

Projeto de Pesquisa

CINÉTICA DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM AÇO INOXIDÁVEL SUPERDÚPLEX.

Proponente: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

rodrmagn@fei.edu.br

Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI

Departamento de Engenharia Mecânica

Centro Universitário da FEI

Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros

Proposta submetida ao CNPq, Edital MCT/CNPq 14/2008

07 de agosto de 2008

RESUMO

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão, mas durante envelhecimento isotérmico, determinadas seqüências de tratamento térmico, conformação a quente ou soldagem, pode ocorrer 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. Já entre 300°C e 550°C, pode ocorrer a formação de fase alfa linha a partir da ferrita presente, por processos de nucleação e crescimento ou decomposição espinodal da ferrita original. Nestas situações, ocorre empobrecimento em cromo e molibdênio da matriz não transformada, reduzindo a resistência a corrosão, além de redução da tenacidade devido a formação destas fases. No entanto, a caracterização da cinética de transformação de fases dos aços inoxidáveis superdúplex ainda apresenta lacunas; assim, a obtenção de diagrama tempo-temperatura-precipitação (TTP) de fases para aços superdúplex pode facilitar futuros trabalhos de previsão de fases formadas durante seqüências de processamento ou soldagem, permitindo a obtenção de microestruturas que maximizem as propriedades mecânicas e a resistência a corrosão destes aços. Assim, o presente projeto tem por objetivo avaliar a cinética das transformações de fase no aço inoxidável superdúplex UNS S32750, obtendo-se o diagrama TTP deste aço, além de procurar verificar a possibilidade de simulação computacional do equilíbrio de fases e da cinética das transformações de fases, após a determinação dos mecanismos envolvidos nestas transformações.

Palavras-chave: transformação de fases, aços inoxidáveis superdúplex, fase sigma, fase alfa linha, diagramas TTP.

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA, COM SÍNTESE DA BIBLIOGRAFIA FUNDAMENTAL.

Os aços inoxidáveis dúplex são freqüentemente utilizados em aplicações onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão^[1-4]. O UNS S31803, apresentando composição química típica 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,15% N - 0,02% C^[2], tem limite de escoamento próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316^[2]) aliada a resistência à corrosão superior a dos aços austeníticos, mesmo os de baixo teor de carbono. De maior resistência à corrosão, o UNS S32750 (SAF 2507, cuja composição química típica é 25%Cr-7%Ni-4%Mo-0,27%N) apresenta 900 MPa de limite de resistência, 550 MPa de limite de escoamento, e alongamento em 50 mm mínimo de 25%. A maior resistência mecânica do aço UNS S32750 (SAF 2507) é associada ao maior teor de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita, e do maior teor de elementos substitucionais, como cromo, níquel e molibdênio^[2,5,6]. A estrutura típica destes aços 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^[6].

De modo geral, afirma-se^[7] que a resistência à corrosão por pite nos aços dúplex solubilizados é, sem dúvida, função da composição química; de fato, a resistência à corrosão por pite (ou a modificação do potencial de início destes para valores mais nobres) cresce com o aumento do “índice de pite”, dado normalmente por $IP = (\%Cr + 3,3.\%Mo + 16.\%N)$. A composição química típica do UNS S32750 fornece a este aço valor de $IP=42,5$; como IP ultrapassa 40, o UNS S32750 é considerado um aço inoxidável superdúplex^[8].

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^[6,9]. Já entre 300°C e 550°C, pode ocorrer a formação de fase alfa linha (α') a partir da ferrita presente, por processos de nucleação e crescimento ou decomposição espinodal da ferrita original^[10]. Em ambas as situações, ocorre empobrecimento em cromo e molibdênio da matriz metálica onde as transformações ocorreram, reduzindo a resistência a corrosão. Nitretos de cromo, particularmente os do tipo Cr_2N , também são observados em duas situações distintas: (1) após longos tempos de exposição a 850°C^[10], resultado da redução da fração volumétrica de austenita presente, consumida na formação de fase sigma, o que aumenta a concentração de nitrogênio; (2) durante a redução de temperatura subsequente a aquecimentos superiores a 1200°C, onde a formação de nitreto ocorre conjuntamente ao aumento da fração de austenita, chamada secundária^[11].

