, sendo 0,305 e 190 GPa, respectivamente [15].

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Caracterização Microestrutural

#### 3.1.1 Material como recebido

A figura 6 apresenta a microestrutura do aço como recebido. A estrutura é característica de um aço inoxidável duplex, composta por austenita e ferrita, conforme sinalizado na figura.

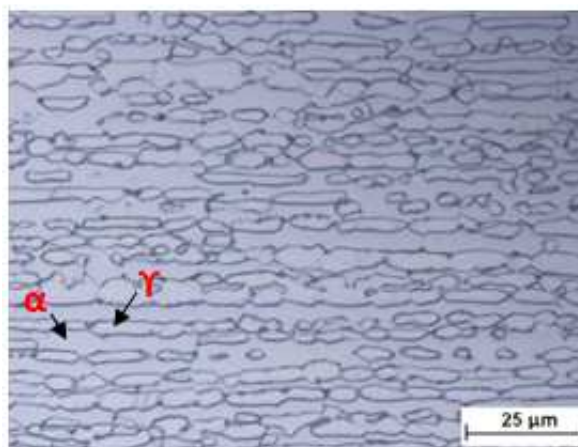


Figura 6. Micrografia amostra como recebida: Ataque com ácido oxálico 10%. Aumento de 500x

#### 3.1.2 Amostras soldadas

A figura 7 apresenta as micrografias das amostras soldadas. Observam-se regiões mais escuras que não estavam presentes na amostra como recebida, indicando a presença de fase diferente de austenita e ferrita. Conforme verificado na literatura, essa fase foi indicada como nitreto de cromo [3].

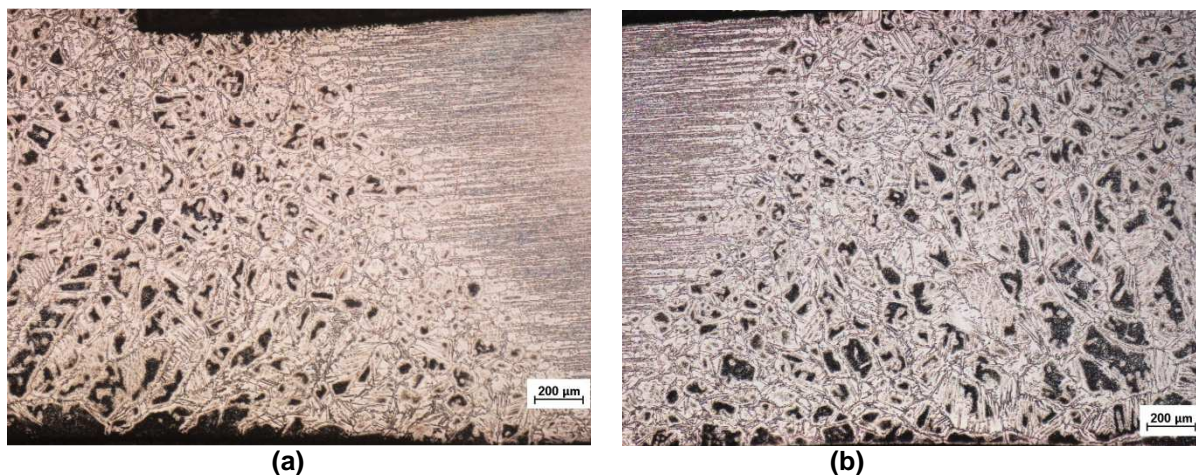
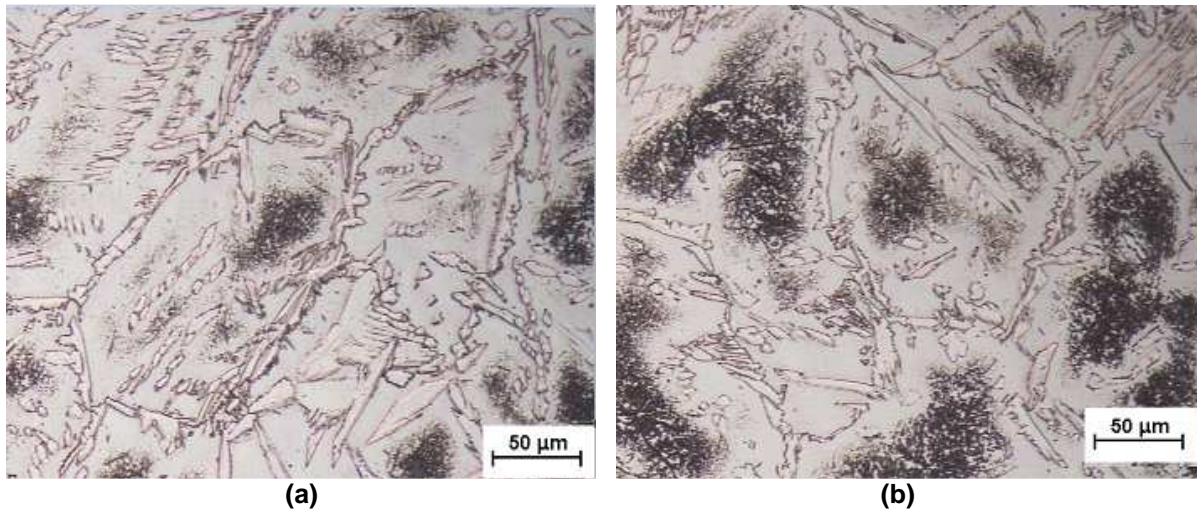


