



Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco – Departamento de Engenharia Mecânica  
[rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br) - Centro Universitário da FEI – <http://www.fei.edu.br>  
Av. Humberto de Alencar Castelo Branco, 3972 – Bairro Assunção  
São Bernardo do Campo – SP – Brasil – 09850-901  
tel: +55 11 43532900 ext. 2173 - fax: +55 11 41095994

## PROJETO DE PESQUISA

# INVESTIGAÇÃO DAS ALTERAÇÕES MICROESTRUTURAIS ENTRE 500 °C E 650 °C NO AÇO UNS S31803

**Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco<sup>#</sup>**  
**Candidato: Ricardo Meira de Borba**  
n° FEI 11.204.216-3  
[ricardomeibor@hotmail.com](mailto:ricardomeibor@hotmail.com)

*Início: setembro de 2007*  
*Provável conclusão: agosto de 2008*

**Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos - CDMatM**  
**Departamento de Engenharia Mecânica**  
**Centro Universitário da FEI**  
Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros

---

<sup>#</sup> Engenheiro metalurgista – EPUSP – 1993.  
Mestre em engenharia – EPUSP – 1996.  
Doutor em engenharia – EPUSP – 2001.  
Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da FEI, [rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br)

## RESUMO DO PROJETO

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão. No entanto, durante envelhecimento isotérmico, determinadas seqüências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocorrer nos aços inoxidáveis dúplex a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700°C e 900°C, pode ocorrer a formação de fase sigma, e entre importante transformação de fases ocorre entre 300 °C e 500 °C, onde a ferrita presente pode se decompor em fase  $\alpha$  rica em ferro e fase  $\alpha'$  enriquecida em cromo. Não há na literatura, contudo, estudos sistemáticos das transformações de fase entre estas duas faixas de temperatura. Assim, o presente trabalho procurará estudar as transformações microestruturais que ocorrem nos aços inoxidáveis dúplex entre as regiões de formação de fase sigma e de formação de fase  $\alpha'$ , particularmente, as temperaturas de 550 °C, 600 °C e 650 °C por tempos de até 100 horas.

**Palavras-chave:**

1. Aços inoxidáveis dúplex.
2. Tratamentos térmicos.
3. Caracterização microestrutural.
4. Transformação de fases.
5. Fase sigma
6. Fase  $\alpha'$ .

## I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão<sup>[1-4]</sup>. O UNS S31803, apresentando composição química típica 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,15% N – 0,02% C<sup>[2]</sup>, tem limite de escoamento próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316<sup>[2]</sup>) aliada a resistência à corrosão superior a dos aços austeníticos, mesmo os de baixo teor de carbono. O elevado teor de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita, e de elementos substitucionais, como cromo, níquel e molibdênio, levam às propriedades citadas<sup>[2,5,6]</sup>. A estrutura típica é composta em média por 40 a 45% de ferrita e 55 a 60% de austenita, obtidas após solubilização entre 1000°C e 1200°C e resfriamento brusco<sup>[6]</sup>.

No entanto, durante envelhecimento isotérmico, determinadas seqüências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocorrer nos aços inoxidáveis dúplex a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700°C e 900°C, pode ocorrer a formação de fase sigma, por três mecanismos distintos: como produto da decomposição eutetóide da ferrita original (gerando também austenita secundária), através de nucleação e crescimento a partir da ferrita original, e a partir da austenita presente, após o total consumo da ferrita<sup>[6,7]</sup>.

Estudos recentes<sup>[8]</sup> mostram que, para tempos de envelhecimento de até 10 minutos a 850°C do aço UNS S31803, a formação de fase sigma se dá por nucleação e crescimento a partir da ferrita presente, que se torna empobrecida em Cr e Mo; no entanto, entre 30 minutos e 5 h a 850°C há indícios de decomposição eutetóide da ferrita, gerando nestes casos austenita secundária empobrecida em Cr e Mo. Essas regiões empobrecidas em Cr e Mo são relacionadas aos locais preferenciais de nucleação e posterior crescimento dos pites formados.

Os mecanismos de formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S31803 foram explorados em outro trabalho<sup>[7]</sup>, onde se constata de forma geral que em até 0,1 hora de envelhecimento entre 700°C e 900°C a fase sigma se forma em interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita, por meio da transformação da ferrita presente por decomposição eutetóide, gerando também austenita secundária. A partir de 0,1 hora de envelhecimento, as frações volumétricas de ferrita e de austenita decrescem, indicando que o crescimento da fração volumétrica da fase sigma se deu pelo consumo tanto da ferrita quanto da austenita presentes, aliadas à decomposição eutetóide da ferrita. O diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 foi obtido neste trabalho<sup>[7]</sup>, indicando que a maior cinética de precipitação se dá a 850°C, como mostra a Figura 1.