Os mecanismos de formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S31803 foram explorados em alguns trabalhos do proponente deste projeto^[9,10,12,13], 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 num destes trabalhos^[9], indicando que a maior cinética de precipitação se dá a 850°C, como mostra a Figura 1.

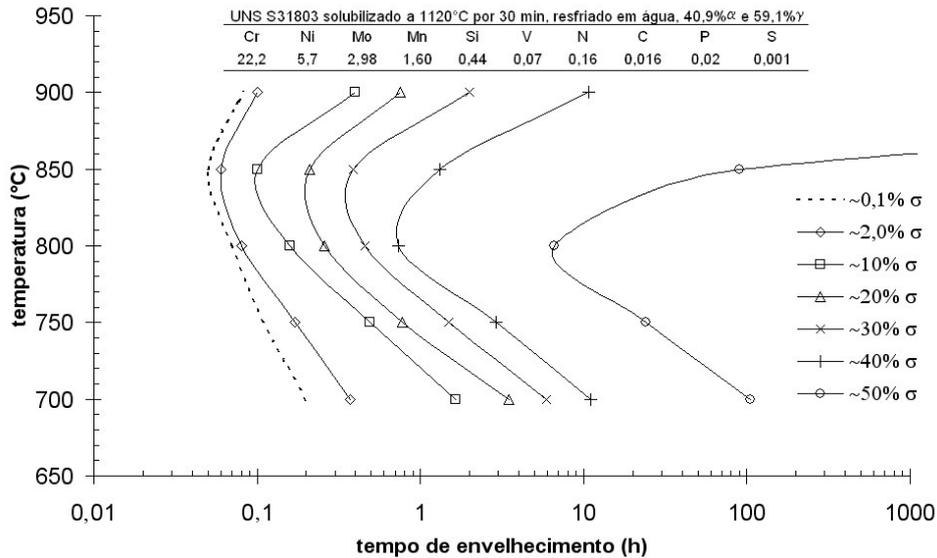


Figura 1. Diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803^[9].

Em aço inoxidável superdúplex Fe-25,4%Cr-3,6%Mo-7%Ni-0,23%N reporta-se^[14] que há formação de fase sigma tanto após aquecimentos a 800°C por tempos de 5 a 30 minutos, quanto após procedimentos de soldagem com aumento gradativo do fornecimento de calor. Já em ligas Fe-24,6%Cr-3,12%Mo-6,6%Ni-0,25%N solubilizadas por 2 h a 1050°C e envelhecidas a 850°C nota-se^[15] formação de 2% (vol) de fase sigma em 10 minutos de envelhecimento, sendo que este valor supera 30% após 10 h de envelhecimento.

Alguns trabalhos^[16,17] mostram que a formação de fase sigma entre 850°C e 900°C pode ser precedida pela formação de pequenas quantidades de fase chi (χ) se a composição química do aço contiver frações apreciáveis de tungstênio (4 a 8%), em substituição ao molibdênio. Observa-se contudo o poder do tungstênio em reduzir a cinética de formação de fase sigma. Em aço de estrutura ferrítica Fe-29,1%Cr-4,19%Mo (composição próxima a da fase ferrítica de aços superdúplex), a fração de fase chi é menor do que 1%, mesmo para envelhecimentos a 850°C superiores a 100 h^[17].

Na Figura 2 mostram-se dados de literatura^[14,15,17,18] que descrevem a cinética de formação de fase sigma entre 800°C e 850°C de dois aços inoxidáveis superdúplex, um dúplex e de um aço ferrítico cuja composição química é semelhante a da fase ferrítica de um aço superdúplex. Nota-se que há grande variação de resultados, que provavelmente devem estar relacionados à fração de ferrita presente nos aços superdúplex (o que pode alterar a composição química da ferrita, alterando a formação de fase sigma a partir desta fase) ou à quantidade de contornos de grão e/ou interfaces ferrita/austenita presentes, podendo afetar o número de sítios de nucleação de fase sigma, o que também afetaria a cinética de formação desta fase.

