

Projeto de Pesquisa

# **SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX**

Proponente: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

[rodrmagn@fei.edu.br](mailto:rodrmagn@fei.edu.br)

CDMatM-FEI

Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos

Centro Universitário da FEI

Fundação Educacional Inaciana Pe. Sabóia de Medeiros

*Proposta submetida ao CNPq, chamada PQ 10/2010*

*30 de julho de 2010*

## RESUMO

A obtenção de dados experimentais que descrevam a cinética de transformação de fases nos aços inoxidáveis, e expressões do tipo JMA para a previsão destas frações, é fundamental para a determinação de ciclos térmicos para processamento termomecânico ou soldagem dos aços inoxidáveis dúplex que não possibilitem a formação de fases deletérias, como sigma e chi. Contudo, a variedade de mecanismos de transformação (e a dificuldade experimental para descrever todas as possíveis ocorrências de formação de fase sigma em diferentes ciclos térmicos) torna inviável a utilização de experimentação como única forma de previsão das microestruturas formadas, sendo a simulação computacional uma ferramenta importante para suprir tal carência. Deste modo, a validação experimental de simulações de equilíbrio termodinâmico e de cinética de transformações de fase trará confiabilidade a estas simulações, permitindo seu uso seguro. O presente projeto tem por objetivo avaliar a cinética das transformações de fase em aços inoxidáveis dúplex através de simulação computacional do equilíbrio de fases e da cinética das transformações de fases, validando as simulações com resultados experimentais. Particularmente, pretende-se avaliar a possibilidade de previsão, por simulação computacional, da cinética de formação das fases sigma e chi no intervalo de 650°C a 950°C em aços inoxidáveis dúplex (UNS S31803) e superdúplex (UNS S32750), que já vem sendo estudados experimentalmente pelo grupo de pesquisa coordenado pelo proponente deste projeto de pesquisa.

Palavras-chave: aços inoxidáveis dúplex, transformação de fases, simulação computacional, fase sigma, fase chi.

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

### Transformações de fase em aços dúplex.

Aços inoxidáveis dúplex são amplamente utilizados em situações que demandem a combinação de alta resistência mecânica, alta tenacidade e grande resistência a corrosão<sup>1-5</sup>. São ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N, com microestrutura típica composta por 40-45% de ferrite e 55-60% de austenita, obtidas após tratamento de solubilização entre 1000°C e 1200°C, seguido de resfriamento em água<sup>6</sup>.

No entanto, pode ocorrer a formação de fases intermetálicas ricas em cromo e molibdênio, notadamente as fases chi e sigma, durante o aquecimento entre 600°C e 1000°C, resultando em fragilidade, associada a grande redução da resistência a corrosão, devido ao empobrecimento em cromo das regiões adjacentes a estas fases. Usualmente a formação de fase chi se dá nos instantes iniciais de envelhecimento, em temperaturas inferiores a 700°C, com posterior consumo de chi para a formação de fase sigma; assim, a fase chi formada age como local para nucleação heterogênea de fase sigma<sup>6-14</sup>.

Os mecanismos de formação destas fases intermetálicas são semelhantes. As evidências experimentais mostram que acima de 850°C a formação se dá pela precipitação direta a partir da ferrita, com nucleação heterogênea nos contornos de grão ferrita-ferrita e interfaces ferrita-austenita, gerando morfologia de partículas isoladas. Para temperaturas inferiores, a taxa de nucleação heterogênea aumenta, possibilitando inclusive a precipitação descontínua; em alguns casos, é possível a ocorrência de decomposição eutetóide da ferrita em austenita e fase sigma<sup>15-16</sup>.

A fração de fase intermetálica, e particularmente de fase sigma, pode ser descrita por uma expressão do tipo Johnson-Mehl-Avrami (JMA), como mostrada na Eq. 1, onde  $f$  é a fração de fase intermetálica formada ( $0 < f < 1$ ) após um

envelhecimento isotérmico por um período de tempo  $t$ , com  $k$  definido na Eq. 2, onde  $Q_\sigma$  é a energia de ativação para formação de fase sigma,  $R$  é a constante universal dos gases ( $8,31 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ), e o expoente  $n$ , também chamado de expoente de Avrami, pode assumir valores entre 0,5 e 2,5 em processos de crescimento controlado por difusão, ou valores de 1 a 4, ou superiores, no caso de precipitação descontínua ou crescimento controlado por reações de interface<sup>17</sup>.

$$f = 1 - e^{(-k.t^n)} \quad \text{Eq. 1}$$

$$k = k_o \cdot e^{\left(\frac{-Q_\sigma}{R.T}\right)} \quad \text{Eq. 2}$$

Em envelhecimentos entre 700°C e 850°C por até 10 h observa-se que  $n$  pode variar entre 7 (nos estágios iniciais de formação) para valores inferiores a 0,7 após 10 h de envelhecimento<sup>17</sup>; ao passo que entre 850°C e 900°C por até 40 min<sup>18</sup>, pode-se encontrar  $n=4,11$ . Contudo, não há descrição nestes trabalhos<sup>17-18</sup> de valores para a energia de ativação para formação da fase sigma.

### **Trabalhos do grupo de pesquisa do proponente deste projeto.**

O grupo de pesquisa do proponente deste projeto tem grande parte dos seus esforços concentrados na descrição das transformações de fase em aços inoxidáveis dúplex envolvendo a formação de fase sigma e suas implicações, particularmente no comprometimento de sua resistência a corrosão<sup>7,8,19-26</sup>. A seguir, alguns desdobramentos importantes para o escopo deste projeto serão descritos.

