

## INFLUÊNCIA DO ENXOFRE NA TRABALHABILIDADE A QUENTE DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX<sup>1</sup>

Margareth Spangler Andrade<sup>2</sup>  
Nilton José Lucinda de Oliveira<sup>3</sup>  
Adir Garcia Reis<sup>4</sup>  
Tarcísio Reis de Oliveira<sup>5</sup>

### Resumo

O objetivo deste trabalho foi investigar o comportamento, durante a conformação a quente, de dois aços inoxidáveis duplex do tipo UNS S32304 com diferentes teores de enxofre. Foram realizados ensaios de torção a quente utilizando deformações em resfriamento contínuo e ensaios isotérmicos com deformações múltiplas, seguidos de resfriamento rápido. Foi observado que a diminuição do teor de enxofre do aço de 36 para 4 ppm resultou em aumento significativo na ductilidade a quente em temperaturas de deformação isotérmica inferiores a 1150°C. A fragilidade do aço com teor mais elevado de enxofre parece estar relacionada à presença de sulfetos de manganês globulares próximos da interface austenita-ferrita. Nas temperaturas de deformação isotérmica de 1150 e 1200°C, os dois aços inoxidáveis duplex apresentaram comportamento igualmente dúctil.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis duplex; Ductilidade a quente; Ensaios de torção; Simulação de laminação.

### INFLUENCE OF SULPHUR ON THE HOT WORKABILITY OF DUPLEX STAINLESS STEELS

### Abstract

The objective of this work was to investigate the hot workability of two UNS S32304 duplex stainless steel with different sulphur contents. Torsion tests were carried out using deformations in continuous cooling and isothermal tests, with multiple strains, followed by rapid cooling. It was observed that decreasing the sulfur content of the steel from 36 to 4 ppm resulted in significant increase in ductility in the isothermal deformation temperatures below 1150°C. The low ductility of higher content sulfur steel could be related to the presence of globular manganese sulfides close to the austenite-ferrite interface. At high deformation temperatures, 1150 and 1200°C, the two duplex stainless steels exhibited similar ductile behavior.

**Keywords:** Duplex stainless steels; Hot ductility; Torsion tests; Hot rolling simulation.

<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> Física. Dr. Pesquisadora em Tecnologia. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>3</sup> Engenheiro metalúrgico. MSc. Pesquisador em Tecnologia. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>4</sup> Matemático.. Mestrando da REDEMAT-UFOP. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>5</sup> Engenheiro mecânico. Dr. Pesquisador. Centro de Pesquisas da Aperam South America. Timóteo, MG, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

A presença das fases austenita e ferrita na estrutura dos aços inoxidáveis duplex resulta em alta resistência na temperatura ambiente, boa soldabilidade e resistência à corrosão sob condições severas, o que permite sua aplicação nas indústrias de papel e celulose, óleo, gás e petroquímica. Entretanto, a ductilidade a quente dos aços inoxidáveis duplex é reduzida, quando comparada com a dos aços austeníticos ou ferríticos, por causa do trincamento entre as fases que se origina das concentrações de deformação nas interfaces ferrita/austenita e do excesso de partição da deformação para a fase ferrita.<sup>(1,2)</sup> A ferrita apresenta uma menor tensão de fluxo que a austenita e excepcional deformação na fratura, tanto no ferro puro até 910°C, quanto em ligas Fe-Cr ou Fe-Si até temperaturas muito altas<sup>(1)</sup>. Estas propriedades têm origem na facilidade da ferrita de recuperar-se dinamicamente, o que resulta na aniquilação de uma maior fração das deslocamentos geradas durante a deformação. Por outro lado, a austenita (cúbica de face centrada com baixa energia de falha de empilhamento) sofre limitada recuperação dinâmica durante a deformação a quente. As grandes variações na densidade de deslocamentos dão origem a nucleação e crescimento de novos grãos como recristalização dinâmica.<sup>(1,2)</sup> A resistência a quente de uma estrutura duplex é geralmente maior do que a de cada uma das fases porque o escorregamento mútuo é restringido entre fases que se deformam em diferentes sistemas de escorregamento.<sup>(1)</sup> Na ferrita, a recuperação dinâmica é reduzida pela geometria estreita da fase e não pode ocorrer efetivamente nos pontos tríplexes, desde que um dos grãos seja austenita.<sup>(1,3)</sup> Por outro lado, na austenita, a recristalização dinâmica ou estática não pode se nuclear facilmente pequena área de contorno de grãos nas regiões de fase estreita e alongada ou nos contornos entre as fases. Consequentemente, o efeito benéfico da migração dos contornos de grãos é severamente reduzido. Além disto, a migração muito limitada dos contornos entre as fases é incapaz de retardar o trincamento nas interfaces.<sup>(1)</sup> Faria et al.<sup>(4)</sup> relacionam o defeito serrilhamento de bordas e lascas, em bobinas laminadas a quente de aços inoxidáveis duplex, com trincas de canto que ocorrem nas placas durante a laminação a quente. Estes autores sugerem que, além de práticas apropriadas de laminação como pré-laminação das placas e maior deformação em altas temperaturas, a diminuição de impurezas tais como S, C, P, N e O melhoram a trabalhabilidade a quente dos aços inoxidáveis duplex. A motivação para o presente trabalho foi verificar a influência do enxofre na ductilidade a quente, considerando que alguns estudos sobre o assunto utilizaram amostras com teores de enxofre acima de 100ppm.<sup>(2,3)</sup> Entretanto, os aços inoxidáveis duplex atuais são produzidos com teores de enxofre em torno de 10ppm. Os ensaios de torção são adequados para se estudar a conformação a quente, uma vez que permitem determinar temperaturas de transformação de fases, como a de início de formação de perlita, e cinética de recristalização e temperatura de não recristalização da austenita ( $T_{nr}$ ), sob condições de deformação próximas às do processamento industrial.<sup>(5-7)</sup> A simulação de laminação a quente por ensaios de torção tem sido utilizada para simular processamentos termomecânicos de chapas de aços baixo carbono, de aços baixo carbono livres de intersticiais (IF), de aços microligados ao nióbio e/ou titânio, aços alto carbono e aços inoxidáveis.<sup>(8-17)</sup> O objetivo deste trabalho foi investigar o comportamento, durante a conformação a quente, de dois aços inoxidáveis duplex do tipo UNS S32304 com diferentes teores de enxofre. Foram realizados ensaios de torção a quente utilizando deformações em

