

Projeto de Pesquisa

SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DA FORMAÇÃO DE FASE SIGMA EM AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX DURANTE RESFRIAMENTO CONTÍNUO

Proponente: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

rodrmagn@fei.edu.br

Candidata a bolsa: Rayanne Araujo Andrade

rayanneaa@hotmail.com

*Início previsto: mar.2022
término previsto fev.2024*

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM
Área de concentração: Materiais e Processos
Centro Universitário FEI

01 de março de 2022

RESUMO

A obtenção de dados experimentais que descrevam a cinética de transformação de fases nos aços inoxidáveis, e expressões do tipo KJMA 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. Além disso, durante ciclos de resfriamento contínuo após os tratamentos de solubilização, ou mesmo processo de soldagem, os aços inoxidáveis dúplex podem experimentar a formação destas fases deletérias. Assim, o presente projeto tem por objetivo a simulação computacional da cinética de formação de fase sigma num aço inoxidável superdúplex durante o resfriamento a partir de temperaturas de solubilização, onde apenas as fases ferrita e austenita existem, verificando se estas são capazes de descrever o início da precipitação durante resfriamento contínuo a taxa de resfriamento constante, com o uso do *software* DICTRA[®]. Além disso, pretende-se a validação experimental das simulações, através da comparação destas com resultados de análise microestrutural de amostras sujeitas a ciclos térmicos de aquecimento até a temperatura de solubilização e resfriamentos a taxas controladas.

Palavras-chave: aço inoxidável dúplex, transformação de fases, simulação computacional, fase sigma, TRC, DICTRA[®].

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA, COM SÍNTESE DA BIBLIOGRAFIA FUNDAMENTAL

Aços inoxidáveis dúplex são amplamente utilizados em situações que demandem a combinação de alta resistência mecânica, alta tenacidade e grande resistência a corrosão¹⁻⁵. São ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N, com microestrutura típica composta por 40-45% de ferrita e 55-60% de austenita, obtidas após tratamento de solubilização entre 1000°C e 1200°C, seguido de resfriamento em água⁶.

No entanto, é possível a ocorrência de fases intermetálicas ricas em cromo e molibdênio, notadamente as fases chi e sigma, em temperaturas 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 sigma⁶⁻¹⁴.

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 sigma¹⁵⁻¹⁶.

A fração de fase intermetálica, e particularmente de fase sigma, pode ser descrita por uma expressão do tipo Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA), 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_{σ} é a energia de ativação para formação de fase sigma, R é a

constante universal dos gases ($8,31 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), 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 interface¹⁷.

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

$$k = k_0 \cdot e^{\left(\frac{-Q_\sigma}{R \cdot T}\right)} \quad \text{Eq. 2}$$

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 envelhecimento¹⁷; ao passo que entre 850°C e 900°C por até 40 min¹⁸, pode-se encontrar $n=4,11$. Contudo, não há descrição nestes trabalhos¹⁷⁻¹⁸ de valores para a energia de ativação para formação da fase sigma.

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^{7,8,19-26}. 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 2²⁷⁻³⁴. 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^{29,30,33}, tornando esta hipótese pouco provável.