Um fato que merece especial atenção é a nucleação heterogênea de fase sigma em aços dúplex e superdúplex, ocorrendo preferencialmente nos contornos de grão ferrita-ferrita e interfaces ferrita-austenita em temperaturas superiores a 800°C. Exemplos deste tipo de nucleação heterogênea podem ser encontrados nas Figuras 1 e 2<sup>27-32</sup>. Todavia, é possível a ocorrência de precipitação descontínua, gerando estruturas lamelares como a da Figura 1(b), que também poderia ser resultado de decomposição eutetóide da ferrita em austenita e sigma; comprova-se, no entanto, que a fração de austenita permanece praticamente constante ao longo dos processos de envelhecimento enquanto há a nucleação e crescimento de sigma a partir da ferrita<sup>29,30,33</sup>, tornando esta hipótese pouco provável.

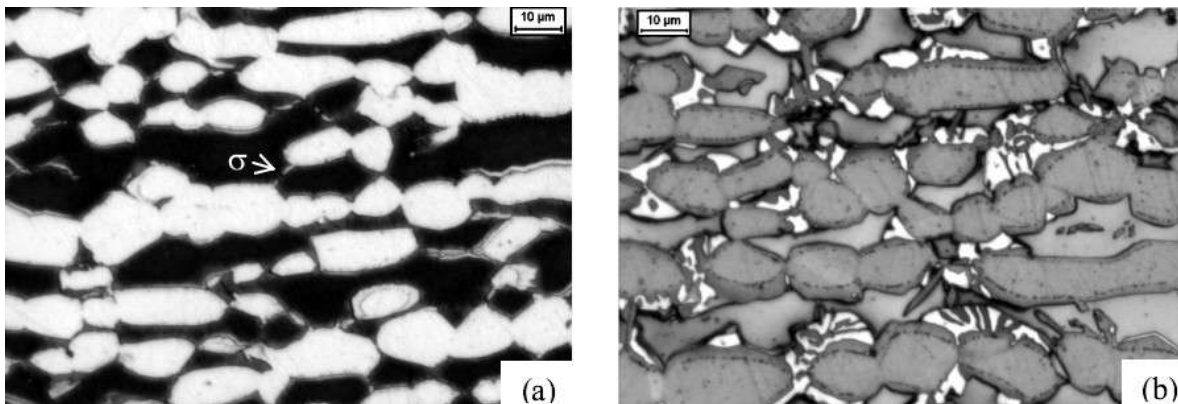


Figura 1. Aço UNS S31803 envelhecido a 900°C por (a) 3min e (b) 1h. Sigma é a fase branca, ferrita a fase mais escura, e a fase que decora os contornos de grão da austenita em (b) são nitretos de cromo. Ataque de Behara modificado<sup>29</sup>.

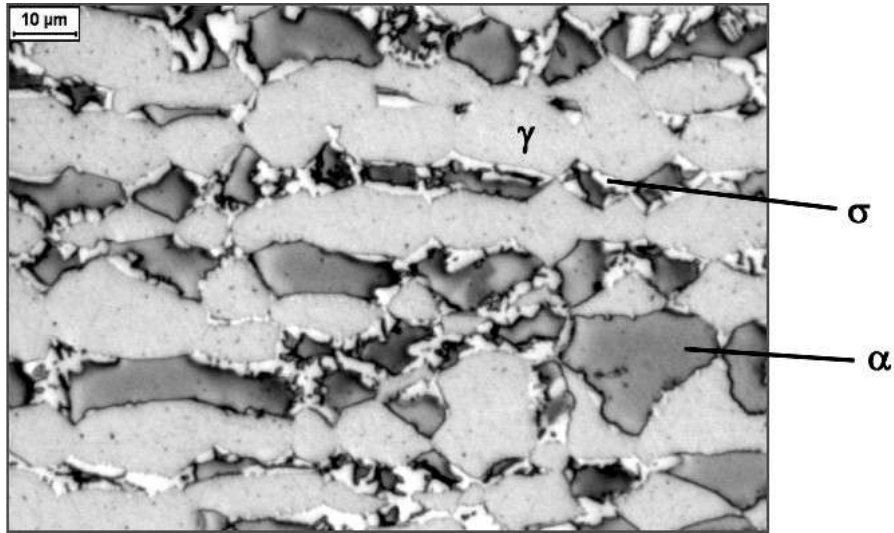


Figura 2. Aço UNS S32750 envelhecido a 900°C por 10min. Sigma é a fase branca, ferrita a fase mais escura. Ataque de Behara modificado<sup>27</sup>.

Em menores temperaturas de envelhecimento, a nucleação de fases intermetálicas como sigma passa a ser também homogênea no interior da ferrita original, como mostram as Figuras 3 e 4; contudo, além de fase sigma observa-se a formação de fase chi, já que seu maior teor de molibdênio, quando comparada à sigma, a torna facilmente distinguível da fase sigma em imagens de elétrons espalhados como a da Figura 4. Nesta, ainda se observa a formação de nitretos de cromo nas interfaces ferrita-austenita, graças ao fornecimento de N pela austenita e Cr pela ferrita<sup>31</sup>. A mesma formação de nitretos de cromo pode ocorrer em temperaturas superiores, como mostra a Figura 1(b)<sup>29</sup>.