resfriamento contínuo e ensaios isotérmicos com deformações múltiplas, seguidos de resfriamento rápido.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Foram utilizados dois aços inoxidáveis duplex UNS S32304 com diferentes teores de enxofre. A Tabela 1 apresenta os resultados das análises químicas das amostras (porcentagem em peso). Os aços com o teor de enxofre mais alto e mais baixo foram identificados como 2304a e 2303b, respectivamente. O aço 2304a foi produzido em forno de indução, solidificação em lingote de 50kg e forjamento para barras redondas de 30mm de diâmetro. O aço 2304b foi produzido em placas de lingotamento contínuo de 200mm de espessura e laminado a quente para chapas de 28mm de espessura. Os corpos de prova de torção foram usinados de maneira que seu comprimento útil correspondesse a um cilindro de 15 mm de comprimento por 7 mm de diâmetro.

**Tabela 1** – Composição química das amostras utilizadas (% em peso)

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
2304a	0,022	1,27	0,51	0,025	<b>36*</b>	22,8	3,49	0,46	0,6	1166*
2304b	0,019	1,35	0,39	0,028	<b>4*</b>	22,5	3,63	0,44	0,5	1128*

\* ppm

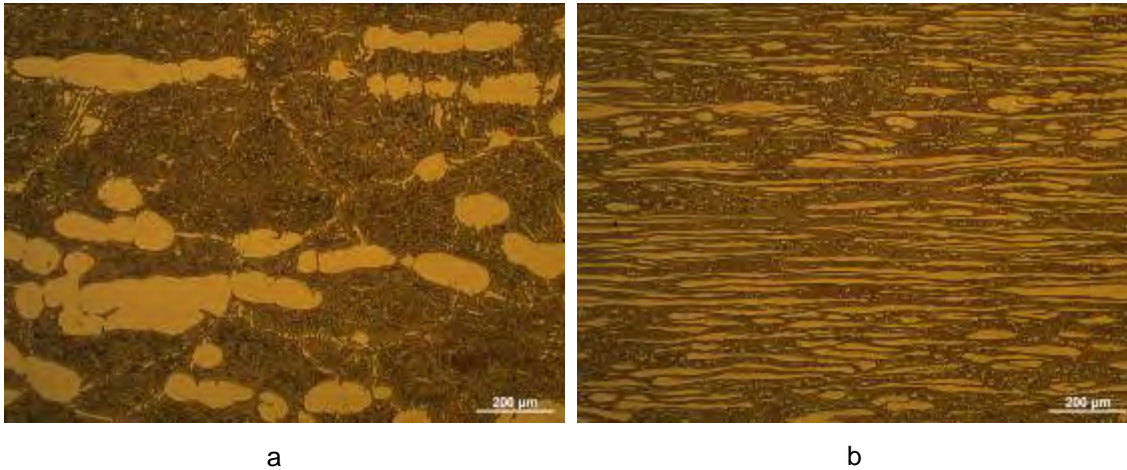
Os ensaios de torção foram realizados em um equipamento de ensaios mecânicos INSTRON 1125, equipado com módulo de torção e célula de torque com capacidade de até 2000kgf.cm. Uma bobina de indução ligada a uma fonte com controlador programável é acoplada ao redor da amostra de maneira que várias taxas de resfriamento ou aquecimento podem ser aplicadas. A amostra é protegida contra oxidação excessiva e desnitretação através da circulação de mistura de argônio e nitrogênio. A variação da taxa de resfriamento é possível com o sistema de indução e utilizando-se diferentes vazões de argônio, nitrogênio ou CO<sub>2</sub> na câmara de torção. Uma interface permite a comunicação da máquina de ensaios com um microcomputador, sendo possível programar os passes de deformação a partir do microcomputador, bem como adquirir dados que permitem levantamento de curvas de tensão equivalente versus deformação equivalente.

Para a avaliação da fragilidade durante a conformação a quente, os corpos de prova de torção foram aquecidos, a 2°C/s, até 1200°C, tempo de permanência de 2 minutos, seguido de resfriamento, a 1 °C/s, até a temperatura do ensaio. Foram realizados ensaios com aplicação de deformações equivalentes de 0,2, em resfriamento contínuo a partir de 1200°C, em intervalos de 30°C. Foram também realizados ensaios isotérmicos com deformações múltiplas de 0,3 com tempo entre passes de 10s, no intervalo de temperaturas de 1200 a 900°C. A taxa de deformação utilizada em todos os ensaios foi de 0,3s<sup>-1</sup>.