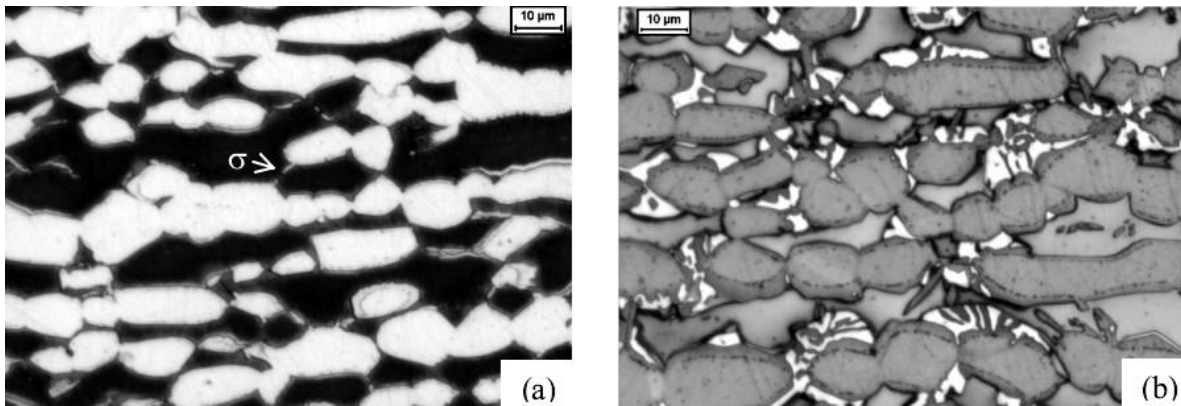


Figura 1. Aço UNS S31803 envelhecido a 900°C por (a) 3min e (b) 1h. Sigma é a fase branca, ferrita a fase mais escura, e a fase que decora os contornos de grão da austenita em (b) são nitretos de cromo. Ataque de Behara modificado²⁹.

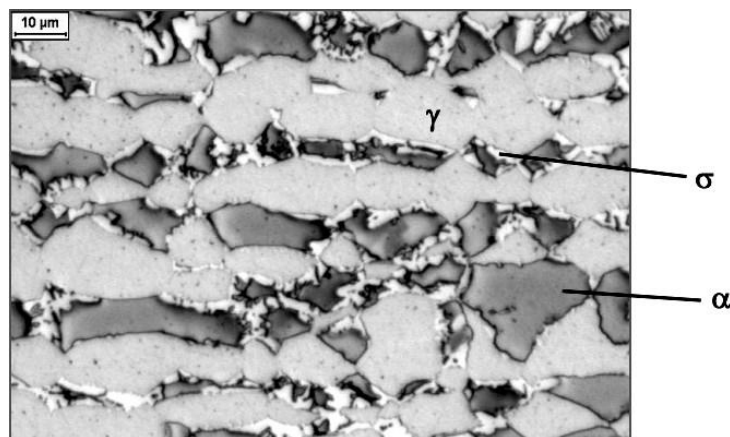


Figura 2. Aço UNS S32750 envelhecido a 900°C por 10min. Sigma é a fase branca, ferrita a fase mais escura. Ataque de Behara modificado²⁷.

Constata-se ainda que o crescimento de fase intermetálica se dá pelo consumo da ferrita presente²²⁻³³, como mostra a Figura 3, sem transformações de fase detectáveis na austenita; exemplo disto é apresentado na Figura 3, 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 3 é possível a criação de diagramas Tempo-Temperatura-Precipitação (TTP) de fase sigma, como os mostrados nas Figuras 4 e 5.

Trabalho recente deste grupo de pesquisa³⁶ mostrou a possibilidade de simulação da formação de fase sigma através do *software* DICTRA[®] em temperatura onde, em condições de equilíbrio, coexistiam as fases ferrita, austenita e sigma, com diferentes disposições geométricas das fases, e composição química considerando apenas os principais elementos da composição, Fe, Cr, Ni, Mo e N. Todavia, em temperaturas mais baixas, onde a saturação de nitrogênio na austenita é atingida, levando a necessidade de precipitação de nitretos de cromo, o modelo computacional enfrenta divergências que impedem seu avanço. Uma solução para este problema vem de trabalho de simulação em campo de fase³⁷, no qual a simulação é realizada desconsiderando-se a presença de N na composição química. Tal simplificação é factível também para simulações em DICTRA[®], já que o modelo termodinâmico de fase sigma não prevê a presença deste elemento. Usando esta tática, foi possível estender a faixa de simulação adotada noutro trabalho publicado deste grupo³⁶ permitindo a simulação dos envelhecimentos isotérmicos num aço inoxidável dúplex em diferentes temperaturas³⁸.

