

ALTERAÇÕES MICROESTRUTURAIS ENTRE 550°C E 650°C PARA O AÇO UNS S31803 (SAF 2205)

Ricardo Meira de Borba,
Aluno de graduação do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI
Rodrigo Magnabosco,
Professor Titular do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI

RESUMO

Este trabalho investiga as alterações microestruturais entre 550°C e 650°C para o aço UNS S31803 (SAF 2205). O material em estudo foi submetido ao tratamento térmico de envelhecimento nas temperaturas de 550°C, 600°C e 650°C nos tempos de 0,5h até 96h. A seguir, realizaram-se os ensaios de caracterização microestrutural por microscopia óptica, quantificação da fração volumétrica de ferrita por estereologia quantitativa e por ferritoscópio. Principalmente no tempo de envelhecimento de 96 h, conclui-se que ocorre precipitação da fase α' nas temperaturas de 550°C e 600°C devido à redução de ferrita magnética, se comparada àquela medida por estereologia quantitativa, e também pelo ensaio de dureza Knoop (0,05 kgf), onde nota-se um aumento de dureza da ferrita após 96h a 600°C. Estes mesmos ensaios, junto dos ensaios de análise quantitativa da fração volumétrica da fase sigma após ataque de KOH, confirmaram a precipitação desta fase nas temperaturas de 600°C e 650°C, pois a diferença da fração volumétrica de ferrita obtida pelos dois métodos descritos acima é igual ao resultado da fração volumétrica da fase sigma.

Palavras-chave: Aço inoxidável dúplex; UNS31803; Alfa linha; Fase sigma

ABSTRACT

This work investigates the microstructural changes between 550°C and 650°C for the steel UNS S31803 (SAF 2205). The studied material was cut into rectangles of 15x10mm with thickness of 3 mm, which were isothermally aged at 550°C, 600°C or 650°C in time periods up to 96 hours. Metallographic characterization was done by optical microscopy, quantitative stereology and ferritoscope analysis. Particularly at aging times of 96 hours, formation of α' phase occurred at temperatures of 550°C and 600°C due to reduction of magnetic ferrite, and also by increase of the Knoop microhardness of ferrite phase (0.01 kgf). These tests together with quantitative analysis of the volume fraction of the sigma phase after KOH etching, confirmed the precipitation of this phase at temperatures of 600°C and 650°C. It was also confirmed by the difference in volume fraction of ferrite obtained by the two methods described above, which is equal to the result of the volume fraction of the sigma phase.

Keywords: Duplex stainless steel, sigma phase, UNS31803, alpha prime

INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis apresentam em sua matriz teores de cromo livre de no mínimo de 11%, que podem formar uma película passiva, sendo esta a principal responsável por proteger o aço da ação de agentes corrosivos (SEDRICKS, 1996).

O termo 'dúplex' em Latim tem o significado de duplo, numa visão onde o aço inoxidável dúplex apresenta ambas as fases ferrita (cúbica de corpo centrada) e austenita (cúbica de face centrada), na proporção de 40 a 45% de ferrita e 55 a 60% de austenita, e essas frações são ajustadas durante a solubilização, que ocorre a uma temperatura entre 1000°C e 1200°C (NILSSON, 1997).

Por outro lado, os aços inoxidáveis dúplex são susceptíveis a precipitação de fases indesejáveis quando submetidos a envelhecimento isotérmico, processo de soldagem ou mesmo diversos tratamentos térmicos. A precipitação de novas fases pode causar no aço inoxidável dúplex redução de tenacidade e de resistência a corrosão. Sabe-se de duas principais fases que se precipitam nessas condições, a fase α' e a fase sigma (BRANDI, 1990).

A ferrita após envelhecimento a temperaturas inferiores a 475°C pode se decompor em fase α' (rica em cromo, paramagnética e não podendo ser reconhecida por ferritoscópio) e fase α (rica em ferro e sendo assim ferromagnética e reconhecida por um ferritoscópio). Constata-se que a formação da fase α' em aços próximos ao aço inoxidável dúplex UNS S31803 pode ocorrer também pela decomposição espinodal da ferrita; foi observada apenas a formação da fase α' a partir da ferrita original (MAGNABOSCO, 2007).

A formação de fase α' provoca o endurecimento dos aços dúplex por partículas finamente dispersas de α' na própria ferrita original. O surgimento da fase α' é indicado com o aumento da dureza com os tempos de envelhecimento na temperatura de 475°C, assim como a diminuição da tenacidade devido ao aumento da dureza (SOLOMON e DEVINE, 1982).