Para a análise metalográfica, os corpos de prova de torção foram cortados com discos abrasivos, sendo todo o comprimento útil de 15 mm embutido. O lixamento e polimento foram realizados a partir da superfície do corpo de prova, em seção longitudinal ao seu eixo. Este procedimento foi adotado para que as observações fossem feitas o mais próximo possível da superfície do corpo de prova, já que as deformações foram calculadas para a periferia do comprimento útil deste. A preparação metalográfica foi feita de forma convencional com lixas e pasta de diamante. Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas com reagente Beraha.

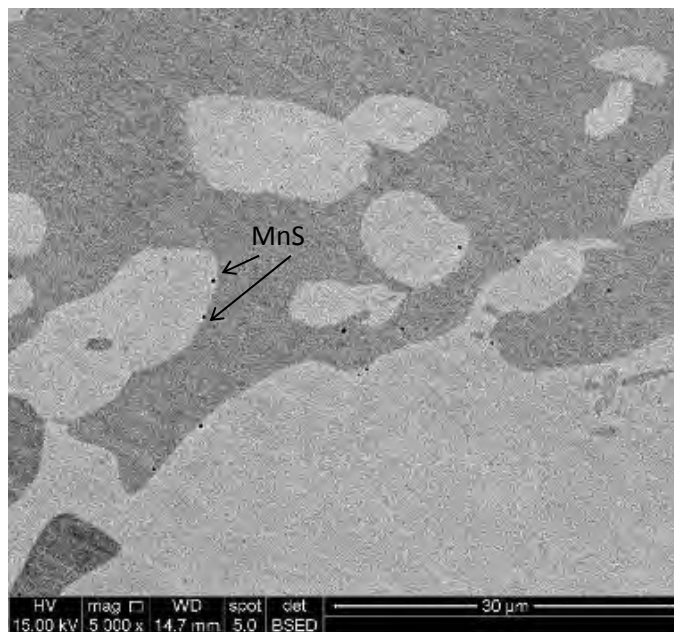
### 3 RESULTADOS

A Figura 1 apresenta as micrografias por microscopia óptica de seções paralelas às direções de deformação das amostras como recebidas. Nota-se que as microestruturas são constituídas de matriz ferrítica, marrom, e austenita com coloração clara. A fase austenítica apresenta-se mais alongada na direção de deformação no aço 2304b devido à maior redução sofrida pela placa durante a laminação a quente. A fração volumétrica de austenita é de 40% no aço 2304a e de 46% no aço 2304b.



**Figura 1.** Imagens de microscopia óptica das amostras como recebidas dos aços 2304a (a) e 2304b (b). Ataque Beraha.

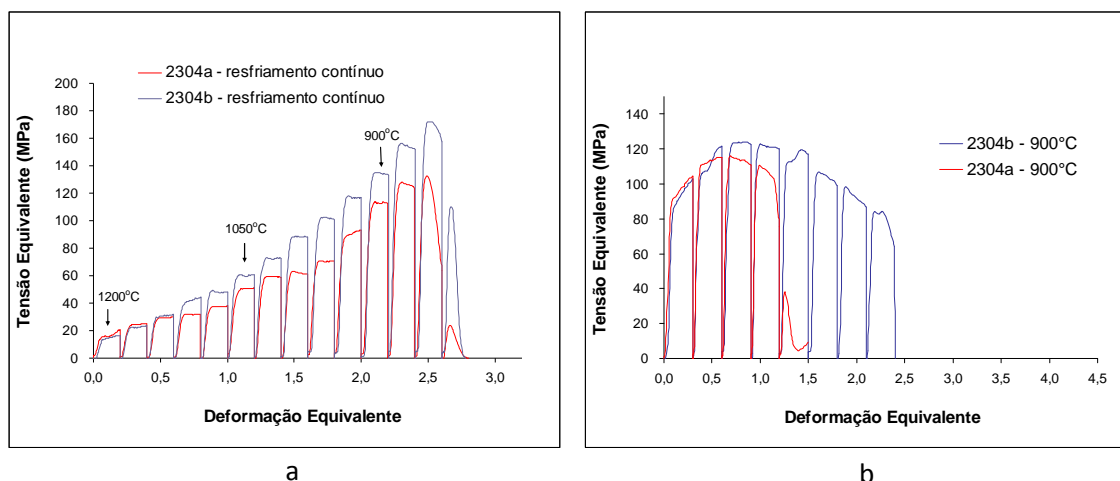
A presença de sulfetos de manganês globulares na amostra do aço duplex com enxofre mais alto foi detectada por microscopia eletrônica de varredura e microanálise química por EDS (Figura 2). Esses sulfetos, partículas com diâmetro inferior a 400nm, localizam-se preferencialmente na austenita e em regiões próximas às interfaces austenita – ferrita.