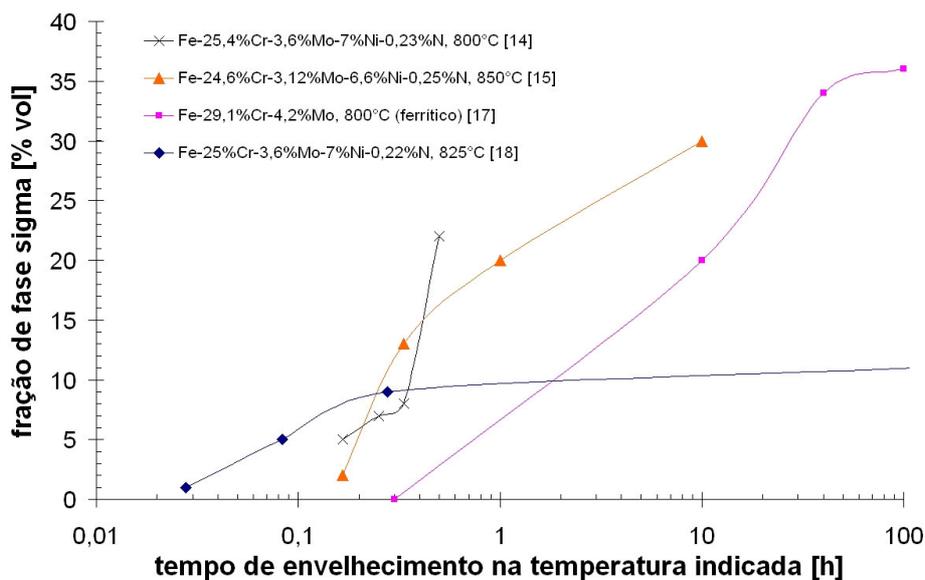


Figura 2. Fração de fase sigma em função do tempo de envelhecimento de dois aços inoxidáveis superdúplex^[14,18], um dúplex^[15] e um aço ferrítico^[17].

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 α rica em ferro e fase α' enriquecida

em cromo^[10], através de decomposição espinodal ou de mecanismos de nucleação e crescimento da fase α' a partir da ferrita originalmente presente.

A decomposição espinodal de ferrita em α e α' influencia fortemente o comportamento de aços inoxidáveis dúplex, notadamente devido a endurecimento por partículas finamente dispersas de α' na ferrita original, e a redução de tenacidade por esta provocada. No trabalho de SOLOMON e DEVINE^[7] encontram-se dados que permitem a construção da Figura 3, 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 α' .

Trabalho recente^[19] destaca que a formação de fase α' 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 α e γ , e que estes foram envelhecidos a 475°C por 1000 h, sendo o principal indicativo desta formação a ocorrência de fase α' coerente com a ferrita presente e finamente dispersa nesta fase original, sendo possível distinguir α e α' apenas por microscopia eletrônica de transmissão. Neste envelhecimento de 1000h, todavia, não se observou alteração na austenita presente no material.

Outro trabalho^[20] discute a formação de fase α' em aço UNS S31803 a 475°C, e apesar de não se ter evidências do exato mecanismo de formação de fase α' (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 α' 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 4, provavelmente relacionado ao coalescimento da fase α' inicialmente formada.