Outra fase que pode se formar no aço dúplex é a fase sigma, onde é razoável supor que sua formação se dê a partir da ferrita, pois esta tem uma composição mais semelhante a da fase

sigma sendo ambas ricas em Cr e Mo e pobres em Ni (MAGNABOSCO, 2007).

Como a difusão dos elementos de liga na ferrita ocorre muito mais rápido que na austenita, a nucleação da fase sigma ocorre preferencialmente nas interfaces de ferrita e austenita, mas seu crescimento se dá do lado ferrítico. Num aço dúplex com 0,12%C, 31%Cr e 9%Ni a morfologia maciça de sigma está muito mais presente em temperaturas mais altas (900°C) e as microestruturas lamelares estão mais presentes nas temperaturas mais baixas (700°C) (BRANDI, 1990).

Outro trabalho, (MAGNABOSCO, 2005) apresenta que até 0,1 hora de envelhecimento entre 700°C e 900°C a fase sigma é formada a partir das interfaces de ferrita com ferrita e austenita com ferrita, sendo a ferrita transformada por decomposição eutetóide, conseqüentemente gerando austenita secundária. Mas já a partir de 0,1 hora de envelhecimento, porcentagens volumétricas de ferrita e austenita decresceram mostrando que a fase sigma se transformou a partir dessas fases.

Uma razoável maneira de se avaliar a reação de formação da fase sigma é através da medição da fração volumétrica de ferrita em função do tempo para o tratamento de envelhecimento a 700°C, no qual a partir de 2 horas de envelhecimento a fração volumétrica de ferrita que era de 60% cai gradativamente para 40% já em 10 horas de envelhecimento, sendo que em 30 horas de envelhecimento a fração volumétrica de ferrita fica igual a 27% (BRANDI, 1990).

Deste modo, nota-se que há na literatura uma lacuna de informações sobre as transformações de fase entre 550°C e 650°C, foco deste trabalho.

MATERIAIS E MÉTODOS

O material em estudo (aço inoxidável dúplex UNS S31803) foi adquirido como chapa de 3 mm de espessura já laminada a 1100°C sendo posteriormente resfriada por jato forçado de ar e água. Sua composição química está discriminada na tabela 1.

Com o material já na condição solubilizada, separou-se em 18 amostras, sendo divididas em três grupos referentes às temperaturas de

envelhecimento 550°C, 600°C e 650°C, que também foram subdivididos por 6 intervalos de envelhecimento entre 0,5 hora e 96 horas. A seguir, as amostras sofreram o embutimento e posterior lixamento com granulometrias de 200, 300, 500 *mesh* e após esse passo elas seguiram para o processo de polimento com pasta de diamante de 6 µm, 3 µm e 1 µm.

Tabela 1. Composição química (% em massa) do material em estudo.

Elemento	% em massa
Cr	22,48
Ni	5,74
Mo	3,2
Mn	1,42
N	0,162
C	0,018
Si	0,35
Cu	0,15
Fe	Balanço

Para a revelação e análise quantitativa da microestrutura, primeiramente foi utilizado o reativo de Behara modificado para a diferenciação das fases ferrita e austenita, e posteriormente foi realizado o ataque eletrolítico seletivo com solução 10% de hidróxido de potássio para a identificação de possível precipitação da fase sigma nas amostras de envelhecimento a 600°C e 650°C. Outra maneira de se quantificar a fração volumétrica de ferrita foi utilizando um ferritoscópio FISCHER modelo MP30. Assim, foi possível diferenciar o valor da fração de ferrita ferromagnética α (medida por ferritoscópio) da fração total de ferrita medida por estereologia, já que o ataque de Behara não faz distinção entre a fase α e provável presença de α' , paramagnética e precipitada de forma coerente na matriz ferrítica.

As transformações microestruturais foram também acompanhadas indiretamente através de ensaio de microdureza Vickers (0,5kgf) sendo que em cada amostra foram realizadas 30 medições na seção longitudinal da amostra. Em outro ensaio, as amostras envelhecidas por 96 h a 550°C, 600°C e 650°C e a amostra solubilizada sofreram o ensaio de microdureza Knoop (0,01Kgf), sendo feita a medição da

microdureza de cada fase separadamente para diferenciações e análises como na Figura 1.