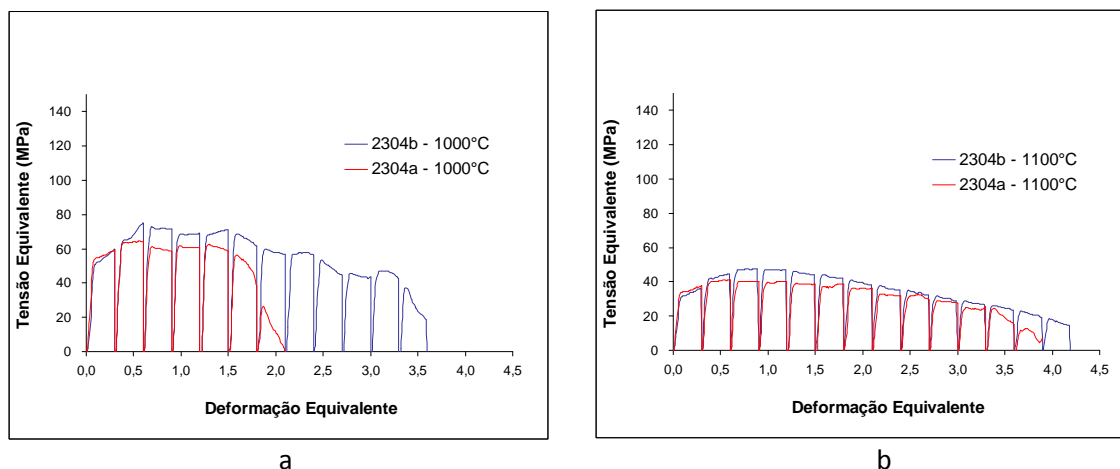
**Figura 2.** Imagem de elétrons retroespalhados da amostra do aço 2304a. As regiões mais claras correspondem à austenita. As setas indicam sulfetos de manganês. Amostra polida, sem ataque.

A Figura 3a apresenta as curvas de tensão equivalente em função da deformação para os ensaios de torção com aplicação de deformação em resfriamento contínuo. O aumento nos níveis de tensão de um passe para o seguinte é devido à queda de temperatura, com conseqüente aumento da resistência à deformação. Verifica-se nesta figura que não houve diferença significativa no comportamento dos dois aços, que apresentaram ruptura em deformação equivalente de 2,5 e temperatura de 840°C. Nota-se também que o aço 2304b teve maiores níveis de resistência à deformação em temperaturas abaixo de 1100°C.

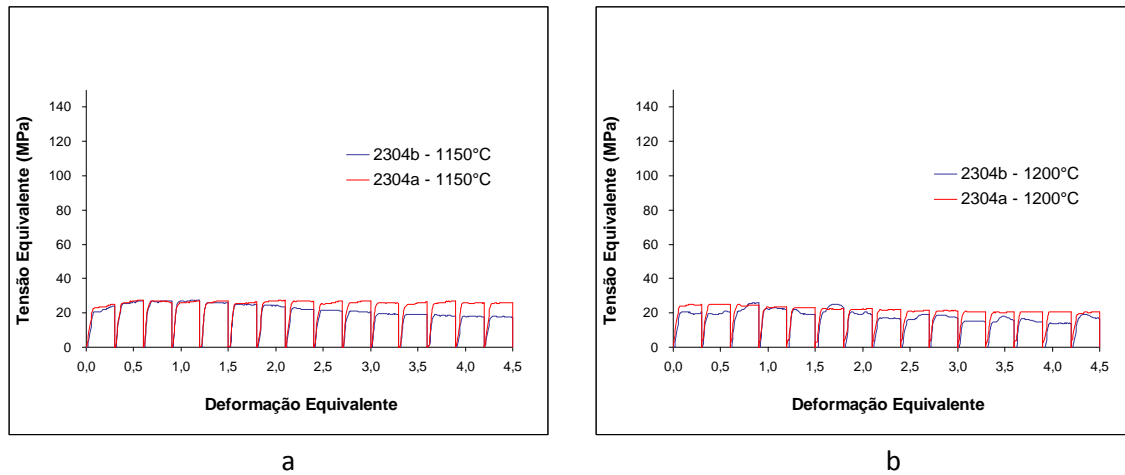
Nas Figuras 3b, 4 e 5 são apresentadas as curvas de tensão equivalente em função da deformação para os ensaios isotérmicos com deformações múltiplas de 0,3 com tempo entre passes de 10s, no intervalo de temperaturas de 1200 a 900°C. Observa-se que o aço 2304b apresentou maior deformação equivalente na ruptura que o aço 2304a, para temperaturas de deformação de 900, 1000 e 1100°C. Já para as temperaturas de 1150 e 1200°C, os dois aços apresentaram alta ductilidade a quente até a deformação total aplicada de 4,5, sem ocorrência de ruptura.



**Figura 3.** Tensão equivalente em função da deformação. (a) ciclos com aplicação de deformações em resfriamento contínuo, (b) ensaios isotérmicos a 900°C.