Fica então uma lacuna tecnológica, a de conseguir prever o instante inicial de formação de fase sigma não num envelhecimento isotérmico, como já demonstrado possível tanto por técnicas experimentais quanto de simulação, mas num resfriamento contínuo sob taxa constante a partir das temperaturas de solubilização, ou as que se atingem num processo de soldagem, permitindo prever as transformações de fase envolvidas na formação de fase sigma durante estes resfriamentos. Este tipo de simulação é possível no *software* DICTRA[®], e trabalhos iniciados neste grupo⁴¹ mostraram possível a construção de diagramas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC), descrevendo quais taxas de

resfriamento são seguras no processamento dos aços inoxidáveis dúplex para evitar a formação de fase sigma.

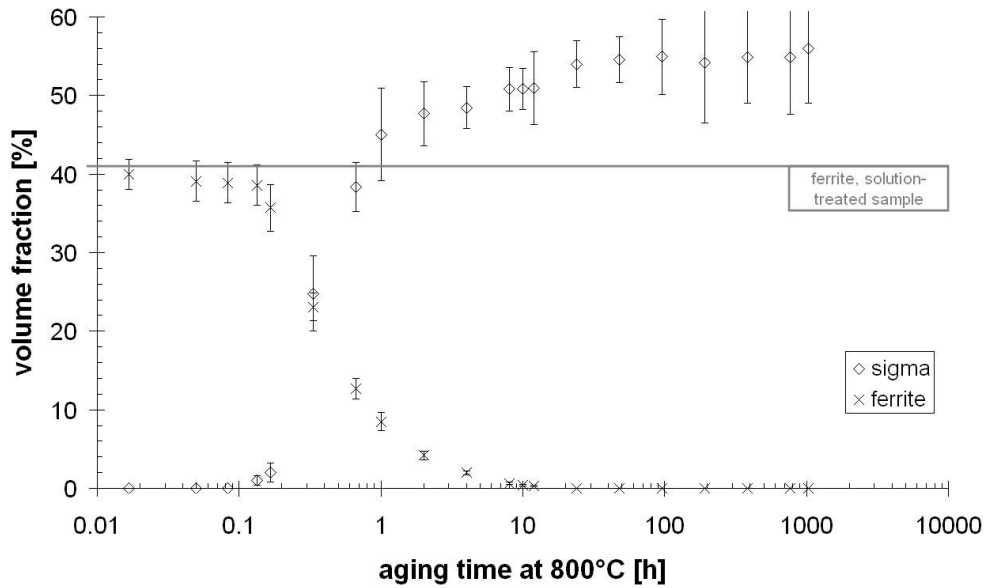


Figura 3. Frações volumétricas de ferrita e austenita do aço UNS S31803 envelhecido a 800°C³³.