Constata-se ainda que o crescimento de fase intermetálica se dá pelo consumo da ferrita presente<sup>22-33</sup>, como mostra a Figura 5, sem transformações de fase detectáveis na austenita (como exemplificam as Figuras 3 e 4), apesar de existirem evidências do crescimento da fase sigma formada a partir da austenita presente após o total consumo da ferrita; exemplo disto é apresentado na Figura 5, onde após 10h de envelhecimento a 800°C, apesar do total consumo de ferrita,

ainda há crescimento da fração de sigma, resultante do consumo da austenita presente. A partir de dados como o da Figura 5 é possível a criação de diagramas Tempo-Temperatura-Precipitação (TTP) de fase sigma, como o mostrado na Figura 6.

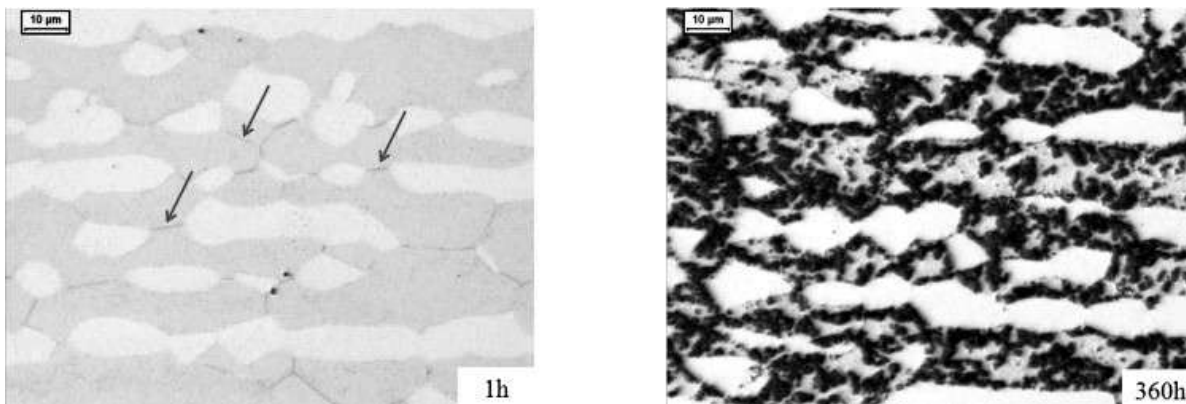


Figura 3. Aço UNS S31803 envelhecido a 650°C, com fase sigma formando-se a partir da ferrita original. Ataque eletrolítico de KOH (2Vcc, 1 min)<sup>31</sup>.

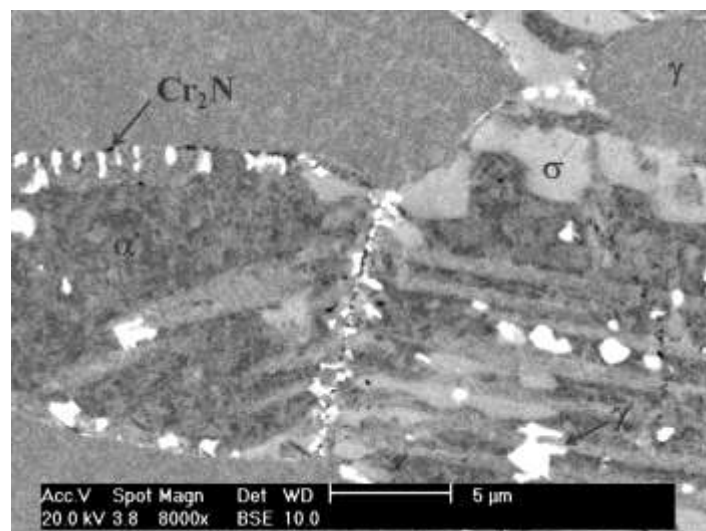


Figura 4. Aço UNS S31803 envelhecido a 650°C por 360h, com fases sigma, chi e nitretos de cromo formando-se a partir da ferrita original, sem indícios de transformação de fases na austenita. Imagem de elétrons retroespalhados<sup>31</sup>.