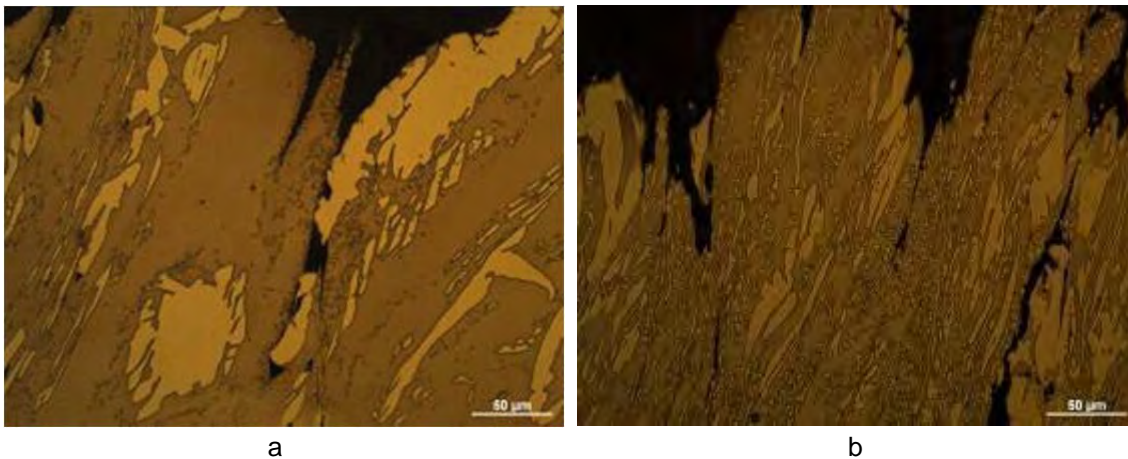


**Figura 4.** Tensão equivalente em função da deformação para os ensaios isotérmicos a 1000°C (a) e 1100°C (b).

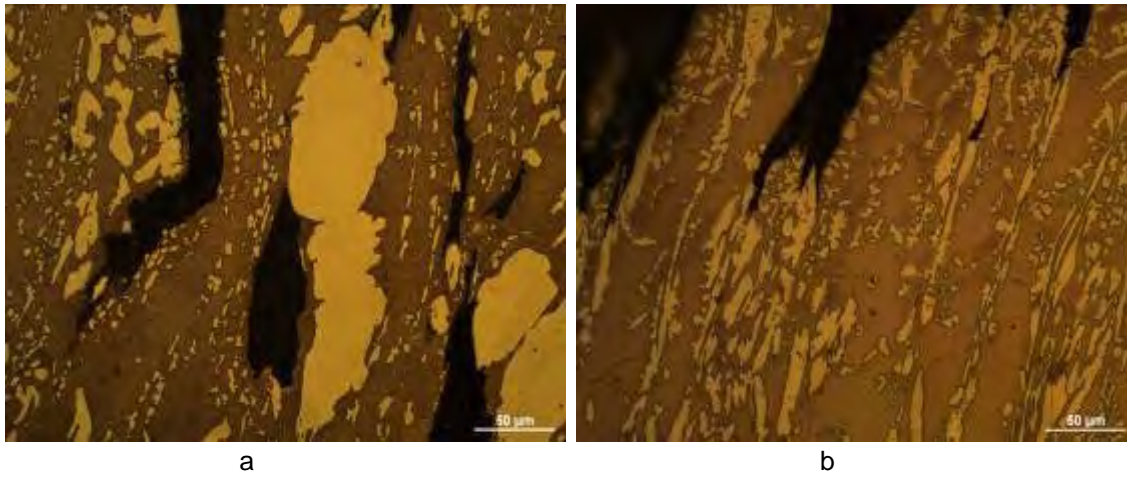


**Figura 5.** Tensão equivalente em função da deformação para os ensaios isotérmicos a 1150°C (a) e 1200°C (b).

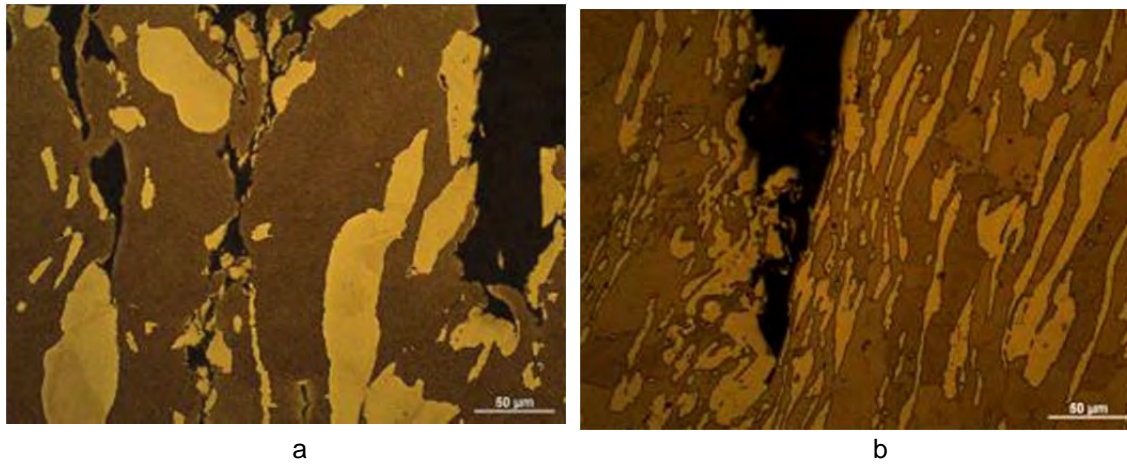
As imagens de microscopia óptica após ataque com reagente Beraha (Figuras 6 a 10) mostram que não há diferença significativa entre as microestruturas dos dois aços em cada temperatura de deformação isotérmica. Nas amostras dos ensaios realizados entre 900 e 1100°C, as microestruturas são constituídas de ferrita e austenita deformada, sendo que as regiões de austenita são maiores para o aço 2304a.