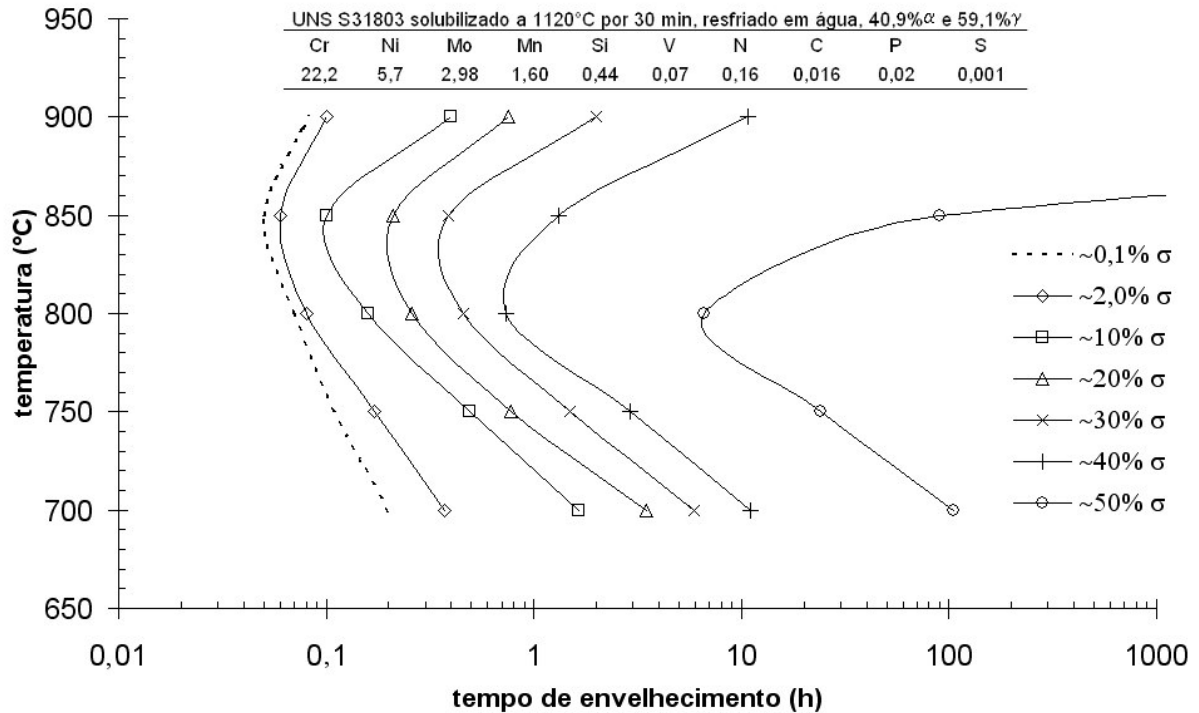


Figura 1. Diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803. [7].

Além da formação de fase sigma entre 700°C e 900°C, os aços inoxidáveis dúplex sofrem outra importante transformação de fases entre 300°C e 500°C, onde a ferrita presente pode se decompor em fase  $\alpha$  rica em ferro e fase  $\alpha'$  enriquecida em cromo<sup>[9]</sup>, através de decomposição espinodal ou de mecanismos de nucleação e crescimento da fase  $\alpha'$  a partir da ferrita originalmente presente.

A decomposição espinodal de ferrita em  $\alpha$  e  $\alpha'$  influencia fortemente o comportamento de aços inoxidáveis dúplex, notadamente devido a endurecimento por partículas finamente dispersas de  $\alpha'$  na ferrita original, e a redução de tenacidade por esta provocada. No trabalho de SOLOMON e DEVINE<sup>[10]</sup> encontram-se dados que permitem a construção da Figura 2, onde se nota a drástica redução de tenacidade (avaliada por energia absorvida no ensaio *Charpy* à temperatura ambiente) e o aumento de dureza decorrentes da formação de  $\alpha'$ .