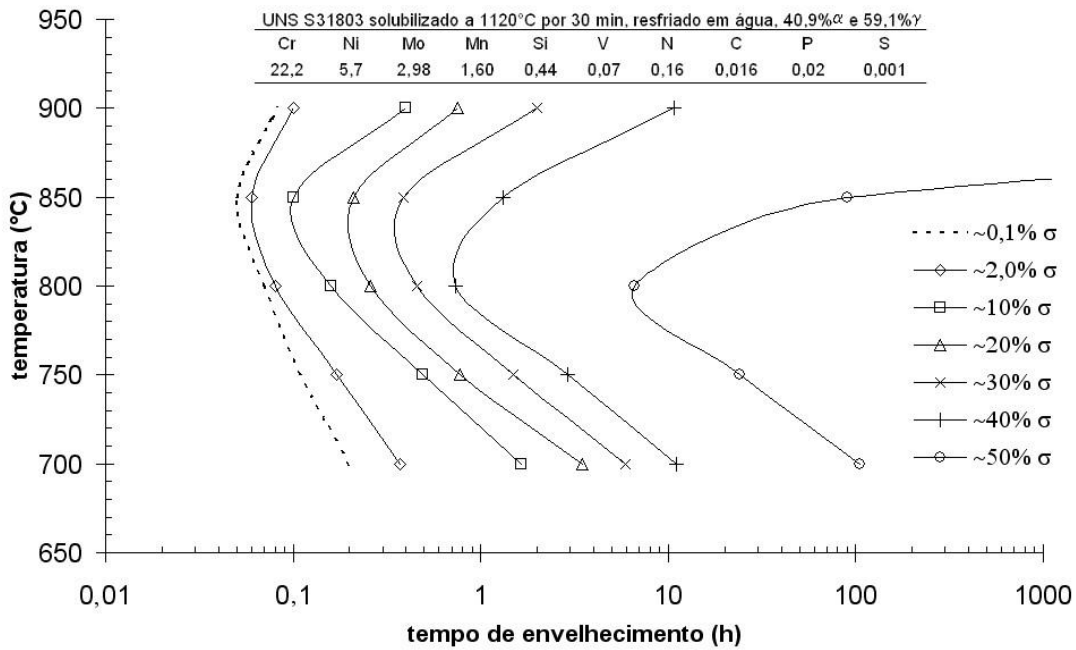


Figura 4. Diagrama TTP do UNS S31803³³.

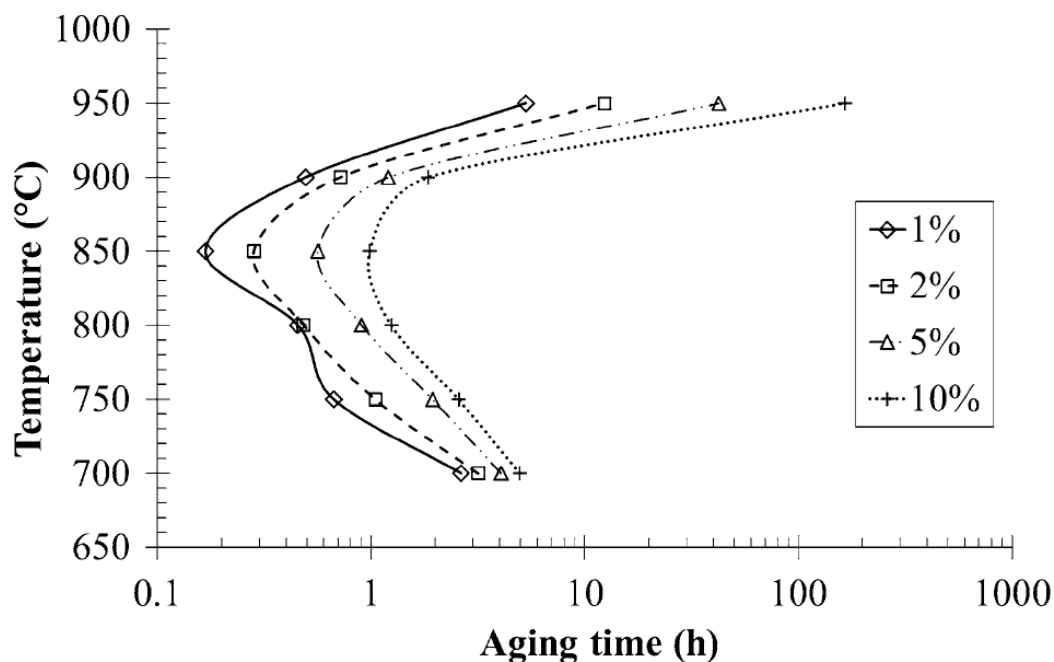


Figura 5. Diagrama TTP do UNS S31803³⁵.

No trabalho mencionado⁴¹, resultado de estudos conduzidos pela candidata a esta bolsa de mestrado, orientada pelo proponente, desde 2020 em projeto de iniciação científica e em trabalho de conclusão de curso, a simulação computacional da formação da fase sigma de aços inoxidáveis dúplex utilizando o *software* DICTRA[®] para desenvolver curvas TRC a partir da temperatura de solubilização foi possível.

Nestes estudos foi desenvolvido uma metodologia para utilizar no *software* DICTRA[®] que foi denominada de Metodologia de 2 estágios modificada, que consiste na divisão da simulação em duas etapas para evitar que os dados obtidos resultem em microestruturas que não condizem com a realizada durante o resfriamento contínuo, devido às limitações do *software* mencionadas anteriormente³⁹.