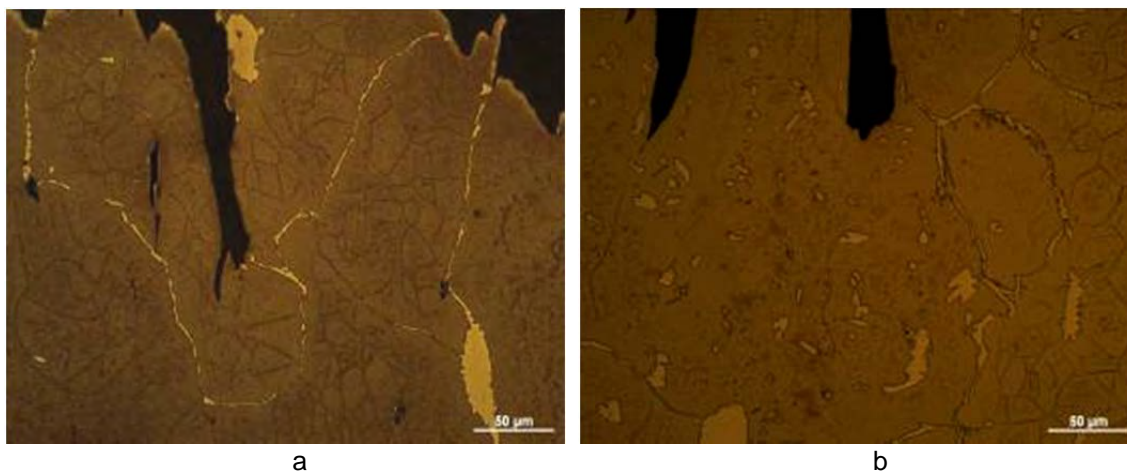
**Figura 6.** Imagens de microscopia óptica dos corpos de prova de torção após os ensaios isotérmicos a 900°C dos aços 2304a (a) e 2304b (b). Ataque Beraha.



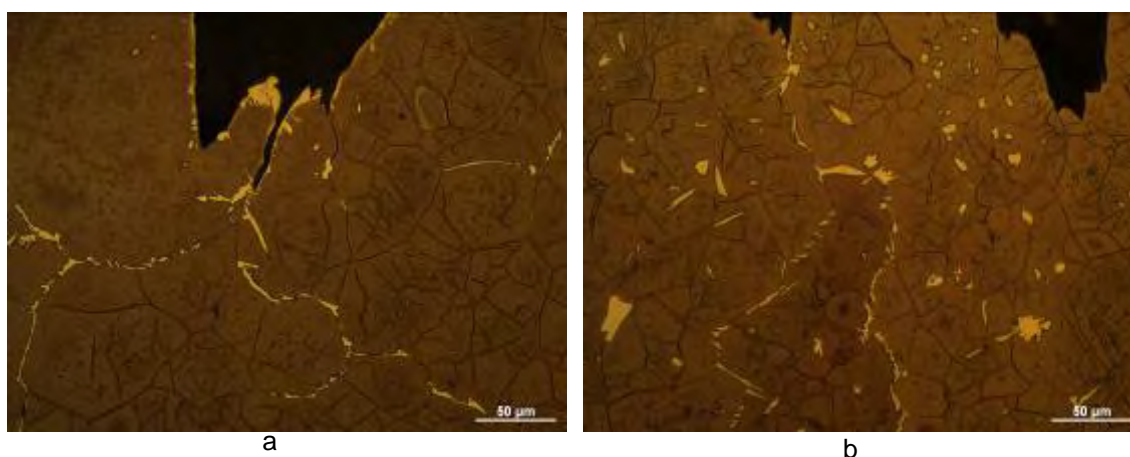
**Figura 7.** Imagens de microscopia óptica dos corpos de prova de torção após os ensaios isotérmicos a 1000°C dos aços 2304a (a) e 2304b (b). Ataque Beraha.



**Figura 8.** Imagens de microscopia óptica dos corpos de prova de torção após os ensaios isotérmicos a 1100°C dos aços 2304a (a) e 2304b (b). Ataque Beraha.



**Figura 9.** Imagens de microscopia óptica dos corpos de prova de torção após os ensaios isotérmicos a 1150°C dos aços 2304a (a) e 2304b (b). Ataque Beraha.



**Figura 10.** Imagens de microscopia óptica dos corpos de prova de torção após os ensaios isotérmicos a 1200°C dos aços 2304a (a) e 2304b (b). Ataque Beraha.

Nota-se também nessas temperaturas que as trincas estão localizadas preferencialmente nas interfaces austenita-ferrita. Nas amostras deformadas isotermicamente nas temperaturas de 1150 e 1200°C, as microestruturas dos dois aços são constituídas de pequena fração volumétrica de austenita e ferrita recuperada, conforme evidenciado pela presença de sub-grãos.