Figura 7. Ataque com ácido oxálico 10%, MB, ZTA e ZF 50x; (a) Amostra  $T_{AN}$  (b)  $T_A$ . Aumento de 50x.

A figura 8 mostra a ZF das diferentes amostras soldadas. Durante o resfriamento da ZF, ocorre uma competição entre a formação da austenita e a precipitação de nitretos de cromo. Como a quantidade de austenita formada está distante do valor de equilíbrio, parte do nitrogênio aparece em forma de precipitado, devido ao baixo limite de solubilidade deste elemento na ferrita. Observa-se concentração de nitretos

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

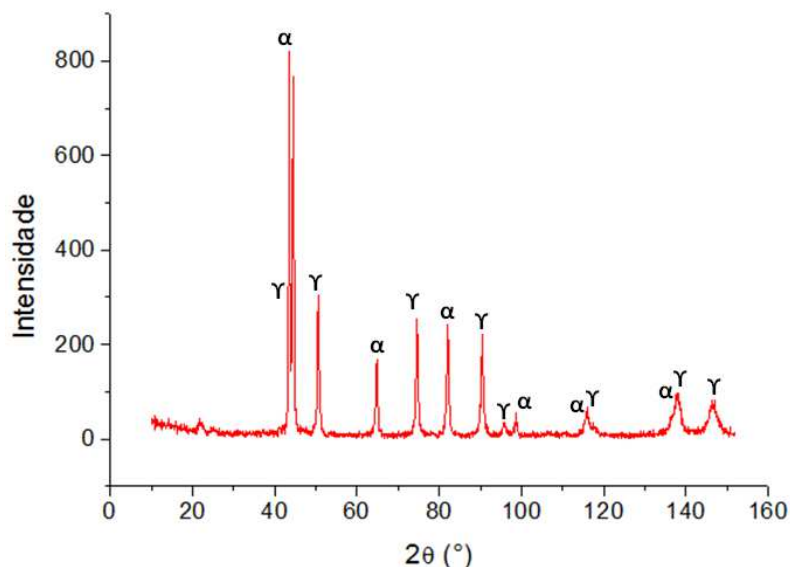
no interior do grão ferrítico e a fase austenita que se formou nos contornos de grão da ferrita [3,16].



**Figura 8.** Ataque com ácido oxálico, Zona fundida 200x; (a) Amostra T<sub>AN</sub>, (b) T<sub>A</sub>

### 3.2 Determinação das Fases Presentes na Amostra T<sub>CR</sub>

A figura 9 mostra o difratograma da medida de raios X da amostra T<sub>CR</sub>. Neste difratograma estão indexadas as fases presentes. Pode-se comprovar que no material existe apenas as fases ferrita e austenita, confirmando o que é apresentado na micrografia da figura 6. Segundo a norma SAE HS-784, os melhores picos para análise são os de maior ângulo, por apresentarem maior sensibilidade no deslocamento da medida, razão pela qual se optou por analisar a austenita no ângulo 2θ de 146.22° [13].



**Figura 9.** Difratograma do aço inoxidável duplex UNS S 32304 no estado como recebido.

### 3.3 Determinação da Fração Volumétrica de Ferrita

A tabela 4 apresenta os resultados encontrados para a fase ferrita através do ferritoscópio. Observa-se o desbalanceamento de fases provocado pelo processo de

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



soldagem, que, conforme mencionado anteriormente, favorece a formação de fases deletérias, nitretos por exemplo, em detrimento da estabilização da fase austenítica.