Trabalho recente<sup>[11]</sup> destaca que a formação de fase  $\alpha'$  em aços inoxidáveis dúplex semelhantes ao UNS S31803 se dá por decomposição espinodal da ferrita, considerando-se aços que originalmente apresentavam frações volumétricas semelhantes de  $\alpha$  e  $\gamma$ , e que estes foram envelhecidos a 475°C por 1000 h, sendo o principal indicativo desta formação a ocorrência de fase  $\alpha'$  coerente com a ferrita presente e finamente dispersa nesta fase original, sendo possível distinguir  $\alpha$  e  $\alpha'$  apenas por microscopia eletrônica de transmissão. Neste envelhecimento de 1000h, todavia, não se observou alteração na austenita presente no material.

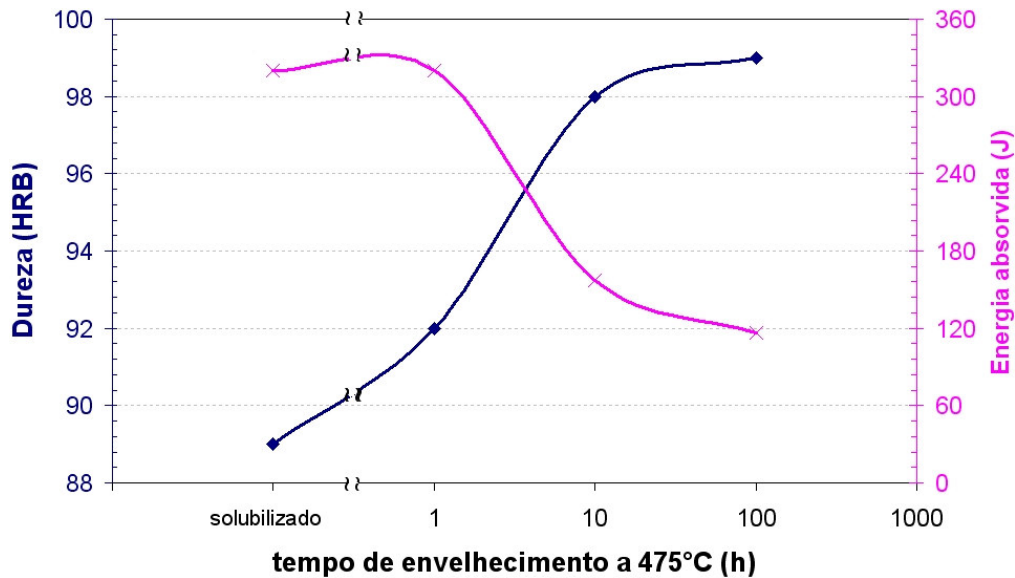


Figura 2. Energia absorvida em ensaio de impacto Charpy a temperatura ambiente e dureza *Rockwell B* de amostras de aço inoxidável dúplex U50 solubilizado e envelhecido a 475 °C nos tempos indicados <sup>[10]</sup>.

Outro trabalho <sup>[12]</sup> discute a formação de fase  $\alpha'$  em aço UNS S31803 a 475 °C, e apesar de não se ter evidências do exato mecanismo de formação de fase  $\alpha'$  (decomposição espinodal ou nucleação e crescimento) esta transformação de fase é indiretamente indicada pelo aumento de dureza observado a partir de 2 h de envelhecimento a 475 °C. De fato, a formação finamente dispersa de fase  $\alpha'$  pode levar a aumento de dureza, atingindo-se o máximo de endurecimento em 96 h de envelhecimento, provavelmente quando a formação da fase se completa. Além disso, outra evidência desta formação é a diminuição de dureza a partir deste máximo, como mostra a Figura 3, provavelmente relacionado ao coalescimento da fase  $\alpha'$  inicialmente formada.

Assim, justifica-se neste trabalho a investigação das transformações microestruturais que ocorrem nos aços inoxidáveis dúplex entre as regiões de formação de fase sigma (notadamente entre 700 °C e 900 °C) e de formação de fase  $\alpha'$  (entre 300 e 500 °C), pois não há na literatura estudos sistemáticos das transformações de fase entre estas duas faixas de temperatura. Particularmente, deverão estudadas as temperaturas de 550 °C (onde ainda pode ser possível a ocorrência de fase  $\alpha'$ , detectável apenas pelas variações de dureza), e as temperaturas de 600 °C e 650 °C, onde pode ocorrer a formação de fase sigma.