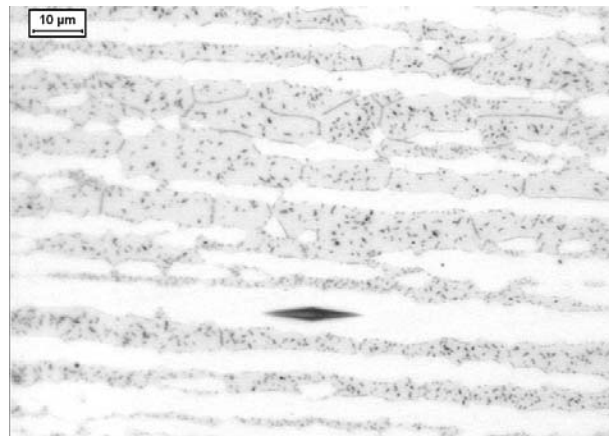


Figura 1 – Representação do método da medição da microdureza Knoop (0,05 kgf) realizada na austenita de uma amostra envelhecida a 600°C por 96h. Ferrita (cinza clara), austenita (branca) e sigma (cinza escuro) após ataque de KOH.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas figuras 2 a 4 são mostradas as microestruturas obtidas por microscopia óptica sendo a figura 2 solubilizada, a figura 3 atacada por Behara modificado após o tratamento de envelhecimento a 550°C por 96h e a figura 4 atacada com KOH após o envelhecimento por 96h a 650°C. Levando em consideração a análise através de microscopia óptica, nas figuras 2 e 3 nada se pode concluir quanto a precipitação da fase α' , apenas a revelação de austenita (clara) e ferrita (escura). Já na figura 4, o ataque de KOH revela a precipitação da fase sigma na ferrita original principalmente nas interfaces α - α e α - γ . As demais amostras envelhecidas, após o ataque de Behara modificado, apresentam microscopia óptica semelhante a da figura 2.

Nas figuras 5 a 7, têm-se os resultados das análises quantitativas da estrutura por ferritoscópio e por estereologia quantitativa da ferrita após envelhecimento e ataque de Behara modificado de todas as amostras, e também os resultados da estereologia quantitativa da fase sigma após envelhecimento e ataque de KOH para as temperaturas de envelhecimento de 600°C e 650°C. Nota-se nas figuras 5 e 6 principalmente para um tempo de envelhecimento de 96 h, uma diferença entre as frações de ferrita medidas pelos dois métodos,

onde essa diferença, de aproximadamente de 22% para a figura 5 e de 20% na Figura 6, é provavelmente devida à formação da fase α' . Observando a figura 7, tem-se novamente a diferença de medição da fração de ferrita obtida pelos dois métodos para um tempo de envelhecimento de 96 h, porém agora toda essa diferença de 16% representa a precipitação da fase sigma, pois a fração de sigma neste tempo é de 18%.

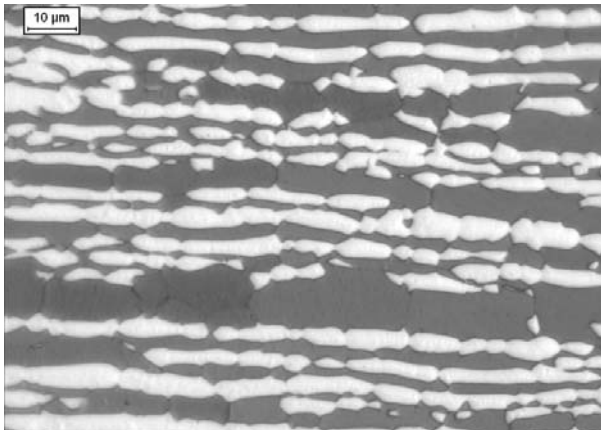


Figura 2 – Amostra solubilizada após ataque de Behara. Austenita (clara) e ferrita (escura).

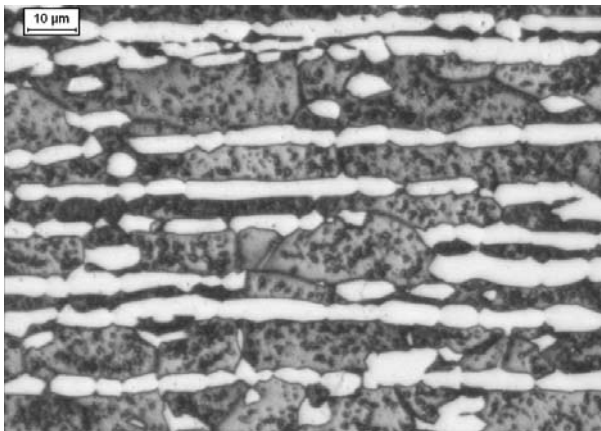


Figura 3 – Amostra envelhecida por 96h a 550°C, ataque de Behara. Austenita (clara) e ferrita (escura)