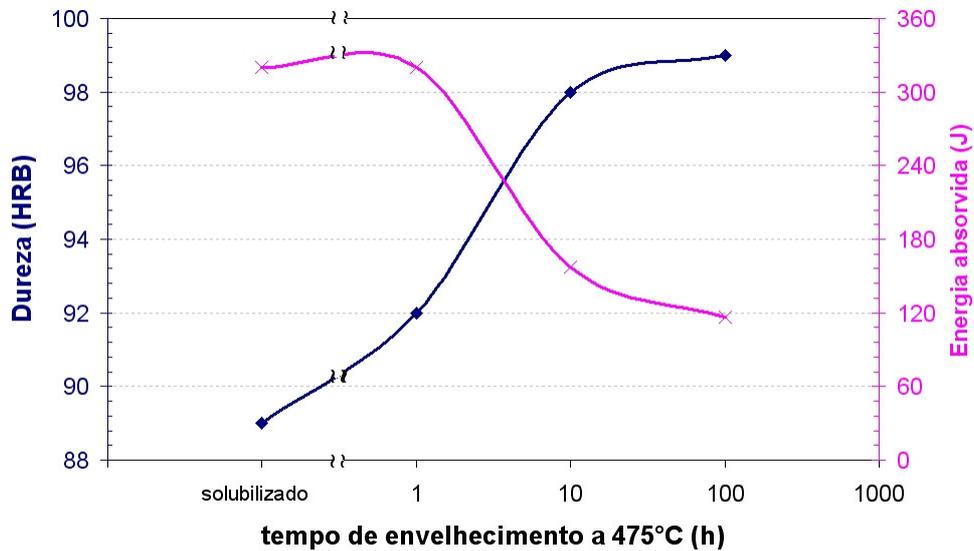


Figura 3. Energia absorvida em ensaio de impacto Charpy a temperatura ambiente e dureza *Rockwell* B de amostras de aço inoxidável dúplex U50 solubilizado e envelhecido a 475°C nos tempos indicados [7].

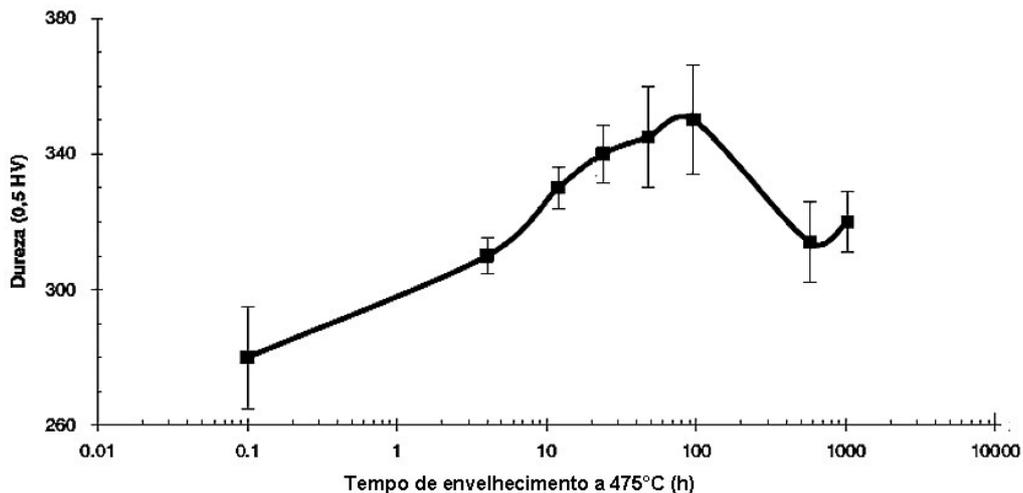


Figura 4. Dureza das amostras de aço UNS S31803 em função do tempo de envelhecimento a 475°C. O tempo de 0,1 h representa as amostras solubilizadas [20].

Deste modo, pode-se notar que a caracterização da cinética de transformação de fases dos aços inoxidáveis superdúplex ainda apresenta lacunas; assim, a obtenção de diagrama tempo-temperatura-precipitação (TTP) de fases para aços superdúplex pode facilitar futuros trabalhos de previsão de fases formadas durante seqüências de processamento ou soldagem, permitindo a obtenção de microestruturas que maximizem as propriedades mecânicas e a resistência a corrosão deste aço.

2. OBJETIVOS

O presente projeto tem por objetivo avaliar a cinética das transformações de fase no aço inoxidável superdúplex UNS S32750, obtendo-se o diagrama TTP deste aço, além de procurar verificar a possibilidade de simulação computacional do equilíbrio de fases e da cinética das transformações de fases, através da determinação dos mecanismos envolvidos nestas transformações.

3. PLANO DE TRABALHO E CRONOGRAMA DE EXECUÇÃO.

3.1 Plano de trabalho

Para se atingir os objetivos propostos neste projeto, pretende-se conduzir o trabalho segundo as atividades a seguir descritas.

A. Tratamentos térmicos: realizar tratamento térmico de solubilização e tratamentos isotérmicos de envelhecimento entre 300 °C e 950 °C, em intervalos de 50 °C e por tempos de até 1032 h, para obtenção de microestruturas com diferentes transformações de fase a partir do material previamente solubilizado, contendo frações conhecidas de ferrita e austenita. Serão utilizados para tal tarefa fornos tubulares de atmosfera controlada, um deles já presente no Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI – e outros três fornos, que serão adquiridos com recursos deste projeto.

B. Caracterização microestrutural: através de microscopia óptica e estereologia quantitativa, será descrita a microestrutura das amostras. Serão utilizados os sistemas de preparação semi-automática de amostras metalográficas e o sistema de análise de imagens do CDMatM-FEI.

