

Tema: Metalurgia física e comportamento de materiais em temperaturas elevadas

## AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 SUBMETIDO A DIFERENTES CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO\*

Mariana Xavier Milagre<sup>1</sup>  
Caruline de Souza Carvalho Machado<sup>1</sup>  
Marcos Tadeu D'Azeredo Orlando<sup>2</sup>  
Jesualdo Luiz Rossi<sup>3</sup>  
Luiz Gallego Martinez<sup>4</sup>  
Marcelo Camargo Severo de Macêdo<sup>5</sup>  
Cherlio Scandian<sup>6</sup>

### 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 difratômetro de geometria Bragg-Brentano. As amostras foram tratadas a  $600^\circ\text{C}$  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 microestruturais e térmicas, relacionadas aos diferentes tratamentos, influenciam o valor médio das tensões residuais da fase em estudo.

**Palavras-chave:** Tensão residual; Aços inoxidáveis duplex; Tratamentos térmicos; Difração de raios-x.

### RESIDUAL STRESSES EVALUATION OF THE UNS S32304 DUPLEX STAINLESS STEEL SUBJECTED TO DIFFERENT HEAT TREATMENT CONDITIONS

#### Abstract

Residual stresses are generated on a material in equilibrium, after the non-uniform plastic deformation caused by mechanical loads, thermal or phase changes. Failures can occur for a combination of the operating stress and residual stresses which makes important to measure and evaluate how these last affect the mechanical properties of materials. In this work it was investigated the average values of the residual stresses in samples of UNS S32304 duplex stainless steel by x-ray diffraction. It was followed the behavior of the 420 austenitic plan with  $\text{CuK}\alpha$  radiation ( $\lambda = 1.5419 \text{ \AA}$ ) in a diffractometer with a Bragg-Brentano geometry. The samples were treated at  $600^\circ\text{C}$ , with soaking times of 10 minutes, 20 minutes and 8 hours. After they was seawater cooling and air-cooled. The results were analyzed by the  $\text{sin}^2 \psi$  method and indicate that the thermal variations related to different treatments influence the average value of the residual stresses in the austenitic phase.

**Keywords:** Residual stress; Duplex stainless steel; Heat treatment; X-ray diffraction.

<sup>1</sup> Bacharel em Engenharia Metalúrgica, Mestranda, Depto. de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, ES, 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, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, (IPEN), São Paulo, SP, Brasil.

<sup>4</sup> Licenciado em Física, Professor Doutor, IPEN, São Paulo, SP, Brasil.

<sup>5</sup> Bacharel em Engenharia Metalúrgica, Professor Doutor, Departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, ES, Brasil.

<sup>6</sup> Bacharel em Engenharia Metalúrgica, Professor Doutor, Departamento de Engenharia Mecânica, UFES, Vitória, ES, 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 (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]. Entre as diferentes ligas *lean* duplex, o padrão UNS S32304 foi desenvolvido para competir principalmente com os aços austenítico AISI 316L, apresentando resistência à corrosão igual ou mesmo superior, boa soldabilidade e baixo custo de produção.

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 ( $\psi$ ) ao longo de suas direções principais ( $\phi = 0^\circ$  e  $90^\circ$ ) 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.

O maior desafio dos aços duplex é manter a proporção austenita/ferrita quando submetidos a temperaturas elevadas como, por exemplo, processos de soldagem e tratamentos térmicos, sem que haja precipitação de fases deletérias. Isso ocorre

\* 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.

porque aumentos de temperatura levam a um aumento do teor de ferrita e a uma redução no particionamento dos elementos de liga entre as fases. As ligas lean duplex são consideradas microestruturalmente estáveis quando comparadas as outras ligas duplex em relação aos tratamentos térmicos, pois longos períodos de exposição à temperatura de máxima de tratamento são necessários para que ocorra precipitação. Esta estabilidade está relacionada ao seu menor teor de elementos de liga. Contudo, tensões de origem térmicas também surgem macroscopicamente como resultado de variações na velocidade de aquecimento, severidade de resfriamento, tempo de encharque, temperatura máxima de tratamento e atmosfera. No presente trabalho, avaliou-se a influência das variações microestruturais sobre a magnitude das tensões residuais na qual a fase austenítica do aço inoxidável duplex UNS S32304 é submetida a diferentes condições de tratamento térmico.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Material

Para este trabalho 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 72x72x1,8 mm. As características químicas e propriedades mecânicas e físicas são mostradas nas tabelas 1 e 2.