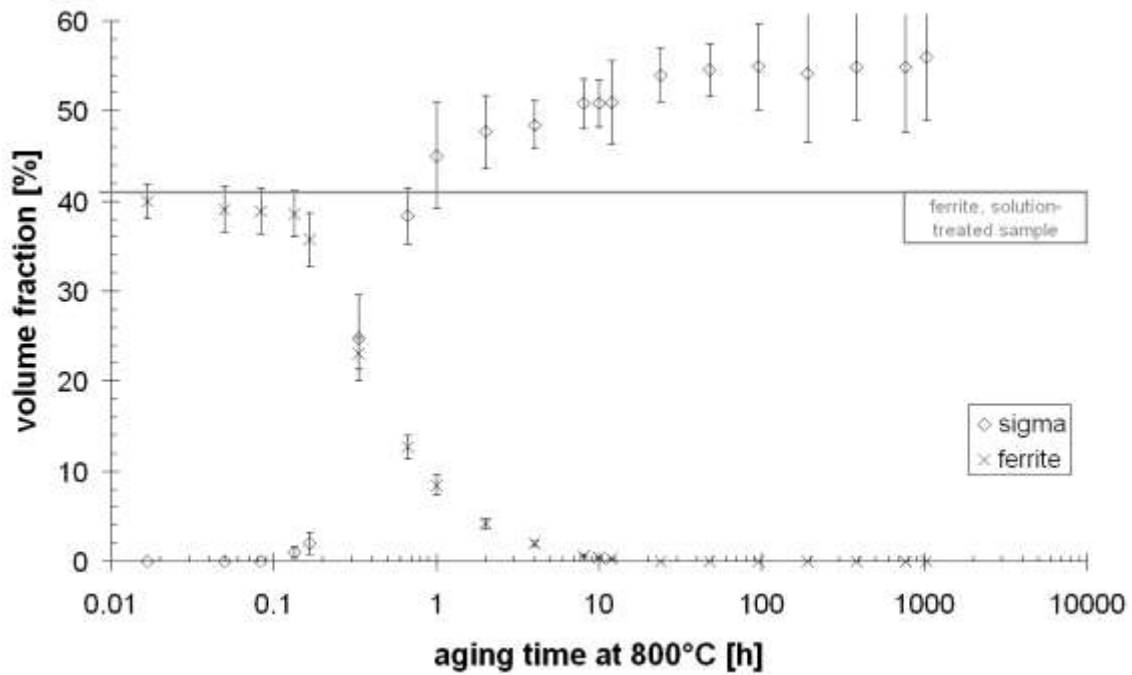


Figura 5. Frações volumétricas de ferrita e austenita do aço UNS S31803 envelhecido a 800°C<sup>33</sup>.

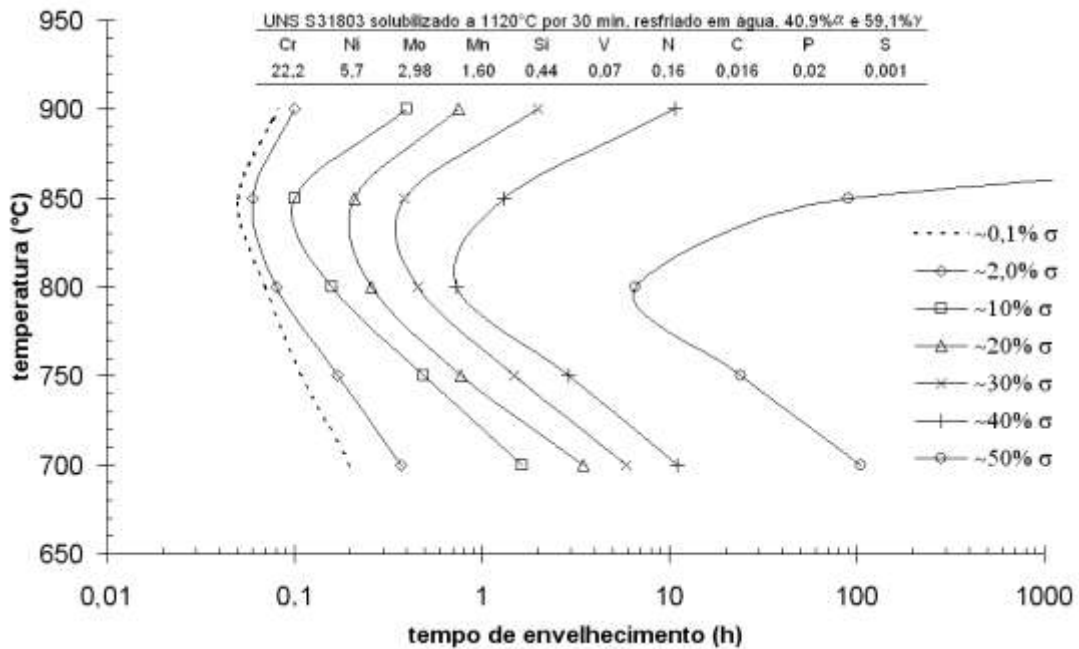


Figura 6. Diagrama TTP do UNS S31803<sup>33</sup>.



Com uma ampla gama de dados sobre a cinética de formação de sigma, como os mostrados na Figura 6, pode-se determinar expressões do tipo JMA para previsão da fração transformada. Na Figura 7 observa-se a comparação entre a fração de fase sigma obtida experimentalmente e a calculada segundo a expressão JMA para o aço UNS S31803 envelhecido a 750°C obtida em trabalho recente deste proponente<sup>33</sup>, que indica como valor médio do expoente de Avrami  $n = 0,915$ , e como energia de ativação a para formação de fase sigma um valor de  $185 \text{ kJ.mol}^{-1}$ , equivalente à energia de ativação para difusão do Cr na ferrita, que provavelmente é o mecanismo controlador da cinética de formação de fase sigma. A expressão JMA obtida, quando comparada a resultados experimentais entre 700°C e 850°C, fornece valores de fração de fase sigma com coeficiente de correlação  $R^2 > 0,93$ .