#### 4 DISCUSSÃO

O método que utiliza ensaios isotérmicos com deformações múltiplas, ou interrompidas, com intervalo de 10s entre elas foi escolhido no presente trabalho porque é o que mais se aproxima das condições de laminação a quente de desbaste de placas. Alguns autores<sup>(1-3)</sup> realizaram ensaios contínuos até a ruptura. Entretanto, apesar desses ensaios avaliarem a ductilidade em cada temperatura, estas são condições diferentes das de laminação, pois raramente se aplicam passes com deformações superiores a 0,5 no desbaste de placas. Evangelista et al<sup>(1)</sup> também realizaram ensaios isotérmicos interrompidos em aço inoxidável duplex tipo 2205 e concluíram que a diminuição das tensões médias de um passe para outro seria consequência de mecanismos de amaciamento. No presente trabalho, verificou-se, no entanto, que, em todos os ensaios nos quais ocorreu diminuição das tensões médias entre os passes, o início de estricção foi a causa da diminuição da tensão.

As microestruturas dos aços estudados apresentaram algumas diferenças em seu estado inicial, ou seja, como recebidos (Figura 1). O aço com enxofre mais alto, que foi produzido a partir de lingote de 50 kg e forjado para barras de 30mm de diâmetro, tem microestrutura constituída de matriz ferrítica e regiões de austenita pouco deformada. O aço com teor de enxofre mais baixo, que foi produzido a partir de placas de ligotamento contínuo de 200mm de espessura e laminada para chapa de 28mm, apresenta os mesmos constituintes com a diferença de a austenita estar mais deformada e a microestrututa apresentar-se mais fina que no outro aço.

A diferença mais relevante nas microestruturas iniciais foi a presença de sulfetos de manganês globulares na amostra do aço de enxofre mais alto (Figura 2). Esses sulfetos, partículas com diâmetro em torno de 400nm, se localizam preferencialmente na austenita e em regiões próximas às interfaces austenita – ferrita. A presença do sulfeto de manganês, que não foi observado no aço de teor de enxofre de 4ppm, evidencia que ocorreu segregação de enxofre para a interface das fases conforme sugerido por Faria et al.<sup>(4)</sup>. Esta segregação pode ser a causa do



aço 2304b apresentar maior deformação equivalente na ruptura que o aço 2304a, para temperaturas de deformação de 900, 1000 e 1100°C, conforme observado nas Figuras 3b, 4a e 4b.

Como era esperado e já relatado por outros autores,<sup>(1-3)</sup> os dois aços apresentaram comportamento totalmente dúctil nas temperaturas de 1150 e 1200°C, resultado do amaciamento por recuperação dinâmica em todos os passes, o que pode ser comprovado pela forma das curvas de tensão equivalente em função da deformação da Figura 5 e das microestruturas das Figuras 9 e 10 constituídas de ferrita recuperada com presença de sub-grãos e pequena fração volumétrica de austenita. Neste caso, não ocorreu influência da segregação de enxofre, já que ela teria efeito fragilizante apenas na interface austenita-ferrita.<sup>(4)</sup> Os aços deste trabalho comportaram-se de maneira mais dúctil que os aços do artigo de Evangelista et al.,<sup>(1)</sup> mesmo levando-se em conta as diferenças na metodologia. Esta diferença pode ser explicada pelas frações volumétricas mais elevadas de austenita encontradas por estes autores, principalmente a 1150 e 1200°C, e também pelo teor de enxofre do aço 2304b que é 7 vezes menor do que o dos aços utilizados pelos referidos autores.

Em temperaturas de ensaio abaixo de 1150°C, a fração volumétrica da austenita aumenta, causando encruamento acumulado nos dois primeiros passes, conforme mostrado nas Figuras 3b, 4a e 4b. Nos dois passes seguintes, observa-se recuperação dinâmica seguida de queda da tensão nos passes seguintes, evidenciando o início da ruptura do corpo de prova. O trincamento ocorre preferencialmente nas interfaces austenita-ferrita, como mostrado nas microestruturas das Figuras 6, 7 e 8 em acordo com a literatura.<sup>(1-3)</sup>

É importante notar que, pela técnica utilizada neste trabalho, com uso de fluxo de uma mistura de argônio e nitrogênio na câmara de torção, foi possível evitar a desnitreção da superfície do corpo de prova (Figuras 6 a 10). A desnitreção desestabiliza a austenita que se transforma em ferrita, dificultando a observação da microestrutura duplex na superfície do corpo de prova que é a região de maior deformação por torção. Foi necessário estabelecer uma mistura de equilíbrio, pois uma maior porcentagem de nitrogênio causa nitreção, que aumenta a fração volumétrica de austenita. Logo depois da última deformação, a mistura de argônio e nitrogênio é substituída por dióxido de carbono com alta vazão, possibilitando o resfriamento rápido e preservação da microestrutura do corpo de prova. Esta técnica foi desenvolvida para a simulação de laminação a quente de aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados que também são duplex nas temperaturas usuais de laminação.<sup>(16)</sup>

## 5 CONCLUSÃO

A diminuição do teor de enxofre do aço inoxidável duplex 2304 de 36 para 4 ppm resultou em aumento significativo na ductilidade a quente em temperaturas de deformação isotérmica inferiores a 1150°C.

A fragilidade mais elevada do aço com maior teor de enxofre parece estar relacionada com a segregação de enxofre para a região da interface austenita-ferrita.