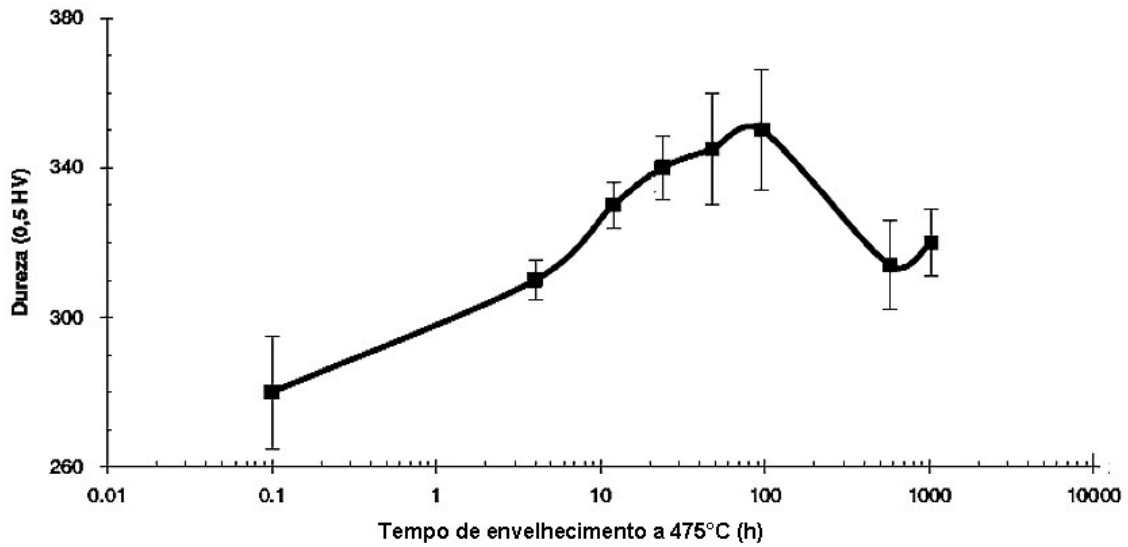


Figura 3. Dureza das amostras de aço UNS S31803 em função do tempo de envelhecimento a 475°C. O tempo de 0,1 h representa as amostras solubilizadas. <sup>[12]</sup>.

## II. PROJETO DE PESQUISA

### II.1. Objetivos

O presente trabalho procurará estudar as transformações microestruturais que ocorrem nos aços inoxidáveis dúplex entre as regiões de formação de fase sigma (notadamente entre 700 °C e 900 °C) e de formação de fase  $\alpha'$  (entre 300 e 500 °C), pois não há na literatura estudos sistemáticos das transformações de fase entre estas duas faixas de temperatura. Particularmente, serão estudadas as temperaturas de 550 °C, 600 °C e 650 °C.

### II.2. Materiais e métodos

#### II.2.1. Recursos humanos e materiais

Além da dedicação do professor-proponente como orientador (que trabalha em regime de tempo integral nesta Instituição), será necessária uma bolsa de iniciação científica, pelo período de um ano, para alun0 pré-selecionado.

O material em estudo foi adquirido como chapa de 3 mm de espessura laminada a 1100 °C e resfriada por jato de ar e água forçado. A composição química do material pode ser constatada na Tabela II.1

Tabela II.1: composição química (% massa) do aço em estudo.

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Cu	Co	P	S	Nb	Fe
22,48	5,74	3,20	1,42	0,162	0,018	0,35	0,15	0,07	0,019	0,001	0,006	Balanço

#### II.2.2. Métodos

O procedimento experimental para atingir os objetivos propostos constará de 4 etapas, descritas a seguir:

**Tratamentos térmicos.** A partir do material na condição de fornecimento, solubilização será realizada a 1200 °C por 30 minutos, seguida de resfriamento em água, para garantir homogeneidade microestrutural do material inicial. A seguir, corpos-de-prova serão envelhecidos a 550 °C, 600 °C e 650 °C por 30 min, 1 h, 4 h, 24 h, 48 h e 96 h, esperando-se a obtenção de diferentes microestruturas. As temperaturas e tempos foram assim estipuladas utilizando a experiência acumulada pelo proponente <sup>[7,12]</sup> na investigação da formação de fase sigma e  $\alpha'$  neste aço.

**Preparação metalográfica.** Amostras tratadas termicamente e na condição solubilizada serão embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova para análise metalográfica onde a superfície de observação corresponderá à seção longitudinal das chapas, com relação à direção de laminação. Os corpos-de-prova metalográficos sofrerão lixamento até 500 *mesh*, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de diâmetros 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , sempre utilizando como lubrificante das etapas de polimento álcool etílico absoluto. A última etapa de polimento se dará com suspensão de sílica coloidal (pH=9,3).