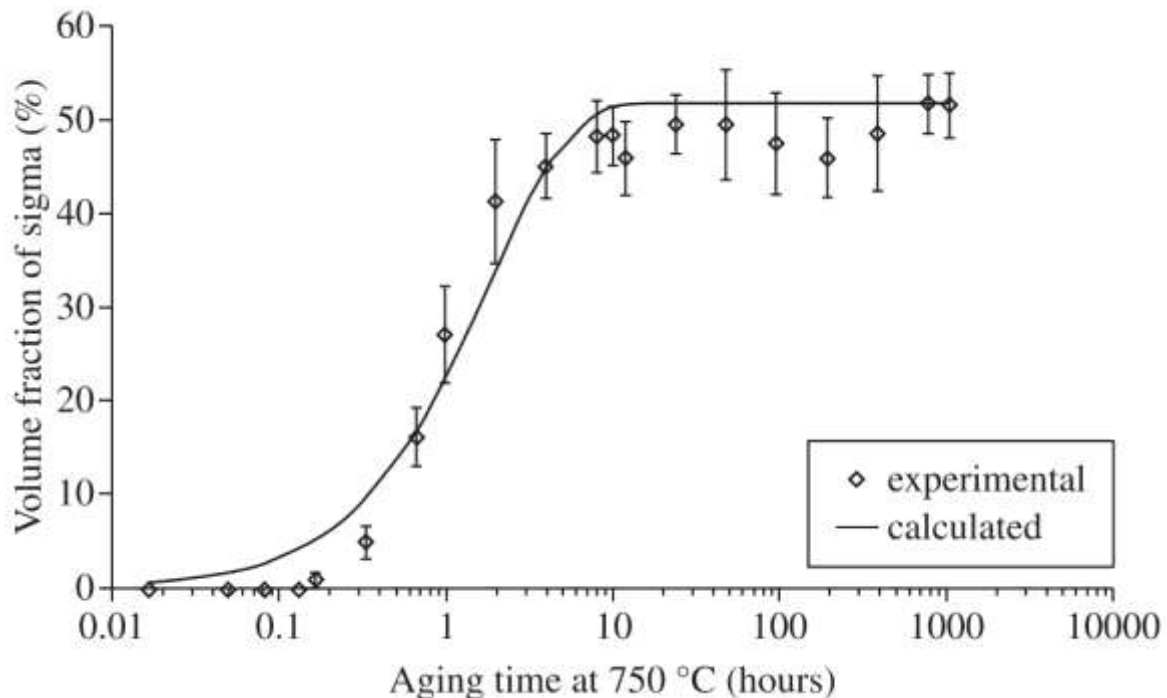


Figura 7. Fração de fase sigma obtida experimentalmente e calculada segundo a expressão JMA para o aço UNS S31803 envelhecido a 750°C<sup>33</sup>.

## **Desafios deste projeto.**

A obtenção de dados experimentais que descrevam a cinética de transformação de fases nos aços inoxidáveis, e expressões do tipo JMA para a previsão destas frações, é fundamental para a determinação de ciclos térmicos para processamento termomecânico ou soldagem dos aços inoxidáveis dúplex que não possibilitem a formação destas fases deletérias. Contudo, a variedade de mecanismos de transformação (e a dificuldade experimental para descrever todas as possíveis ocorrências de formação de fase sigma em diferentes ciclos térmicos) torna inviável a utilização de experimentação como única forma de previsão das microestruturas formadas, sendo a simulação computacional uma ferramenta importante para suprir tal carência.

Deste modo, a validação experimental de simulações de equilíbrio termodinâmico e de cinética de transformações de fase trará confiabilidade a estas simulações, já que apesar da existência de bases de dados termodinâmicos e de difusão (como a base de dados TCFé6 para o software Thermocalc, com excelente descrição termodinâmica das fases sigma e chi, e a base de dados de difusão MOB2 para o software DiCTra)<sup>34</sup>, poucos são os trabalhos de validação de simulações na literatura<sup>35-39</sup>.

## **2. OBJETIVOS**

O presente projeto tem por objetivo avaliar a cinética das transformações de fase em aços inoxidáveis dúplex através de simulação computacional do equilíbrio de fases e da cinética das transformações de fases, validando as simulações com resultados experimentais. Particularmente, pretende-se avaliar a possibilidade de previsão, por simulação computacional, da cinética de formação das fases sigma e chi no intervalo de 650°C a 950°C em aços inoxidáveis dúplex (UNS S31803) e superdúplex (UNS S32750), que já vem sendo estudados experimentalmente pelo

grupo de pesquisa coordenado pelo proponente deste projeto de pesquisa.

### 3. METODOLOGIA

Neste estudo de cinética de transformação de fases, os materiais que serão estudados experimentalmente para validação das simulações computacionais são descritos na Tabela 1. A Tabela 2 descreve os tratamentos térmicos de solubilização a que estes aços foram submetidos, e a Tabela 3 descreve os envelhecimentos realizados em cada um dos materiais para a obtenção de diferentes estágios de formação de fases intermetálicas.

Tabela 1. Identificação e composição química (%massa) dos aços inoxidáveis que serão estudados nesta proposta.

Material UNS	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	outros	Condição de fornecimento
S32750	24,95	6,91	3,79	0,263	0,015	0,43	0,26	***	barras solubilizadas
S31803-A	22,48	5,74	3,20	0,162	0,018	1,42	0,35	Cu 0,15	Chapas solubilizadas
S31803-B	22,20	5,70	2,98	0,161	0,016	1,60	0,44	V 0,07	

Tabela 2. Tratamentos de solubilização realizados.

Material UNS	Ciclo térmico de solubilização realizado
S32750	30 min a 1100°C, resfriamento em água
S31803-A	30 min a 1175°C, resfriamento em água
S31803-B	30 min a 1120°C, resfriamento em água

Tabela 3. Tratamentos de envelhecimento realizados.