**Tabela 1.** Composição química

C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cr%	Ni%	Mo%	N <sub>ppm</sub>	Ti%	Cu%	Co%	PREN
0,016	1,4	0,25	0,023	0,001	22,2	3,52	0,255	1030	41	0,4171	0,09	24,691

### 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 3.

**Tabela 3.** 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<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 25% por 10 minutos para as amostras do grupo CR e 10; 12,5 minutos para as amostras do

\* 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.

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  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda = 1,5419 \text{ \AA}$ ). 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  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $60^\circ$ . 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  $2\theta$  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].

## 2.4 Caracterização Microestrutural

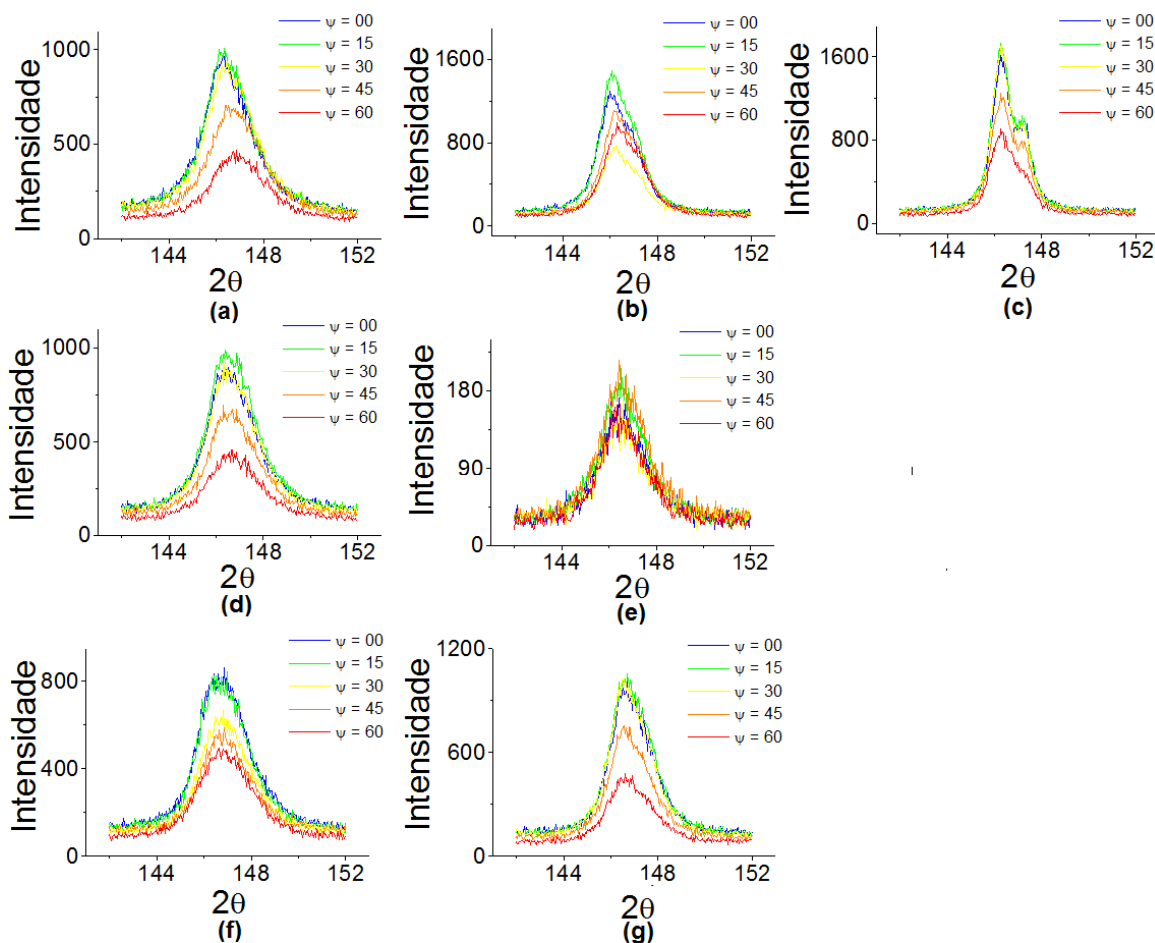
Realizou-se a preparação metalográfica das amostras, seguindo as etapas de lixamento e polimento com pasta diamante  $1\mu$ . Após o preparo, dois tipos de ataque eletrolítico foram realizados, sendo um deles com solução de ácido oxálico 10%, 6V por 20s e outro com solução 10N de KOH 2,5V por 5s. As imagens foram avaliadas com o auxílio de um microscópio ótico. Os espectros de difração para cada condição também foram avaliados. As medidas de raios-x foram realizadas sob as mesmas condições descritas para o cálculo da tensão residual à exceção do intervalo angular utilizado que variou de  $10^\circ\text{-}152^\circ$  e do tempo de contagem de 3s. A partir difratogramas fez-se uma avaliação da fração volumétrica das fases pelo método das áreas. O programa de refinamento CELREF [9] também foi utilizado para observação de possíveis mudanças nos parâmetros de rede das fases presentes.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Tensão Residual