As curvas de tensão equivalente em função da deformação nos ensaios isotérmicos nas temperaturas de 900, 1000 e 1100°C mostram que ocorre encruamento acumulado nos primeiros passes, seguido de recuperação em 2 ou 3 passes e início da ruptura evidenciada pela diminuição da tensão equivalente. Análises

metalográficas por microscopia óptica confirmaram que, para estas temperaturas, o trincamento ocorre preferencialmente nas interfaces austenita-ferrita.

Nas temperaturas de deformação isotérmica de 1150 e 1200°C, os dois aços inoxidáveis duplex apresentaram comportamento dúctil, independente do teor de enxofre, devido à pequena fração volumétrica da austenita. Foi comprovada a ocorrência de recuperação dinâmica em todos os passes nestas temperaturas tanto pela forma das curvas de tensão equivalente em função da deformação quanto pela presença de sub-grãos nas microestruturas.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia-CBMM pelo apoio financeiro e logístico e à Aperam South America pelo apoio técnico e fornecimento de amostras. MSA agradece ao CNPq pela bolsa de produtividade DT e a Fapemig.

## REFERÊNCIAS

- 1 EVANGELISTA, E. et. al. Hot workability of 2304 and 2205 duplex stainless steels. Canadian Metallurgical Quarterly, Canadá, v. 43, n. 3, p. 339-354, dez.2003.
- 2 BALANCIN, O.; HOFFMANN, W. A. M.; JONAS, J. J. Influence of Microstructure on the Flow Behavior of Duplex Stainless Steels at High Temperatures, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 1353 – 1364, maio 2000.
- 3 CIZEK, P., WYNNE, B.P. A mechanism of ferrite softening in a duplex stainless steel deformed in hot torsion, Materials Science and Engineering, v. A230, p. 88-94, mar.1997.
- 4 FARIA, R.A. et al. “The experience of ArcelorMittal Inox Brasil in the production of duplex stainless steel”, In: Duplex Conference 2010, Beaune, France, October 2010.
- 5 BORATTO, et al. “Projeto de Esquemas de Laminação Controlada Através de Ensaio de Torção Computadorizado”, COLAM-ABM, Setembro de 1987, São Paulo.
- 6 BARBOSA, R.A.M.N., BORATTO, F. e SANTOS, D. Fundamentos da Laminação Controlada, E.E da UFMG, Belo Horizonte, 1989.
- 7 WEISS, J.J. JONAS, P.J. HUNT, G.E. Ruddle. “Simulation of Plate Rolling on a Computerized Hot Torsion Machine and Comparison with Mill Results”, Proceedings International Conference of Steel Rolling, Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, October 1980, p. 1225-1236.
- 8 COTA, A.B., MODENESI P.J., BARBOSA, R., SANTOS D.B., Temperaturas de Transformação no Resfriamento Contínuo Determinadas através de Ensaio de Torção em um Aço Bainítico de Baixo Carbono. Revista Virtual Matéria, v.03 n.2, 1999. 6pp.
- 9 COTA, A.B., BARBOSA, R., SANTOS, D.B., Simulation of the Controlled Rolling and Accelerated Cooling of a Bainitic Steel Using Torsion Testing, Journal of Materials Processing Technology, vol 100, 2000, pp. 156-162.
- 10 VILELA, J.J., BARBOSA, R., Prediction of Stress Strain Curves of Hot Deformed IF Austenite, ISIJ International, vol. 42 (2002), no. 3, pp. 319-321.
- 11 PINHEIRO, I. P., BARBOSA, R., CETLIN, P.R., A Importância do Caminho de Deformação nos Processos de Restauração a Quente do Aço Livre de Intersticiais, Metalurgia e Materiais, vol. 59 (2003), no. 532, pp. 15-18.
- 12 CHO, S.H., KANG, K.B., JONAS, J.J. Mathematical Modeling of the Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels. ISIJ International, Vol. 41(2001), No. 7, pp. 766-773.
- 13 ANDRADE, M.S.; TALARICO, M.L.; SILVA, I.F.; OLIVEIRA, N.J.L. Influência da Deformação na Precipitação da Cementita em Aços Hipereutetóides.. In: Anais do 48 Congresso Anual da ABM., 1993, RIO DE JANEIRO. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1993.

- 14 TALARICO, M.L., OLIVEIRA, N.J.L. Determinação de Temperaturas de Transformações de Fases com Aplicação de Deformações. In: 55<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, 2000, Rio de Janeiro.
- 15 VILELA, J. M. C. OLIVEIRA, N. J. L.; TALARICO, M. L.; ANDRADE, M. S.; BARBOSA, R. A. N. M.; GONÇAVES, I. N.; OLIVEIRA, T. R. Grains and Sub Grains Identification in 430 Stainless Steel With Atomic and Magnetic Force Microscopies. In: III Latin American Symposium on Scanning Probe Microscopy, 2005, Ouro Preto, 2005.
- 16 OLIVEIRA, N. J. L.; TALARICO, M. L.; ANDRADE, M. S.. Denitriding and recrystallization in ferritic stainless steel. In: V Encontro da SBPMat, 2006, Florianópolis. Proceedings do V Encontro da SBPMat.
- 17 ANDRADE, M. S.; SILVA, F. H.; VILELA, J. M. C.; OLIVEIRA, N. J. L.; MORAES, J. M. D.. Quantification of ferritic and austenitic phases in AISI 430 steel. In: V Encontro do SBPMat, 2006, Florianópolis. Proceedings do V Encontro da SBPMat.