Material UNS	Ciclos térmicos de envelhecimento isotérmico realizados
S32750	De 1 min a 1032h a 650°C, 700°C, 750°C, 800°C, 850°C, 900°C ou 950°C
S31803-A	
S31803-B	De 1 min a 1032h a 700°C, 750°C, 800°C, 850°C ou 900°C

As atividades deste trabalho serão realizadas em quatro grandes etapas, descritas nos itens que seguem; o cronograma global destas atividades está descrito na Tabela 4.

**A. Mecanismos de transformação de fases:** através de análises por microscopia óptica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) pretende-se determinar os mecanismos de transformação das fases ferrita e austenita dos aços solubilizados em amostras contendo as fases sigma e chi. A quantificação das fases será realizada por estereologia quantitativa de imagens obtidas por MO (com ataques seletivos a fases intermetálicas, como o eletrolítico em KOH) e imagens de MEV, principalmente nos estágios iniciais de transformação, onde a fração transformada é pequena e o tamanho das fases formadas é diminuto; serão utilizadas também imagens de elétrons retroespalhados e análises químicas por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS), para permitir a diferenciação de fases sigma, chi e nitretos de cromo. A fração de ferrita poderá ser determinada ou por estereologia quantitativa após ataque de Beraha (seletivo a ferrita), ou com medidas magnéticas através de ferritoscópio. Também será utilizada difratometria de raios-X para identificação das fases presentes em diferentes condições de envelhecimento.

**B. Determinação do equilíbrio termodinâmico:** nesta etapa objetiva-se a determinação do equilíbrio termodinâmico através de simulação computacional, utilizando o software Thermo-Calc e bases de dados dedicadas. Além disso,

pretende-se realizar a validação das simulações através da comparação destas com resultados das frações de fases estáveis após longos tempos de envelhecimento nas temperaturas de interesse (obtidas por estereologia quantitativa) e com resultados de composição química das fases por EDS.

**C. Simulações de cinética de transformação de fases:** determinados os mecanismos de formação de fases chi e sigma, serão realizadas simulações da cinética de transformação de fases utilizando o software DiCTra e bases de dados dedicadas. A princípio, serão utilizados três modelos geométricos de células computacionais: **planar** (simulando nucleação em interface ferrita/austenita, com crescimento na direção da ferrita, ou nucleação em interface ferrita/ferrita, com crescimento preferencial para um dos grãos de ferrita, como mostra a Figura 8-a); **cilíndrico** (representando nucleação em interface ferrita/ferrita, sem crescimento preferencial para qualquer um dos grãos de ferrita, apresentado na Figura 8-b); e **esférico** (considerando nucleação em interface ferrita/ferrita, ou em ponto triplo, ou nucleação homogênea no grão de ferrita, sem crescimento preferencial para alguma direção, apresentado na Figura 8-c).

**D. Geração de relatório final.**

Tabela 4. Cronograma de atividades do projeto.

Atividade	Duração (meses)											
	1-3	4-6	7-9	10-12	13-15	16-18	19-21	22-24	25-27	28-30	31-33	34-36
A												
B												
C												
D												