Com a metodologia de dois estágios modificada foi possível descrever no *software* DICTRA[®] comportamentos de microestruturas reais durante o

resfriamento. A Figura 6 apresenta um diagrama de formação das fases ferrita e austenita em função do tempo e da temperatura para a taxa de $0,001^{\circ}\text{C/s}$ ³⁹. Nota-se no início do resfriamento, ou 1^o etapa da simulação, que existe apenas a redução em volume da ferrita de forma linear, como descreve o diagrama de equilíbrio^{35,39}; ao atingir a temperatura da precipitação de sigma, inicia-se a segunda etapa do resfriamento, com a formação da fase sigma, e percebe-se que a ferrita reduz na mesma intensidade que a sigma se forma, evidenciando a preferência da formação da fase sigma na ferrita^{36,39}. Após a temperatura de aproximadamente 730°C há a estabilização das fases ferrita e sigma, provando que a abaixo da temperatura de máxima cinética de precipitação a precipitação de sigma é irrisória, como indicam as curvas TTT^{33,35,39}.

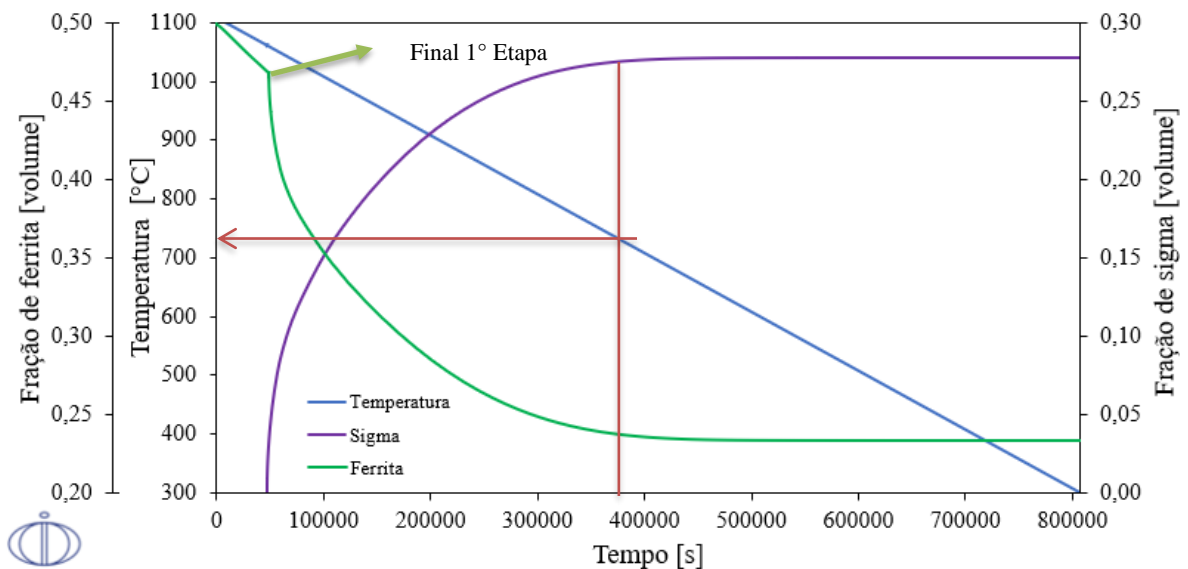


Figura 6. Diagrama da precipitação da fase sigma e ferrita do aço UNS S32707 na taxa de $0,001^{\circ}\text{C/s}$ ³⁹.

A Figura 7 apresenta a comparação de curvas TRC do aço dúplex, superdúplex e hiperdúplex, e mostra outro comportamento de microestruturas reais, pois quanto maior a concentração de cromo e molibdênio na composição química, maior é o potencial termodinâmico de formação da fase sigma, por isso as curvas se deslocam para o canto superior esquerdo³⁹.