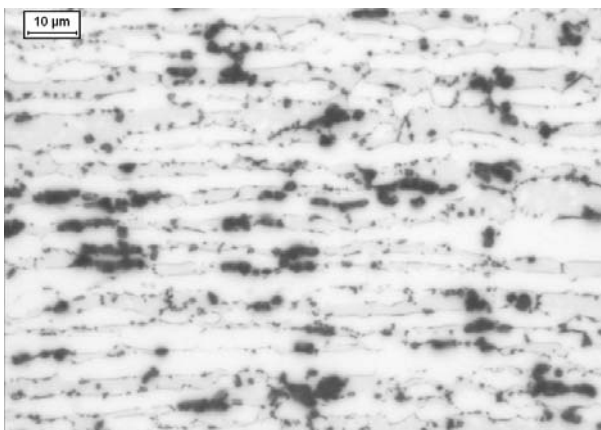


Figura 4 – Amostra envelhecida por 96h a 650°C, ataque de KOH. Austenita (branca), ferrita (cinza claro) e sigma (preto)

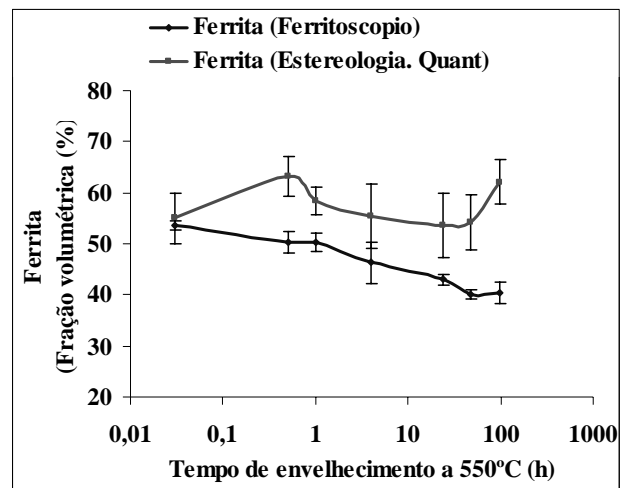


Figura 5. Fração volumétrica de ferrita em função do tempo de tratamento térmico para um envelhecimento a 550°C. Medida por ferritoscópio e estereologia quantitativa. O tempo de 0,05 h representa a amostra no estado solubilizada.

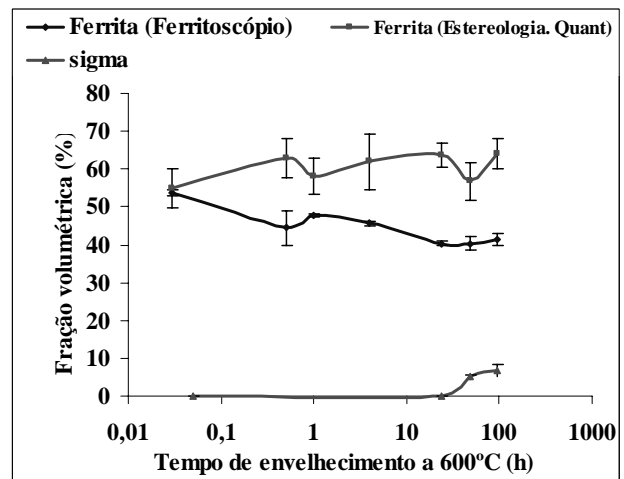


Figura 6. Fração volumétrica de ferrita e sigma em função do tempo de tratamento térmico para um envelhecimento a 600°C. Medida por ferritoscópio e estereologia quantitativa. O tempo de 0,05 h representa a amostra no estado solubilizada.