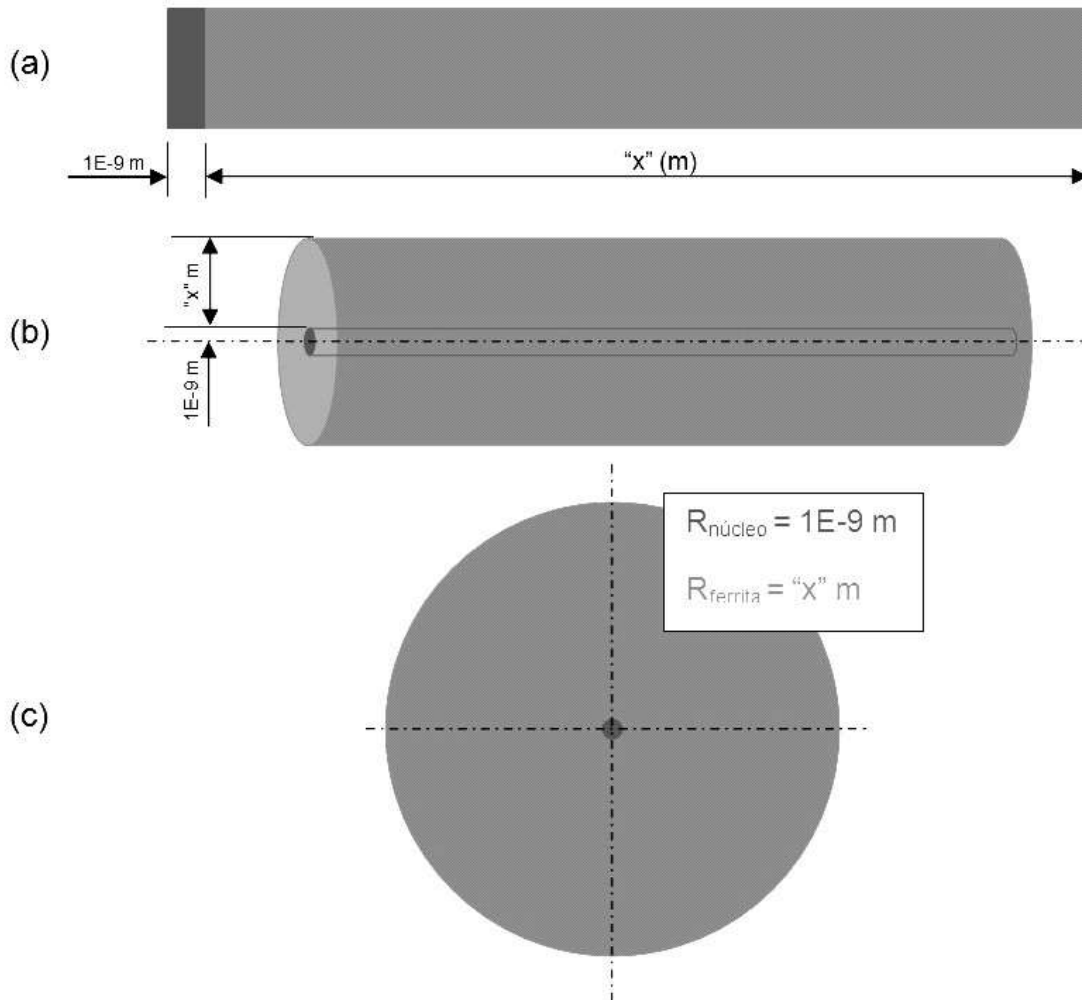


Figura 8. Modelos geométricos de células computacionais que poderão ser utilizados nas simulações de cinética: (a) planar, (b) cilíndrico, (c) esférico. O núcleo, de dimensão principal indicada como  $10^{-9}$  m, será considerado como sendo de fase chi ou sigma, dependendo das condições de simulação.

#### 4. 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:

- **Software Thermo-Calc e bases de dados dedicadas (como a TCFE6).**
- **Software DiCTra e bases de dados dedicadas (como a MOB2).**
- **Microscópio eletrônico de varredura CAMSAN CS3200, com EDS.**
- **Difratômetro de raios-X Shimadzu XRD-7000, com tubo de radiação Cu-K $\alpha$  ou Cr-K $\alpha$  e banco de dados ICDD.**
- **Forno tubular Lindberg (1200°C) com relê de estado sólido e retorta preparada para tratamentos sob vácuo ou atmosfera de N $_2$ .**
- **Dois fornos tubulares Grion (1000°C) com relê de estado sólido e retorta preparada para tratamentos sob vácuo ou atmosfera de N $_2$  (obtidos com recursos do Projeto 478447/2008-6 aprovado no Edital MCT/CNPq 14/2008).**
- **Forno poço Lindberg (1200°C) com relê de estado sólido e retorta preparada para tratamentos sob vácuo ou atmosfera de N $_2$ .**
- **Dois 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.**
- **1 sistema para polimento e ataque eletrolítico LECTROPOL-Struers.**
- **1 cortadeira com disco diamantado MINITON-Struers.**
- **3 cortadeiras metalográficas com discos abrasivos.**
- **2 embutidoras metalográficas semi-automáticas.**
- **15 lixadeiras/politrizes metalográficas manuais com discos de 200 mm.**
- **1 lixadeira de desbaste de 300 mm de disco, 1500 RPM.**
- Potenciostato AUTOLAB 20, eletrodos de referência e vidrarias.
- Forno de Indução Grion com capacidade de fusão de 25kg de aço.

- Máquina universal de ensaios MTS servo controlada de 250 kN de capacidade máxima, dotada de ampla gama de acessórios.
- Máquina universal de ensaios LOS hidráulica de 40 T.
- Máquina universal de ensaios mecânica INSTRON de 3 T.
- Máquina universal de ensaios mecânica KRATOS de 2 T.
- Laminador de produtos planos, com cilindros de 200 mm de mesa e 190 mm de diâmetro, luz máxima de 20 mm, instrumentado com células de força para medição da força de laminação e célula de torque acoplada a um dos cilindros para medição de torque de laminação.
- Prensa hidráulica de duplo efeito de 40 T cada atuador, instrumentada.

## REFERÊNCIAS

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, 1990, p. 60-63.
5. D. C. AGARWAL. Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries. Key Eng. Mater., n. 2, v. 20-28, 1988, p. 1677-1692.
6. J. O. NILSSON. Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, v. 8, 1992, p. 685-700.



7. R. MAGNABOSCO, N. ALONSO-FALLEIROS. Pit Morphology and its Relation to Microstructure of 850°C Aged UNS S31803 Duplex Stainless Steel. *Corrosion*, v. 61, n. 2, 2005, p. 130-136.
8. R. MAGNABOSCO, N. ALONSO-FALLEIROS. Sigma Phase and Polarization Response of UNS S31803 in Sulfuric Acid. *Corrosion*, v. 61, n. 8, 2005, p. 807-814.
9. J. J. GILMAN. Hardening of high-chromium steels by sigma phase formation. *Trans. ASM*, v. 43, 1951, p. 161-192.
10. T. P. HOAR, K. W. BOWEN. The electrolytic separation and some properties of austenite and sigma in 18-8-3-1 chromium-nickel-molybdenum-titanium steel. *Trans. ASM*, v. 45, 1953, p. 443-474.
11. E. O. HALL, S. H. ALGIE. The sigma phase. *Metallurgical reviews*, v. 11, 1966, p. 61-88.
12. 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.
13. ESCRIBA, D.M. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, [S.l.], v.60, p.1214-1219, 2009.
14. J. H. POTGIETER, K. PREMACHANDRA, E. M. L. E. M. JACKSON, S. NANA. Duplex: complex or simplex. *FWP journal*, v. 31, 1991, p. 17-29.
15. C. A. BARBOSA, F. Y. MORI, M. H. C. SOUZA, I. G. S. FALLEIROS. Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico. *Metalurgia ABM*, n. 227, v. 32, 1976, p. 669-673.
16. Y. S. SATO, H. KOKAWA. Preferential Precipitation Site of Sigma Phase in Duplex Stainless Steel Weld Metal. *Scripta Materialia*, v. 40, n. 6, 1999, p. 659-663.
17. J. W. ELMER, T. A. PALMER, E. D. SPECHT. Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 38A, 2007, p. 464-475.