Na figura 1 são mostrados os perfis dos picos de difração da fase austenítica, plano 420, para as diferentes inclinações das amostras. A partir de uma análise visual preliminar observa-se que para a amostra CR, o deslocamento dos centros dos picos para altos ângulos é mais acentuado. Tal observação indica o material está sob um estado de tensões compressivo. Para as amostras que sofreram tratamento térmico este deslocamento foi menor e na direção de baixos ângulos, à exceção das amostras tratadas termicamente por 10 min e 8 h resfriadas ao ar. Para as amostras 10A e 8A o deslocamento foi mais acentuado e indicam um maior relaxamento das tensões. Observa-se também a presença de um segundo pico na amostra 10A que pode estar relacionado a presença de óxidos superficiais não removidos pelo desbaste eletrolítico.

\* 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.



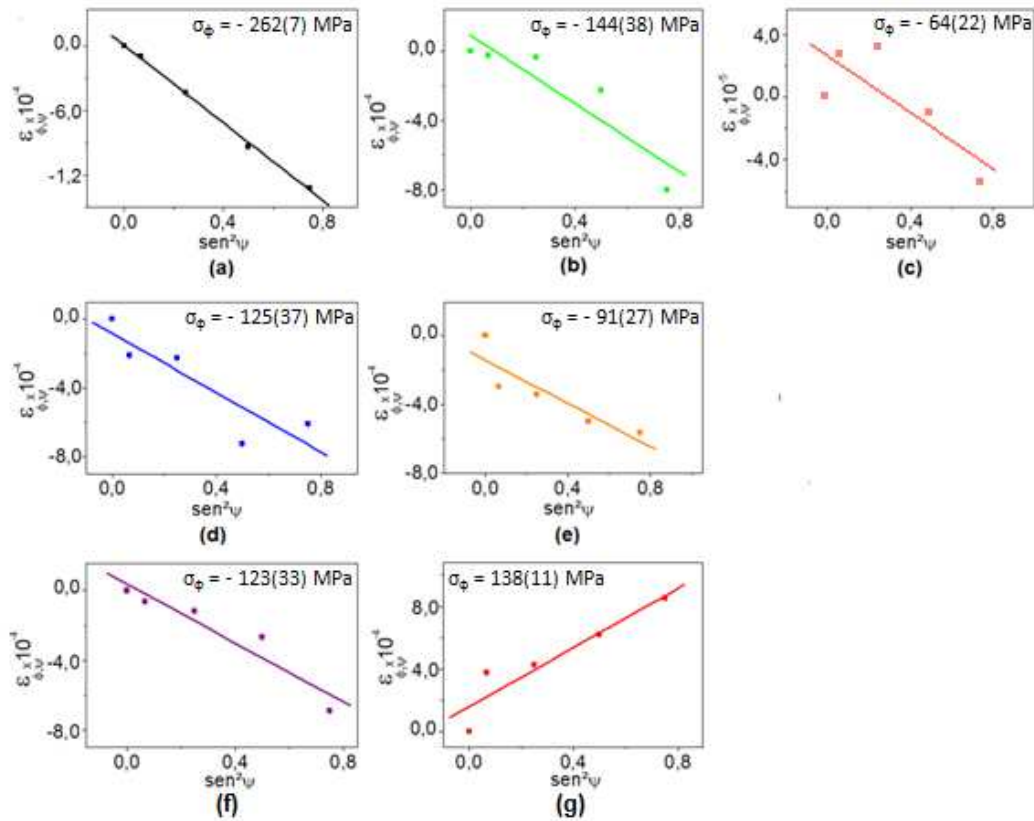