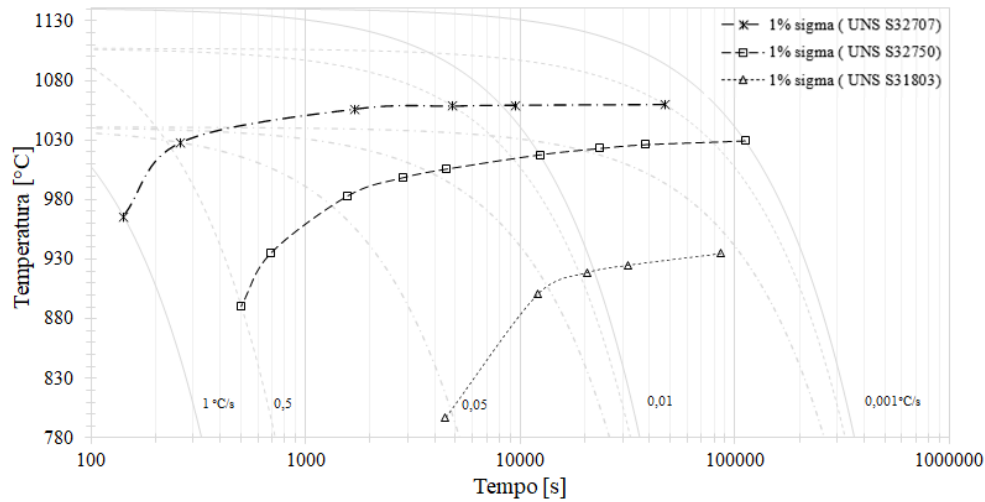


Figura 7. Diagrama TRC pela metodologia de 2 estágios modificada para os aços Hiperdúplex (UNS S32707), Superdúplex (UNS S32750) e Dúplex (UNS S31803)³⁹.

A Figura 8 apresenta um diagrama TRC desenvolvido com os dados dos autores Ferro e Bonollo⁴⁰, assim, a composição química, o tamanho de célula computacional e a temperatura de solubilização, foram introduzidos no DICTRA[®] e simulados para a obtenção dos dados e posteriormente o desenvolvimento da curva TRC. Nota-se que as curvas simuladas apresentam a taxa crítica de resfriamento para a formação de sigma similar à observada experimentalmente pelos autores, o que é de extrema importância, visto que esta variável determina processos de resfriamento. Além disso, pode-se verificar que o *software* é capaz de simular e obter dados para sistemas específicos⁴¹.

Portanto, devido aos resultados obtidos pela simulação computacional no DICTRA[®], foi possível verificar que o *software* é capaz de simular comportamentos reais, ou seja, os mesmos encontrados em trabalhos experimentais da literatura. Desta forma, é necessário validar a simulação computacional a partir de dados experimentais controlados, e não apenas tomando dados às vezes incompletos presentes na literatura. Assim, com esta validação será possível preencher a lacuna

de conhecimento que existe na literatura e na indústria, trazendo importante ferramenta tecnológica à cadeia de processamento dos aços inoxidáveis dúplex.