C. Microdureza: As transformações de fase nas amostras serão também acompanhadas indiretamente pela medição de microdureza *Vickers*, em microdurômetro Shimadzu HMV-2 do CDMatM-FEI.

D. Simulações de equilíbrio: através de simulações computacionais em *software Thermo-Calc* (disponível no Centro Universitário da FEI) se pretende verificar a possibilidade de descrever o equilíbrio local de fases em cada uma das temperaturas estudadas, para então se verificar a possibilidade de simulação

computacional da cinética das transformações de fases, através da determinação dos mecanismos envolvidos nestas transformações.

E. Geração de relatório final.

3.2 Cronograma

Na Tabela 3.1 encontra-se o cronograma das atividades anteriormente descritas.

Tabela 3.1. Cronograma de atividades do presente projeto.

Duração (meses)												
Atividade	1-2	3-4	5-6	7-8	9-10	11-12	13-14	15-16	17-18	19-20	21-22	23-24
A												
B												
C												
D												
E												

4. MATERIAL E MÉTODOS.

4.1. Equipe

Além do proponente desta proposta, responsável direto pela avaliação da influência da temperatura de solubilização na distribuição de Cr e Mo pelas fases ferrita e austenita, além das simulações computacionais de equilíbrio, o projeto poderá contar com três alunas regularmente matriculadas no Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica da FEI, área de concentração “Materiais e Processos”:

- i. **Raquel Romana**, engenheira mecânica, que trabalhará na avaliação das microestruturas formadas em função do tempo de envelhecimento entre 700 °C e 900 °C.
- ii. **Evelin Barbosa**, engenheira química, que trabalhará na avaliação das microestruturas formadas em função do tempo de envelhecimento entre 300 °C e 475 °C.
- iii. **Daniella Caluscio dos Santos**, engenheira química, que trabalhará na avaliação das microestruturas formadas em função do tempo de envelhecimento entre 500 °C e 650 °C.

4.2. Material em estudo

O material a estudar já é de propriedade do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI – e foi adquirido como barra cilíndrica de 20 mm de diâmetro laminada a quente e posteriormente tratada a 1100 °C por 30 minutos e resfriada em água. A composição química do material pode ser constatada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química (% em massa) do aço em estudo.

Elemento	Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Cu	P	S	Fe
% em massa	24,95	6,91	3,79	0,43	0,263	0,015	0,26	0,083	0,017	0,001	Balanço

4.3. Tratamentos térmicos

A partir do material como recebido, quinze séries de amostras serão produzidas através de envelhecimento isotérmico entre 300 °C e 950 °C, por tempos variando de 10 minutos a 1032 horas, seguido de resfriamento em água, com o objetivo de produzir diferentes microestruturas. Os tratamentos serão conduzidos em forno tubular (com variação máxima de temperatura de 2°C), sob corrente de nitrogênio puro (99,99% N₂) de 4 L/h*. Além do forno já existente no CDMatM-FEI, neste projeto solicita-se verba para importação de 3 outros fornos tubulares de dimensões reduzidas, de fabricação *Carbolite*, modelo MTF/10/25/130, com 130 mm de comprimento útil e 25 mm de diâmetro interno, a um custo aproximado de GBP 936,00 (libras esterlinas) cada forno, para que a produção das amostras possa ocorrer em tempo hábil. Solicita-se também neste projeto verba de custeio para a aquisição de tubos de aço inoxidável AISI 310 para confecção de retortas de vácuo nas oficinas da FEI para estes três novos fornos.

* A eficiência deste procedimento em evitar oxidação excessiva da superfície nos tratamentos mais longos, e impedir a perda de nitrogênio das amostras foi constatada em trabalho anterior^[10]

4.4. Preparação dos corpos-de-prova

Após os tratamentos térmicos as amostras terão todas as suas faces lixadas até a obtenção de superfície com o acabamento conferido por lixa de granulação 600 *mesh*. A seguir, as amostras serão embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova metalográficos onde a superfície de observação corresponderá a seção longitudinal da chapa, com relação à direção de laminação. Estes corpos-de-prova metalográficos sofrerão lixamento até 500 *mesh*, para em seguida serem polidos utilizando pasta de diamante de granulação 6 μm , 3 μm e finalmente 1 μm , sempre utilizando como lubrificante das etapas de polimento álcool etílico absoluto, em equipamento de polimento semi-automático do CDMatM-FEI. No item “custeio” desta proposta está prevista verba para aquisição de resinas de embutimento e material de consumo metalográfico.