**Figura 1.** Perfil dos picos de difração 420 da fase austenita para os ângulos  $\psi = 0, 15, 30, 45$  e  $60^\circ$ ; (a) Amostra CR; (b) Amostra 10 W; (c) Amostra 10 A; (d) Amostra 20 W; (e) Amostra 20 A; (f) Amostra 8 W; (g) Amostra 8 A.

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 2.

O deslocamento do pico para altos ângulos, figura 1-a e a inclinação decrescente da reta, figura 2-a, confirmam o estado de tensões compressivo 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].

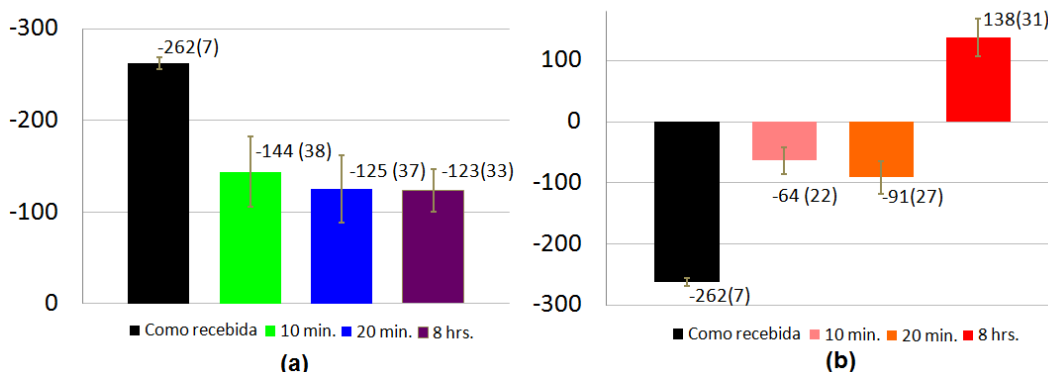
Para as amostras tratadas termicamente de um modo geral observou-se que com o aumento do tempo de tratamento térmico as tensões tendem a ser relaxadas (menor inclinação da reta), porém esse efeito é mais pronunciado para as amostras resfriadas ao ar. O resfriamento em água do mar pouco influenciou o estado de tensões das amostras. Este comportamento é melhor visualizado com o auxílio de gráficos de barras, figura 3- a.

\* 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 2.** 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.

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 3-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.