**Tabela 4.** Fração volumétrica de ferrita encontrada nas diversas amostras

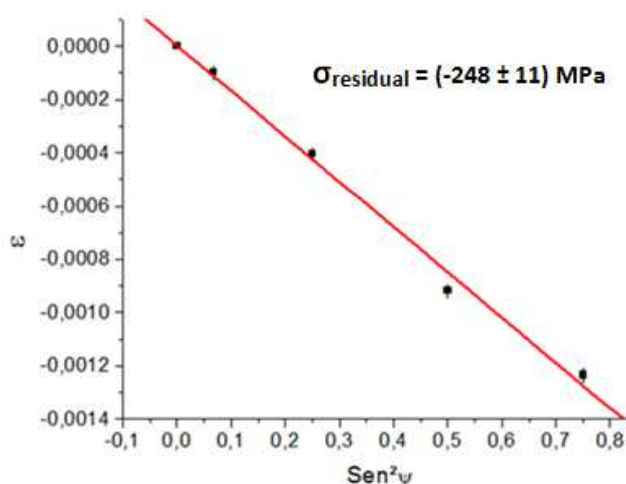
$T_{CR}$ (%)	$T_{AN}$ (%)			$T_A$ (%)	
	ZF	ZTA	MB	ZF	MB
(50,0±0,3)	(60± 1)	(43,0±0,2)	(47,4±0,3)	(61± 1)	(42,2±0,2)

A adição de 1-10% em volume de nitrogênio ao gás de proteção durante um processo de soldagem tem a finalidade de aumentar o teor de nitrogênio na ZF e manter o seu teor original na ZTA. Como o nitrogênio é um elemento austenizante, o seu aumento acarreta em uma fração volumétrica maior de austenita na ZF [17]. Entretanto, considerando a barra de erros, observa-se que o comportamento das amostras soldadas em diferentes condições é semelhante: na zona fundida a fração de ferrita é elevada, há uma queda no valor na zona termicamente afetada e ocorre um aumento do teor no metal base.

### 3.4 Medida de Tensão Residual

#### 3.4.1. Amostra como recebida ( $T_{CR}$ )

A figura 10 apresenta o gráfico  $\epsilon \times \text{sen}^2\psi$  para o material como recebido. Observa-se que a inclinação da curva é decrescente, indicando que a tensão residual tem caráter compressivo, cujo valor é  $(-248 \pm 11)$  MPa.



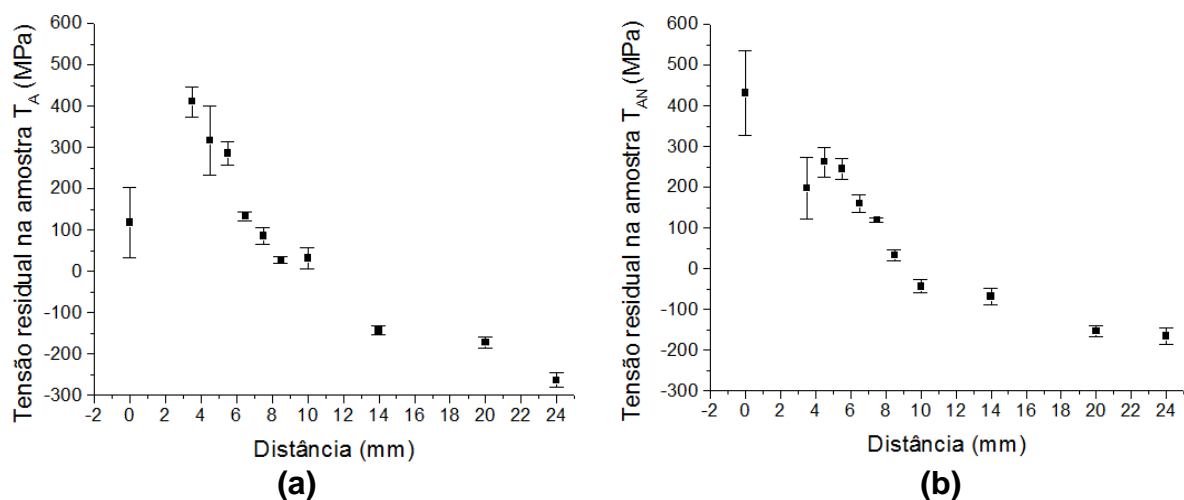
**Figura 10.** Gráfico da deformação em função da variação do ângulo  $\Psi$ .

#### 3.4.2. Amostras soldadas

A figura 11 apresenta o perfil de tensões encontrado para as diferentes amostras. Observa-se que na amostra soldada apenas com argônio, a ZF apresentou menor tensão residual trativa, comparada a amostra soldada com gás de proteção composto pela mistura argônio e nitrogênio.