**Caracterização microestrutural.** Para a revelação da microestrutura se utilizará o reativo de *Behara* modificado, cuja composição é 20 mL de ácido clorídrico, 80 mL de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução de estoque, são adicionados 2 g de bifluoreto de amônio, e o ataque pode então ser conduzido. O ataque será interrompido com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico absoluto com o auxílio de jato de ar quente. Todas as amostras preparadas metalograficamente serão observadas no microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI, identificando as fases presentes. Será também empregado ataque eletrolítico com solução aquosa de 10% KOH (hidróxido de potássio), a 2Vcc por 1 minuto, para ataque seletivo à fase sigma. A fração volumétrica de ferrita ( $\% \alpha$ ) será obtida com o auxílio de um ferritoscópio FISCHER modelo MP30 do CDMatM-FEI, calibrado com o auxílio de padrões, tendo como limite de detecção 0,1% de ferrita. Vinte medições serão realizadas em cada uma das séries de amostras. Já a fração volumétrica de fase sigma ( $\% \sigma$ ) será determinada por estereologia quantitativa: as amostras, após o ataque eletrolítico em KOH já descrito, serão submetidas a análise de imagens através do software *QMetals*, parte integrante do sistema de análise de imagens LEICA Q500/W, conectado ao microscópio LEICA DMLM anteriormente citado, também pertencente ao CDMatM-FEI. Serão analisados 40 campos por amostra, colhidos aleatoriamente.

**Medição de microdureza.** As transformações microestruturais das amostras serão também acompanhadas indiretamente pela medição de microdureza *Vickers* das amostras, em microdurômetro Shimadzu HMV-2 do CDMatM-FEI. Serão realizadas 30 medições por amostra, utilizando carga de 0,5 kgf, colhidas aleatoriamente.

### **II.3. Plano de trabalho e cronograma**

Para cumprir as metas anteriormente propostas, o trabalho será dividido conforme descreve o cronograma mostrado na Tabela II.2.



Tabela II.2: cronograma global de atividades do projeto.

Atividade	meses											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Revisão bibliográfica	■	■	■		■			■				
Tratamentos térmicos		■	■									
Preparação das amostras		■	■									
Caracterização microestrutural				■	■	■	■	■	■			
Medição de microdureza								■	■	■	■	
Análise dos resultados		■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	
Elaboração de relatório parcial					■	■						
Elaboração do relatório final											■	■

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ERBING, M. L. GROTH, H. L. *Duplex-un'alternativa all'acciaio inossidabile 316 per il risparmio di peso in applicazioni offshore*. L'Acciaio Inossidabile n. 2 1993 p. 10-3.
2. ECKENROD J. J. PINNOW K. E. *Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel*, New Developments in Stainless Steel Technology, Detroit, 77-87, 1984.
3. NORDSTRÖM, J. RUNG, B. *Bollitori e torri di stoccaggio di pasta per carta in acciai inossidabili duplex consentono risparmio di peso e di costi*. L'Acciaio Inossidabile v. 2 1995 p. 7-12.
4. LEFFLER, B. *Alloy 2205 for marine chemical tankers*. Materials Performance abr. 1990 p. 60-3.
5. AGARWAL, D. C. *Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries*. Key Eng. Mater. n. 2 v. 20-28 1988 p. 1677-92.
6. NILSSON, J. O. *Super duplex stainless steels*. Materials Science and Technology ago. 1992 v. 8 p. 685-700.
7. MAGNABOSCO, R. . *Formação de fase sigma no aço inoxidável dúplex UNS S31803 durante envelhecimento isotérmico entre 700 C e 900 C*. In: 60° Congresso Internacional Anual da ABM, 2005, BELO HORIZONTE. 60° Congresso Internacional Anual da ABM - anais. São Paulo : ABM, 2005.
8. MAGNABOSCO, R. ALONSO-FALLEIROS, N. *Pit Morphology and its Relation to Microstructure of 850 °C Aged UNS S31803 Duplex Stainless Steel*. Corrosion (Houston), Houston, TX, v. 61, n. 2, p. 130-136, 2005.
9. MAGNABOSCO, R., *"Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)"*, Tese (doutorado em engenharia), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2001, 181 p.
10. 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.
11. IACOVELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. *Effect of "475 °C embrittlement" on duplex stainless steels localized corrosion resistance*. Corrosion Science, 47 (2005): p. 909.
12. MAGNABOSCO, R. BRUNO, D. *Efeito do envelhecimento a 475°C na microestrutura e corrosão por pite do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205)* 62° Congresso Internacional Anual da ABM - anais. Vitória : ABM, 2007.