**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.

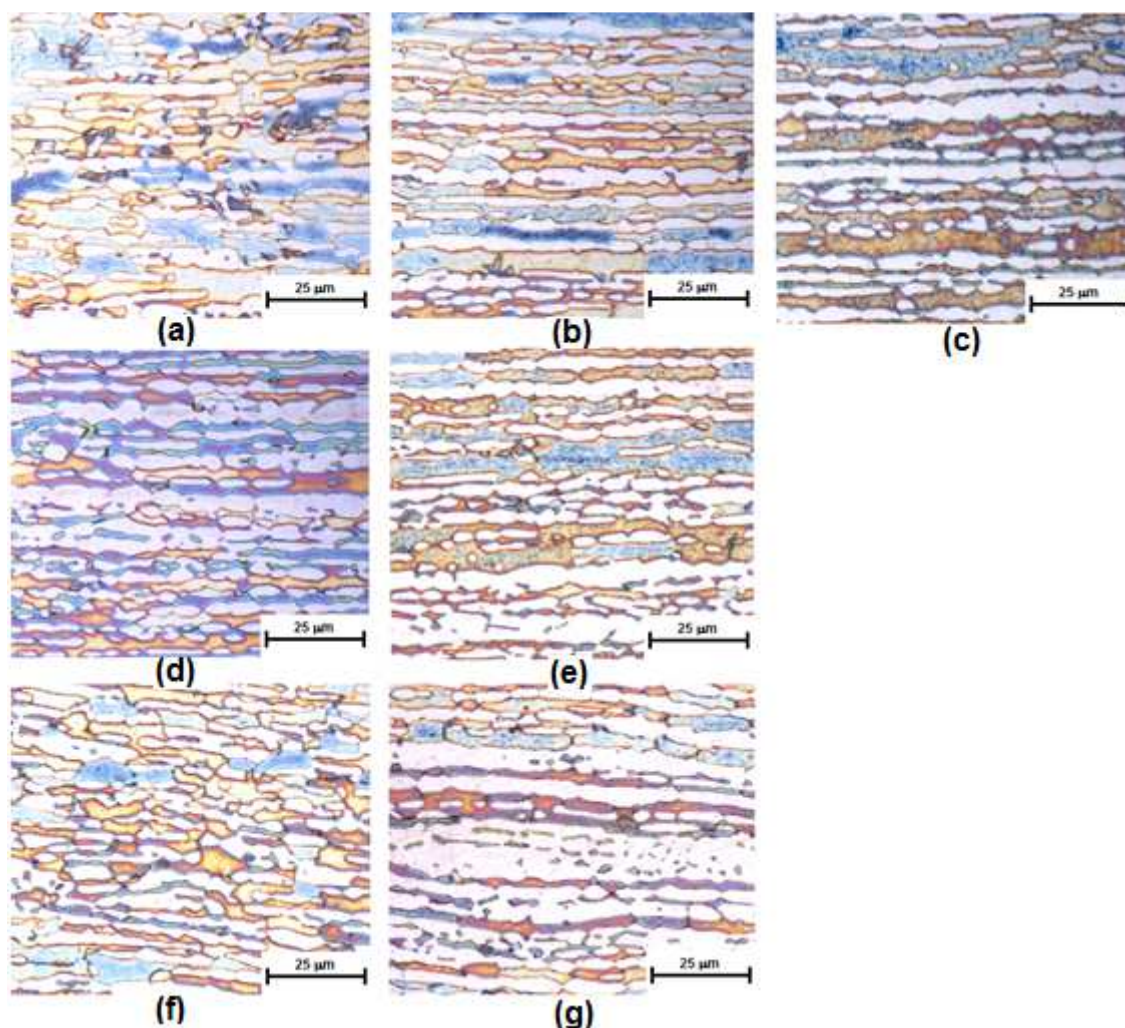
A influência do tempo de encharque está relacionada à difusão dos elementos de liga, movimentação de defeitos, aumento do tamanho de grão e oxidação do material, porém é o resfriamento o fator mais importante, pois determina a estrutura

\* 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.

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 [10]. 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.