A partir da ZTA, há um decréscimo no valor de tensão para ambas as amostras, até que se atinjam tensões residuais compressivas. Observa-se ainda que a amostra  $T_{AN}$  tem valores compressivos a partir de 10mm de distância em relação ao centro da zona fundida, enquanto que a amostra  $T_A$  somente a partir de 14 mm.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



**Figura 11.** Perfil de tensão residual para fase austenita em amostras soldadas (a) T<sub>A</sub> com argônio; (b) T<sub>AN</sub> com mistura gasosa argônio +2% nitrogênio.

Comparando-se o perfil obtido de tensões residuais da amostra T<sub>AN</sub> com a fração volumétrica da fase ferrita na ZF e ZTA (regiões afetadas pelo desbalanceamento de fase) da mesma amostra, parece existir uma relação entre o teor de ferrita e as tensões. Na zona fundida há maior teor de ferrita e as tensões são trativas e elevadas. À medida que se afasta da zona fundida, há uma redução no teor de ferrita, bem como no comportamento das tensões observadas. Embora o valor de tensão obtido na zona fundida da amostra T<sub>A</sub> seja divergente da amostra T<sub>AN</sub>, não se pode afirmar que ambas as amostras apresentam tendências diferentes sendo necessária a realização de mais medidas a fim de obter reprodutibilidade dos dados.

## 4 CONCLUSÃO

Os resultados apresentados para as chapas nas condições aqui estudadas apresentaram valores de tensão residual trativa na zona fundida e termicamente afetada e compressiva em regiões mais afastadas do cordão.

Observa-se que o valor de tensão residual na zona fundida é menor na amostra soldada com argônio.

O perfil gerado na amostra soldada com argônio e nitrogênio sugere a existência de relação entre a fração volumétrica e as tensões residuais.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES - Pró-Estratégia 2224/2012 pela bolsa de Mestrado e ao Sr. Yukio Nishida pelo apoio na caracterização das amostras.

## REFERÊNCIAS

- Westin EM. Pitting corrosion resistance of gta welded lean duplex stainless steel. *Welding in the world*. 2010; volume(54): página 308 e 321.
- Santos CZ. Estudo da tensão residual através de difração de raios x em aço inoxidável duplex submetido a diferentes tratamentos térmicos [mestrado]. Vitória: Universidade Federal do Espírito Santo; 2012.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

- 3 Palácio FO. Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na resistência à corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável duplex UNS S32304 [mestrado]. Vitória: Universidade Federal do Espírito Santo; 2011.
- 4 Silva CC. Avaliação das tensões residuais de soldagem em tubulações de pequeno diâmetro usadas em refinaria de Petróleo. [Mestrado]. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará; 2007.
- 5 Totten G, Howes M, Inoue T. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International. 2002, p.11
- 6 Okumura T, Taniguchi C. Engenharia de soldagem e aplicações. Rio de Janeiro: Editora LTC; 1982.
- 7 Rodrigues LD. Medição de tensões residuais em tubos visando a determinação de esforços em dutos enterrados. [Mestrado]. Rio de Janeiro: Pontifícia Universidade Católica; 2007.
- 8 Withers PJ, Bhadeshia HKDH. Residual stress part 1 – Measurement techniques. Materials Science and Technology, 2001; 17 : 355-365.
- 9 Farias A. Estudo da tensão residual através de difração de raios x em aço inoxidável duplex submetido a diferentes tratamentos térmicos. [Mestrado]. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; 2009.
- 10 Modenesi PJ, Marques PV, Santos DB. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Universidade Federal de Minas Gerais - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2012. [acesso em 12 mar. 2014] Disponível em:  
< <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>>.
- 11 Cofiño RC. Análise das tensões residuais em uma junta soldada em condição overmatch. [Mestrado]. São Bernardo do Campo: FEI; 2010.
- 12 Guimarães LR. Estudo de parâmetros experimentais envolvidos na determinação de macrotensões residuais, em tubos de aço inoxidável, pelo método da difração de raios X. [Mestrado]. São Paulo: Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares; 1990.
- 13 SAE. HS-784: Residual stress measurement by x-ray diffraction. Pennsylvania, 2003.
- 14 Wojdyr M. Fityk: a general-purpose peak fitting program J. Appl. Cryst. 43, 1126 (2010)
- 15 Johansson J, Oden M, Zeng XH. Evolution of the residual stress state in a Duplex stainless steel during loading. Acta Metallurgica. 1999; 47 : 2669-2684.
- 16 Giraldo CPS. Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aço inoxidável duplex. [Mestrado]. São Paulo: Universidade de São Paulo Escola Politécnica; 2001.
- 17 Ramírez-londoño 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. [Mestrado]. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; 1997.

---

\* Contribuição técnica ao 69<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14<sup>o</sup> ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.