18. I. CALLIARI, M. ZANESCO, E. RAMOUS. Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF 2205. *J. Mater. Sci.*, v. 41, 2006, p. 7643-7649.
19. 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.
20. R. MAGNABOSCO, M. MAGALHÃES. Corrosão por pite de aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205) após rápido envelhecimento a 850 C. In: 60º Congresso Internacional Anual da ABM, 2005, Belo Horizonte.
21. R. MAGNABOSCO, M. MAGALHÃES. Formação de fase sigma após rápido envelhecimento entre 700 C e 900 C do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205). In: 59º Congresso Internacional Anual da ABM, 2004, São Paulo.
22. R. MAGNABOSCO, N. ALONSO-FALLEIROS. Formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF2205) durante envelhecimento a 850 C. In: 1ª Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico - TTT'2003, 2003, Indaiatuba, SP. p. 182-193.
23. R. MAGNABOSCO. Formação de fase sigma no aço inoxidável dúplex UNS S31803 durante envelhecimento isotérmico entre 700 C e 900 C. In: 60º Congresso Internacional Anual da ABM, 2005, Belo Horizonte. 60º Congresso Internacional Anual da ABM - anais. São Paulo : ABM, 2005.
24. R. MAGNABOSCO, G. H. B. DONATO, R. P. GERZELY. Changes in volumetric fraction of ferrite and sigma phases after isothermal aging between 700°C and 900°C of UNS S 31803 (SAF 2205) duplex stainless steel. In: 17th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM'2003, 2003, São Paulo.
25. R. MAGNABOSCO, L. E. OIYE, C. K. SUTTO. Microhardness of UNS S31803 (SAF 2205) duplex stainless steel after isothermal aging between 700°C and 900°C. In: 17th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM'2003, 2003, São Paulo.

26. R. MAGNABOSCO, N. ALONSO-FALLEIROS, L. S. MONTAGNA, F. BENEDUCE-NETO, D. Y. KOBAYASHI RANZINI. Transformações de fase durante o envelhecimento a 850°C do aço inoxidável UNS S31803. In: 57° Congresso Internacional Anual da ABM, 2002, São Paulo.
27. R. ROMANA. Cinética de formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S32750. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 79 p., disponível em [http://www.fei.edu.br/~rodrmagn/mestrado/dissert\\_RR.pdf](http://www.fei.edu.br/~rodrmagn/mestrado/dissert_RR.pdf)
28. R. MAGNABOSCO, R. ROMANA. Cinética de precipitação de fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superdúplex UNS S32750 (SAF 2507). In: 64° Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2009, Belo Horizonte.
29. D. C. DOS SANTOS. Estudo da formação de sigma e sua influência no potencial de pite em solução 0,6M NaCl do aço UNS S31803 envelhecido a 850°C e 900°C. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 205 p., disponível em [http://www.fei.edu.br/~rodrmagn/mestrado/Dissert\\_DCS.pdf](http://www.fei.edu.br/~rodrmagn/mestrado/Dissert_DCS.pdf)
30. D. C. SANTOS, R. MAGNABOSCO, Influência da formação de sigma no potencial de pite do aço inoxidável duplex UNS S31803 em solução 0,6 M NaCl envelhecido a 850°C e 900°C. In: 65° Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2010, Rio de Janeiro.
31. E. B. DE MÉLO. Investigação das transformações de fase do aço UNS S31803 entre 300°C e 650°C. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 137 p., disponível em [http://www.fei.edu.br/~rodrmagn/mestrado/dissert\\_EBM.pdf](http://www.fei.edu.br/~rodrmagn/mestrado/dissert_EBM.pdf)
32. E. B. MÉLO, R. MAGNABOSCO, Transformações de fase a 475°C e a 650°C do aço UNS S31803 e sua influência no potencial de pite em solução 0,6M NaCl. In: 65° Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2010, Rio de Janeiro.

33. R. MAGNABOSCO. Kinetics of sigma phase formation in a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 12, p. 321-327, 2009.
34. <http://www.thermocalc.se/>, acessada em 17.06.2010.
35. JUN LI et al. A new resource-saving, high manganese and nitrogen super duplex stainless steel 25Cr–2Ni–3Mo–xMn–N. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 527, p. 245-251.
36. A. L. V. COSTA E SILVA, R. R. AVILLENZ. Avaliação da cinética de precipitação de compostos intermetálicos em aços inoxidáveis duplex através de modelamento matemático de difusão. 64º Congresso da ABM, julho 2009.
37. X. LI et al. Modelling of materials properties in duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, august, 2002, 18, p. 861-868.
38. C. M. SOUZA JR. et al. The s phase formation in annealed UNS S31803 duplex stainless steels: texture aspects. *Materials Characterization*, 2008, 59, p. 1301-1306.
39. H. SIEURIN, R. SANDSTRÖM. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205, *Materials Science and Engineering A* 444, jan. 2007, p. 271-276.