### 3.2 Caracterização Microestrutural

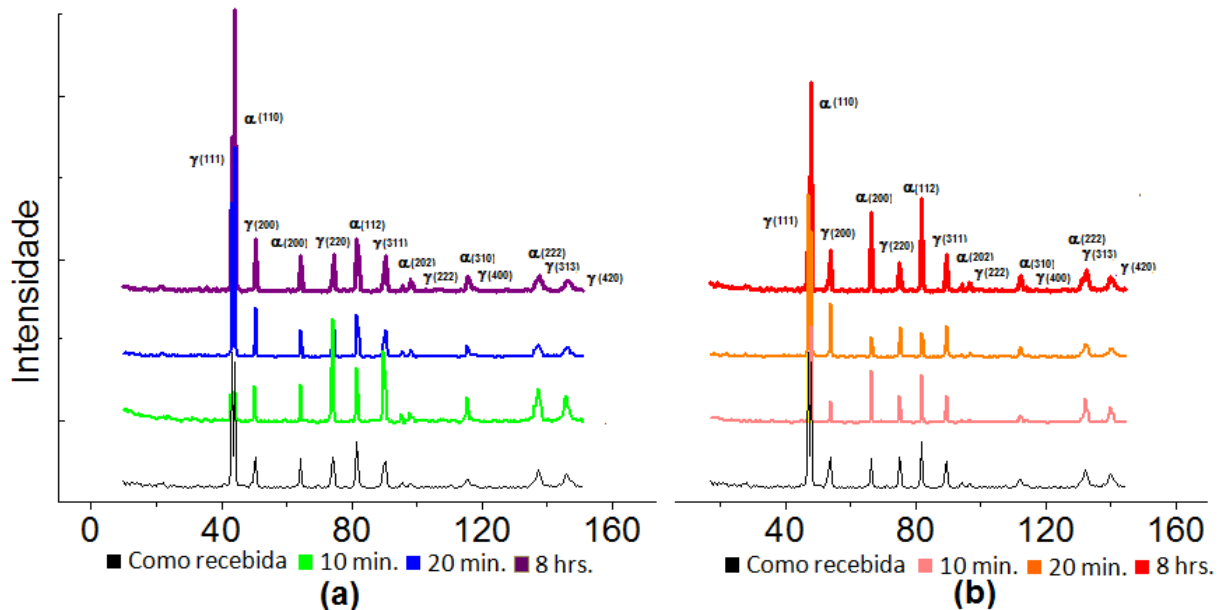
As micrografias de cada amostra analisada são mostradas na figura 4. Não foram observadas formação de fases deletérias, nas condições em estudo, uma vez que para liga UNS S32304 longos períodos de tempo ou elevadas temperaturas diferente são necessários para a formação dessas fases. Isto se confirma com os espectros de difração no intervalo angulo de 10 a 152°, figura 5, onde só aparecem os picos das fases ferrita e austenita. Além disso, os parâmetros de redes das fases presentes (tabela 4) confirmam a simetria cristalográfica das fases considerando as incertezas.



**Figura 4.** Microestrutura das amostras analisadas. Ataque KOH 10N. A ferrita apresenta diferentes colorações, enquanto a fase austenítica não é atacada. Aumento de 500x. (a) Amostra CR; (b)

\* 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.

Amostra 10 W; (c) Amostra 10 A; (d) Amostra 20 W; (e) Amostra 20 A; (f) Amostra 8 W; (g) Amostra 8 A.



**Figura 5.** Espectros de difração de raios X normalizados segundo o valor máximo de intensidade do plano 111 da austenita no intervalo angular de 10 à 152° indicando as fases presente. (a) Amostras resfriadas em água do mar; (b) Amostras resfriadas ao ar.