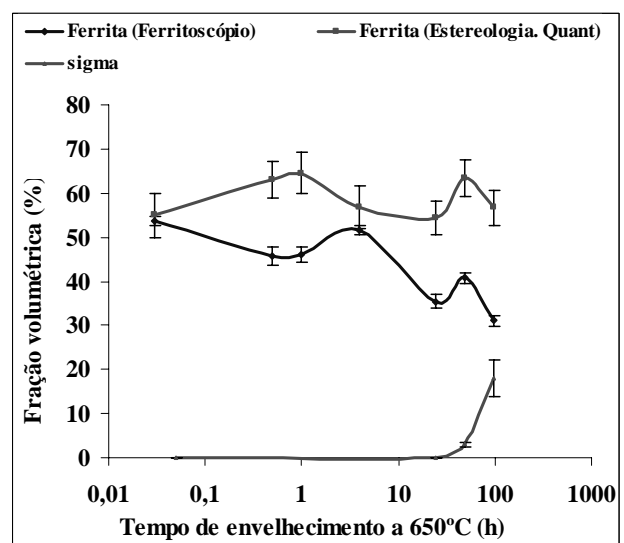


Figura 7. Fração volumétrica de ferrita e sigma em função do tempo de tratamento térmico para um envelhecimento a 650°C. Medida por ferritoscópio e estereologia quantitativa. O tempo de 0,05 h representa a amostra no estado solubilizada.

As figuras 8 a 10 representam a medição de microdureza Vickers (0,5 kgf) em função do tempo de envelhecimento. Considerando os desvios-padrão das medidas, a pequena variação de dureza encontrada entre 0,5 h e 96 h de envelhecimento não permite afirmar nada sobre alterações microestruturais.

Tem-se na figura 11 a medição de dureza Knoop (0,01kgf) de cada fase das amostras envelhecidas por 96 h nas temperaturas de 550°C, 600°C e 650°C e também a dureza da amostra solubilizada. Nota-se o aumento da dureza da ferrita entre a amostra solubilizada e a de envelhecimento a 550°C, caracterizando a precipitação da fase α' pois esta fase aumenta a dureza da ferrita original quando precipitada como partículas finamente dispersas. Já na temperatura de 650°C, o grande desvio padrão encontrado na medição da dureza da ferrita representa a presença de outra fase na ferrita, sendo essa fase a sigma, como mostrado na Figura 4.

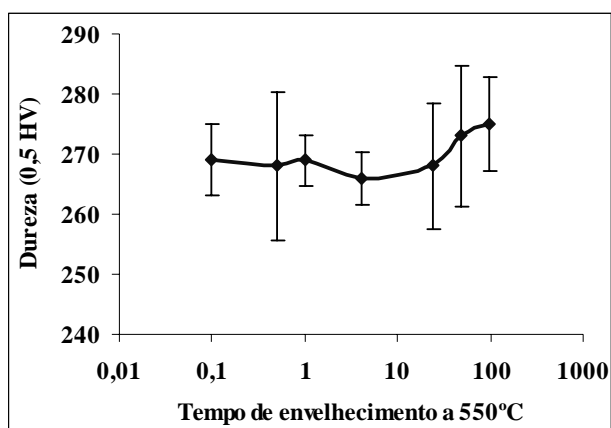


Figura 8. Microdureza da amostra envelhecida a 550°C nos tempos indicados. O tempo de 0,1 h representa a amostra solubilizada.

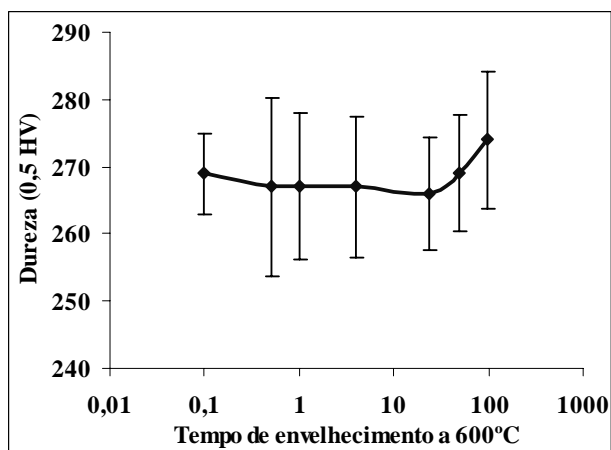


Figura 9. Microdureza da amostra envelhecida a 600°C nos tempos indicados. O tempo de 0,1 h representa a amostra solubilizada.