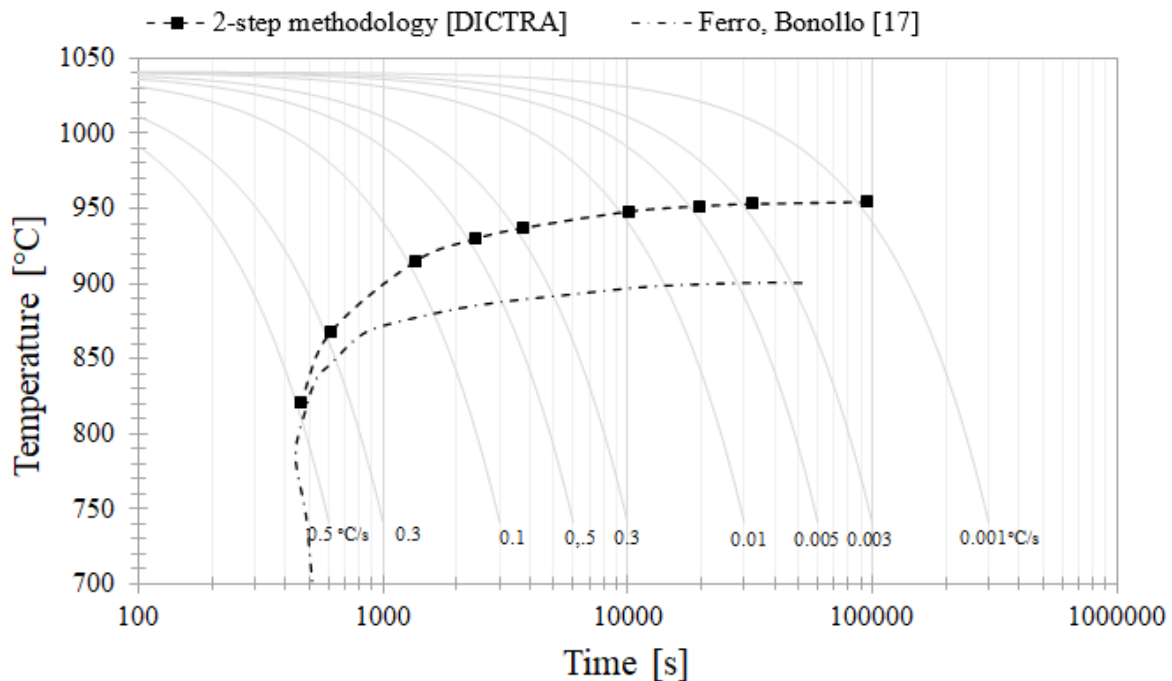


Figura 8. Diagrama TRC desenvolvido com os dados dos autores Ferro e Bonollo (2012) com o tamanho de célula computacional de 20mm^{41} .

2. OBJETIVOS

O presente projeto tem por objetivo a simulação computacional da cinética de formação de fase sigma num aço inoxidável superdúplex durante o resfriamento a partir de temperaturas de solubilização, onde apenas as fases ferrita e austenita existem, verificando se estas são capazes de descrever o início da precipitação durante resfriamento contínuo a taxa de resfriamento constante, permitindo o esboço de curvas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) para este aço, com o uso do *software* DICTRA[®], com validação experimental das simulações

realizadas.

3. METODOLOGIA

A revisão da literatura da dissertação de mestrado criará revisão crítica da literatura, com o objetivo de contextualizar a importância de se conhecer a cinética de formação de fase sigma no processamento e desempenho de aços inoxidáveis dúplex, entender os mecanismos de formação de fase sigma e sua cinética, e os métodos de simulação já estudados, criando o arcabouço necessário para a condução das etapas práticas do projeto, e a discussão dos resultados.

O material a estudar está disponível na forma de uma barra cilíndrica de 82 mm de diâmetro e 2,5 metros de comprimento de aço inoxidável superdúplex UNS S32750, fornecido pela empresa Villares Metals, cuja composição química pode ser observada na Tabela 1. O material foi entregue na condição de tratamento térmico através de solubilização realizado a 1120 °C por 1,5 h com resfriamento em água, e processo de acabamento por descascamento.

Tabela 1 – Composição química (%massa) do aço inoxidável dúplex em estudo fornecido pela Villares.

Cr	Ni	Mo	N	Mn	Si	W	Cu	Fe
25,17	6,88	3,61	0,25	0,60	0,40	0,69	0,58	bal.

Fonte: Villares Metals

As simulações computacionais iniciam com a determinação do equilíbrio termodinâmico utilizando o software Thermo-Calc® e bases de dados dedicadas. Esta etapa é necessária para definição: 1) da composição química inicial das fases ferrita e austenita, 2) qual a temperatura onde se obtém a estrutura dúplex de 50% de cada uma destas fases, que será a temperatura a partir da qual os resfriamentos

a simular terão início, e 3) os intervalos de temperatura onde a formação de fase sigma é possível.

Em seguida à determinação da cinética de formação da fase sigma determinadas as condições de equilíbrio iniciais de ferrita e austenita, e do equilíbrio nas temperaturas a estudar, serão realizadas simulações da cinética de transformação de fases utilizando o *software* DICTRA® e bases de dados dedicadas. A princípio, será utilizado modelo geométrico simples de célula computacional, com difusão unidirecional e interface plana, simulando nucleação de sigma em interface ferrita/austenita. Diferentes taxas de resfriamento serão testadas a partir da temperatura de formação da estrutura dúplex, avaliando a fração de fase sigma formada em cada taxa escolhida, permitindo obter os dados de início de formação de sigma e a construção do diagrama TRC. Será utilizada a metodologia de 2 estágios modificada, desenvolvida em trabalhos anteriores.