**Tabela 4.** Parâmetros de rede obtidos a partir do refinamento dos espectros de raios-x.

Grupo	Amostras	Austenita	Ferrita
CR	CR	a = 3,603 (1)	a = 2,868 (8)
10	10A	a = 3,598 (6)	a = 2,876 (6)
	10W	a = 3,601 (6)	a = 2,879 (2)
20	20A	a = 3,601 (2)	a = 2,873 (4)
	20W	a = 3,601 (2)	a = 2,875 (2)
8	8A	a = 3,600 (2)	a = 2,878 (2)
	8W	a = 3,599 (2)	a = 2,877 (1)

Parâmetros de referência: [11]

Na etapa de laminação à quente dos aços inoxidáveis duplex, as fases ferrítica e austenítica são conformadas segundo as suas orientações mais compactas, representadas aqui pelos planos (110) e (111), sendo a textura da ferrita maior (maior intensidade do pico) devido a sua maior energia de empilhamento que permite a recuperação dinâmica durante o processo permanecendo os grãos mais alongados, quando comparada à austenita. Não se observou, também, a completa quebra da textura das amostras. Pelas micrografias (figura 4) os grãos permanecem orientados segundo a direção de laminação e os picos mais intensos (figura 5) ainda são os (110) e (111). Porém, com a variação no tempo de encharque, planos que antes apresentavam uma baixa intensidade de difração ficaram mais intensos, indicando uma reorganização da estrutura.

Com o tratamento térmico a 600°C, as amostras passam por um processo de recozimento para alívio de tensões. A intensidade dos picos aumenta mais do que para a condição de resfriamento em água do mar, figura 5-a, mostrado uma maior reorganização dos cristais para esta condição, o que é esperado, uma vez que neste caso o resfriamento é menos severo. Durante este tipo de tratamento térmico as principais transformações que ocorrem no material são a recuperação e a

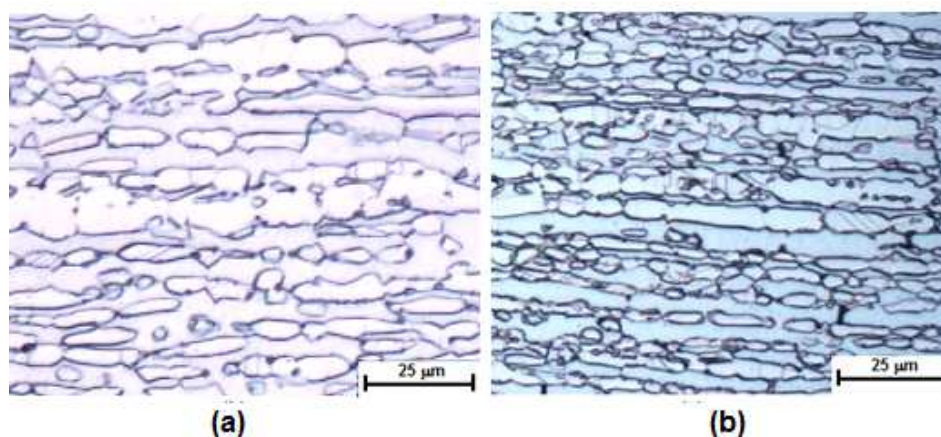
\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



recristalização das fases encruadas. Quando o recozimento é isotérmico, a energia armazenada na forma de defeitos é liberada desde o início do ciclo. Este processo é conhecido como recuperação e se caracteriza pela eliminação de defeitos, com restauração das propriedades físicas e mecânicas do material, mas sem mudança na microestrutura do material [12].

O ataque com ácido oxálico, figura 6, revelou a presença de maclas de recozimento na austenita em todas as condições avaliadas. A presença desses defeitos está associada ao processo anterior de laminação a quente. Os mecanismos de deformação da austenita e da ferrita são bem distintos. Enquanto a ferrita apresenta uma alta energia de falha de empilhamento (EFE) permitindo um fácil empilhamento de discordâncias e deslizamento cruzado, a austenita apresenta uma baixa EFE o que dificulta a movimentação de discordâncias. Assim, a distribuição de deformação não é uniforme. A ferrita dúctil sofre recuperação durante aquecimento, indicada microestruturalmente pela permanência da forma alongada dos grãos, e a austenita sofre recristalização quando a deformação crítica é atingida [13,14].