4.5. Caracterização microestrutural

4.5.1. Microscopia óptica e microdureza

Para a revelação da microestrutura será utilizado 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 durante até dois minutos de imersão. O ataque é interrompido com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliada por jato de ar quente. Para a identificação seletiva de fase sigma será utilizado ataque eletrolítico seletivo com solução 10% de hidróxido de potássio, a 2 Vcc de diferença de potencial durante um minuto. Todas as amostras preparadas metalograficamente serão observadas no microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI. As transformações de fases 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.

4.5.2. Caracterização quantitativa da microestrutura

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. Por estereologia quantitativa, também será medida a fração de ferrita após ataque de *Behara* modificado. Nas condições onde a determinação da fração de ferrita apresentar resultados discrepantes entre ferritoscópio ou estereologia quantitativa, pode ser necessária a avaliação da saturação magnética para definição mais precisa dos teores de ferrita presente, e para tal seria desenvolvido trabalho em conjunto com o Prof. Dr. Fernando J. G. Langraf (da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Neste caso, as medidas de saturação magnética serão desenvolvidas em amostras de 1x1x5mm.

Já a fração volumétrica de fase sigma ($\% \sigma$) será determinada por estereologia quantitativa: as amostras, após o ataque eletrolítico em hidróxido de potássio 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.

4.6. Avaliação da cinética de transformações de fases e sua simulação computacional.

Através da determinação da fração das fases ferrita, austenita e sigma presentes em função do tempo de envelhecimento em diferentes temperaturas será possível a construção do diagrama TTP de fase sigma do aço em estudo, de forma similar à já realizada pelo proponente deste projeto em trabalho anterior^[9]. O mesmo procedimento será adotado de forma indireta nas temperaturas onde a formação de fase α' é possível, através da análise da variação de dureza das amostras em função do tempo de envelhecimento em cada temperatura estudada.

Além dos diagramas TTP, será possível descrever os modelos das transformações de fase envolvidas. Com estes dados, e utilizando o *software Thermo-Calc*, pretende-se estimar o equilíbrio local nas interfaces entre regiões transformadas e a matriz metálica original. Então, se verificará a possibilidade de simulação computacional da cinética das transformações de fases.

5. CONTRA-PARTIDA

O Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI – CDMatM-FEI – dispõe de ampla estrutura laboratorial para execução das linhas de pesquisa a que se propõe, propiciada quase em sua totalidade pela FEI, como descrito abaixo. Os itens em negrito serão diretamente utilizados na execução desta proposta:

- Máquina universal de ensaios MTS servo controlada de 250 kN de capacidade máxima, dotada de ampla gama de células de carga, extensômetros e dispositivos para ensaios de tração, compressão, flexão em 3 e 4 pontos e ensaios a quente (forno acoplável ao equipamento de até 1400 °C)

- Laminador de produtos planos, com cilindros de 200 mm de mesa e 190 mm de diâmetro, luz máxima de 20 mm, com inversor de frequência no motor de 60 cv para controle de rotação dos cilindros (de 0 a 72 RPM), instrumentado (células de força para medição da força de laminação e célula de torque acoplada a um dos cilindros para medição de torque de laminação, sistema Spider-HBM de coleta de dados)
- Prensa hidráulica duplo efeito de 40 T cada atuador, instrumentada
- Máquina universal de ensaios LOS hidráulica de 40 T
- Máquina universal de ensaios mecânica INSTRON de 1 T
- Máquina universal de ensaios mecânica KRATOS de 2 T
- **Forno tubular Lindberg (1200 °C) com relê de estado sólido e retorta habilitada para tratamentos sob vácuo ou atmosfera de N₂**
- Forno poço Lindberg (1200 °C) com relê de estado sólido e retorta habilitada para tratamentos sob vácuo ou atmosfera de N₂
- Duas muflas Jung (1400 °C) com relê de estado sólido
- Forno Carbolite "botton-load" (1800 °C) com relê de estado sólido
- Forno Combustol (1000 °C) com convecção forçada
- **Microscópio LEICA DMLM acoplado a sistema de análise digital de imagens Q500/W**
- **Politriz semi-automática ABRAMIN-Struers**
- **3 cortadeiras metalográficas com discos abrasivos**
- **3 embutidoras metalográficas**
- **15 lixadeiras/politrizes metalográficas manuais com discos de 200 mm**
- **1 lixadeira de desbaste de 300 mm de disco, 1500 RPM**
- **1 cortadeira com disco diamantado MINITON-Struers**
- **1 sistema para polimento e ataque eletrolítico LECTROPOL-Struers**
- 1 potenciostato AUTOLAB 20, eletrodos de referência e vidrarias.
- ***Software Thermo-Calc e bases de dados dedicadas (como a TCFe5).***