Para a preparação das amostras haverá a solubilização na temperatura de determinada nas simulações de equilíbrio por 2h seguida de resfriamento rápido, para caracterização da condição solubilizada. Após esta solubilização, pelo menos 3 amostras passarão por tratamentos térmicos que representem os ciclos de resfriamentos simulados no DICTRA®, para comparação da caracterização microestrutural com os resultados de simulação, validando-as ou indicando necessidades de melhora nos modelos computacionais.

A caracterização microestrutural consiste na preparação para análise metalográfica, tanto das amostras no seu estado solubilizando, quando das amostras após o resfriamento. Será realizado microscopia ótica, estereologia quantitativa, ferritoscopia e difração de raios-X.

Obtenção de créditos deverá ser conduzida pela candidata nas disciplinas do programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica com ênfase em materiais

e processos, do Centro Universitário FEI, para obter conhecimento científico nas áreas aplicadas necessários para o desenvolvimento do projeto.

Elaboração da dissertação ocorrerá sob orientação do proponente, e a candidata deve elaborar uma dissertação de mestrado contendo uma revisão da literatura crítica, com objetivo proposto e claro, além da descrição da metodologia utilizada e análise e discussão minuciosa dos resultados obtidos.

As atividades deste trabalho serão realizadas conforme cronograma global descrito na Tabela 2.

Tabela 2. Cronograma de atividades do projeto.

Atividade	Duração (meses)																							
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24
Obtenção de Crédito	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Revisão da literatura																				■	■	■		
Simulação computacional													■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Preparação de amostras																								
Tratamento térmico																								
Caracterização Microestrutural																								
Preparação Exame de qualificação																								
Dissertação																								

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/~rodrimagn/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/~rodrimagn/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/~rodrimagn/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. E. A. MELO, R. MAGNABOSCO. Influence of the heterogeneous nucleation sites on the kinetics of intermetallic phases formation in aged duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017 (trabalho aceito, a ser publicado em breve)
35. D. C. dos Santos; R. Magnabosco. Kinetic Study to Predict Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 47, p. 1, 2016.
36. L. C. MORAIS, R. MAGNABOSCO. Experimental investigations and DICTRA® simulation of sigma phase formation in a duplex stainless steel. *CALPHAD-COMPUTER COUPLING OF PHASE DIAGRAMS AND THERMOCHEMISTRY*, v. 58, p. 214-218, 2017.
37. A. MALIK et al. Phase-Field Modeling of Sigma-Phase Precipitation in 25Cr7Ni4Mo Duplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, DOI 10.1007/s11661-017-4214-7, 2017 (online first).
38. R. Magnabosco, L. C. Morais, D. C. dos Santos. Use of composition profiles near sigma phase for assessment of localized corrosion resistance in a duplex stainless steel. *Calphad-Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, v. 64, p. 126-130, 2019.
39. R. A. ANDRADE. Simulação de Curvas TRC de Aços Inoxidáveis Dúplex Utilizando o DICTRA®. Trabalho de Conclusão de Curso. Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 88 p., disponível em: [https://fei.edu.br/~rodrimagn/mestrado/2021/TCC_RAA_FINAL%20\(1\).pdf](https://fei.edu.br/~rodrimagn/mestrado/2021/TCC_RAA_FINAL%20(1).pdf)
40. P. FERRO; F. BONOLLO. A Semiempirical Model for Sigma-Phase Precipitation in Duplex and Superduplex Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 43A p. 1109-1116, abr. 2012.
41. R. A. ANDRADE, R. MAGNABOSCO. Computational Simulation of Duplex Stainless Steel Continuous Cooling Transformation Curves Using DICTRA®. *Materials Research*, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2021-0593>.