A maclação de recozimento é um processo de transformação reconstrutivo, ou seja, a alteração da estrutura ocorre pela difusão dos átomos causando mudanças na densidade devido à variações volumétricas elásticas relacionadas à componente hidrostática de tensões [3]. Forma-se na austenita devido a sua menor EFE e colocam mais planos de deslizamento em orientações favoráveis ao deslizamento, reduzindo a deformação residual [15].



**Figura 6.** Maclas de recozimento. (a) Amostra como recebida. (b) Amostra tratada termicamente a 8 horas e resfriamento ao ar. Microscopia ótica, aumento de 500x, ataque com ácido oxálico 10%.

A taxa de difusão dos elementos de liga presentes em cada uma das fases do material é diferente, sendo cerca de 100 vezes maior para a ferrita [1]. Assim variações no tempo podem levar a variações nas proporções das fases associadas à alterações no particionamento dos elementos de liga. Para materiais multifásicos cada fase apresenta diferentes coeficientes de expansão térmica e módulos de elasticidade, assim além das diferentes taxas de resfriamento e aquecimento, a fase mais resistente sofrerá deformação elástica e a fase mais dúctil, inicialmente, deformará elasticamente e em seguida plasticamente. Logo com o resfriamento a fase resistente será tracionada e a dúctil comprimida [16]. Portanto, uma variação no teor de fases presentes influencia as medidas de tensão residual. Na tabela 5, a seguir, são mostrados os resultados utilizando o método das áreas.

\* 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.

**Tabela 6.** Resultados da fração volumétrica das fases presentes.

Grupo	Amostra	Ferrita	Austenita	Oxidos
CR	CR	0,49(8)	0,51(8)	
10	10W	0,37(6)	0,60(6)	0,03(6)
	10A	0,47(9)	0,40(9)	0,09(9)
20	20W	0,37(5)	0,63(5)	
	20A	0,34(9)	0,66(9)	
8	8W	0,47(6)	0,53(6)	
	8A	0,49(7)	0,51(7)	

Observa-se que, levando-se em consideração as incertezas das medidas, não houve variação significativa na fração volumétrica das fases. Assim na condição de 600°C o processo de difusão é pouco influente sobre o particionamento dos elementos de liga que levariam a um desbalanceamento das fases presentes. Com esta análise também se observou a presença de alguns óxidos superficiais que não foram removidos pelo procedimento de desbaste eletrolítico.

#### 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 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. Não foram observadas variações microestruturais significativas, mas as variações de intensidade dos espectros de difração indicam uma reorganização da estrutura. 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.

#### 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.

#### REFERÊNCIAS

- 1 Gunn RN. Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications. 3<sup>a</sup> 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.

\* 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.

- 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. Brahamski C. Wronski S. Wierzbanski 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 Laugier J. Bochu B. CELREF 3: graphical unit cell refinement software. Grenoble: Laboratoire des Matériaux et du Génie Physique, École Nationale Supérieure de Physique de (INPG); 2003.
- 10 Chiaverini V. Aços e ferros fundidos. 6<sup>a</sup> edição. São Paulo: ABM; 1988.
- 11 Nilson JO. Jonsson P. Wilson A. formation of secondary austenite in superduplex stainless steel weld metal and its dependence on chemical composition. Conference Duplex Stainless Steels'94. Glasgow. 1994.
- 12 Reed-Hill RE. Princípios de metalurgia física. 2<sup>a</sup> edição. Rio de Janeiro: Guanabara Dois; 1982.
- 13 Badji R. Bacroix B. Bouabdallah M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds. Materials Characterization. 2011; 62: 833-843.
- 14 Yang Y. Yan B. The microstructure and low behavior of 2205 duplex stainless steels during high temperature compression deformation. Materials Science & Engineering A. 2013; 579: 194-201.
- 15 Parag MA. Vivekanand KK. Venkata M. Samajdar I. Journal Nuclear Materials. 2013; 432: 243-251.
- 16 Verlinden B. Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials. Amsterdam: Elsevier, 2007.

---

\* 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.