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. M. L. ERBING, H. L. GROTH, *Duplex-un'alternativa all'acciaio inossidabile 316 per il risparmio di peso in applicazioni offshore*. L'Acciaio Inossidabile, n. 2, 1993, p. 10-13.
2. J. J. ECKENROD, K. E. PINNOW, *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. J. NORDSTRÖM, B. RUNG, *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. B. LEFFLER, *Alloy 2205 for marine chemical tankers*. Materials Performance, abr. 1990, p. 60-3.
5. D. C. AGARWAL, *Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries*. Key Engineering Materials, n. 2, v. 20-28, 1988, p. 1677-92.
6. J. O. NILSSON, *Super duplex stainless steels*. Materials Science and Technology, ago. 1992, v. 8, p. 685-700.
7. H. D. SOLOMON, T. M. DEVINE Jr., *Duplex stainless steels – a tale of two phases*. In: Duplex stainless steels – conference proceedings. ASM Metals Park : Ohio, 1982, p. 693-756.
8. A. J. SEDRIKS, *Corrosion of stainless steels*. John Wiley : NY, 1996, 2. ed., p. 47-53.
9. R. MAGNABOSCO, *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.

10. R. MAGNABOSCO, *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.
11. A. J. RAMIREZ, J. C. LIPPOLD, S. D. BRANDI. *The Relationship between Chromium and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34A, Ago. 2003, p. 1575-1597.
12. R. MAGNABOSCO, N. ALONSO-FALLEIROS, *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.
13. R. MAGNABOSCO, N. ALONSO-FALLEIROS, *Sigma Phase and Polarization Response of UNS S31803 in Sulfuric Acid*. Corrosion (Houston), Houston, TX, v. 61, n. 8, p. 807-814.
14. A. TURNBULL, P. E. FRANCIS, M. P. RYAN, L. P. ORKNEY, A. J. GRIFFITHS, B. HAWKINS, *A Novel Approach to Characterizing the Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steel Welds*. Corrosion (Houston), Houston, TX, v. 58, n. 12, p. 1039-1048.
15. C. J. PARK, V. SHANKAR-RAO, H. S. KWON, *Effects of Sigma Phase on the initiation and Propagation of Pitting Corrosion of Duplex Stainless Steel*. Corrosion (Houston), Houston, TX, v. 61, n. 1, p. 76-83.
16. J. S. KIM, T. H. HA, K. Y. KIM, *Effect of Tungsten Substitution on Precipitation Retardation and Stress Corrosion Cracking Properties of 25%Cr-6%Ni Duplex StainlessSteel*. Corrosion (Houston), Houston, TX, v. 57, n. 5, p. 452-464.
17. C. J. PARK, M. K. AHN, H. S. KWON, *Influences of Mo substitution by W on the precipitation kinetics of secondary phases and the associated localized corrosion and embrittlement in 29% Cr ferritic stainless steels*. Materials Science and Engineering A, v. 418, 2006, p. 211-217.
18. M. A. DOMÍNGUEZ-AGUILAR, R. C. NEWMAN, *Detection of deleterious phases in duplex stainless steel by weak galvanostatic polarization in halide solutions*. Corrosion Science, v. 48, 2006, p. 2577-2591.

19. F. IACOVELLO, F. CASARI, S. GIALANELLA, *Effect of "475 °C embrittlement" on duplex stainless steels localized corrosion resistance*. Corrosion Science, v. 47, 2005, p. 909
20. R. MAGNABOSCO, D. BRUNO, *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.