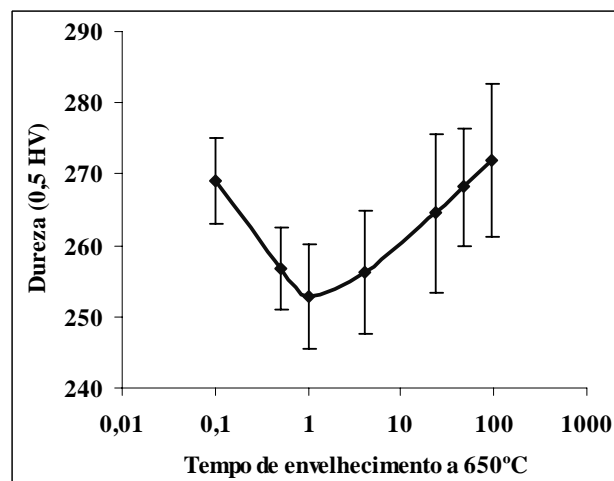


Figura 10. Microdureza da amostra envelhecida a 650°C nos tempos indicados. O tempo de 0,1 h representa a amostra solubilizada.

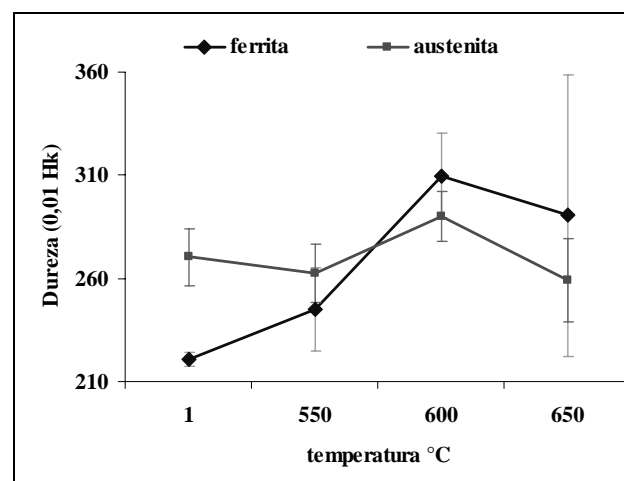


Figura 11. Microdureza Knoop (0,01 HK) da austenita e ferrita das amostras envelhecidas por 96h nas temperaturas indicadas. Sendo a temperatura de 25°C representando a amostra no estado solubilizado.

CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

- A precipitação da fase α' é constatada nas temperaturas de envelhecimento a 550°C e 600°C, sendo mais claro que na temperatura de 550°C aproximadamente 20% da ferrita original é transformada em α' , fato confirmado pelo aumento da dureza em relação à amostra solubilizada e pela diferença entre as frações volumétricas de ferrita obtidas por ferritoscópio e por estereologia quantitativa. Também a 600°C, essa mesma diferença de medição da fração

de ferrita representa uma porção da fase α' precipitada.

- A formação da fase sigma fica evidenciada claramente após a análise quantitativa da microestrutura na amostra de envelhecimento a 600°C e 650°C, particularmente após envelhecimento por 96 h.
- Nas amostras envelhecidas por 96 h a 600°C, foram detectadas simultaneamente as precipitações das fase sigma e α' .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BRANDI, Sérgio Duarte. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura dúplex. In: INOX'90: II SEMINÁRIO BRASILEIRO SOBRE AÇOS INOXIDÁVEIS, II., 1990, São Paulo, *Anais...* São Paulo: COAÇO, 1990 p. 523.

NILSSON, J. O. The physical metallurgy of duplex stainless steels. In: DUPLEX STAINLESS STEELS, 5th, 1997, Sweden, *Anais...* Netherlands: Conference Duplex Stainless Steel, 1997. p. 550

MAGNABOSCO, R. BRUNO, D. Efeito do envelhecimento a 475°C na microestrutura e corrosão por pite do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205). In: Congresso Internacional Anual da ABM, 62°, 2007, Vitória. *Anais...* São Paulo: ABM, 2007.

MAGNABOSCO, R. Formação de fase sigma no aço inoxidável dúplex UNS S31803 durante envelhecimento isotérmico entre 700 C e 900 C. In: Congresso Internacional Anual da ABM, 60°, 2005, Belo Horizonte. *Anais...* São Paulo: ABM, 2005.

SEDRIS, A. J. *Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels*. Corrosion n.7 v.42 jul.1996 p.376-89.

SOLOMON, H. D. DEVINE Jr., T. M. Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: *Duplex stainless steels – conference proceedings*. ASM Metals Park : Ohio 1982 p. 693-756.

AUTORES

- Ricardo Meira de Borba, ricardomeibor@hotmail.com
- Rodrigo Magnabosco, Av. Humberto A. Castelo Branco, 3972 - sala K5-09 – São Bernardo do Campo - SP - BRASIL - 09850-901 - tel# +55 11 4353 2900 ext. 2173 - fax# +55 11 4109 5994 - rodrmagn@fei.edu.br