

ANÁLISE DE FASES SECUNDÁRIAS EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERFERRÍTICOS POR TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL¹

Lorena Braga Moura²
Yuri Soares Negreiros³
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu⁴

Resumo

Aços superferríticos pertencem a uma família de aços com teor de Cr superior a 25% e contam também com Mo em suas composições. Foram desenvolvidos inicialmente para uso em trocadores de calor e ambientes marinhos. O aumento do teor de Mo em aços inoxidáveis austeníticos aumenta a resistência à corrosão em meios ricos em ácidos naftênicos ou outros complexos de enxofre. O presente trabalho faz parte de um estudo para adaptar a composição de aços superferríticos comerciais para utilização em plantas petrolíferas que refinam petróleo ricos em compostos de enxofre através do aumento do teor de Mo na liga. Foi estudada a precipitação de fases em composições experimentais de Fe-25Cr-XMo-YNi (X = 5% e 7%; Y = 2% e 4%) com adição de Nb e Ti. Utilizaram-se os cálculos do programa computacional Thermo-Calc para a simulação de diagramas de fase e da fração em massa das fases presentes, compararam-se os resultados das composições experimentais com os obtidos para o aço inoxidável superferrítico comercial UNS S44660. Determinou-se a temperatura de estabilidade da fase ferrítica e identificaram-se as possíveis fases intermetálicas precipitadas de acordo com a variação da temperatura e da composição química.

Palavras-chaves: Aço inoxidável superferrítico; Termodinâmica computacional; Molibdênio.

ANALYSIS OF SECONDARY PHASES IN SUPERFERRITIC STAINLESS STEEL BY COMPUTATIONAL THERMODYNAMICS

Abstract

Superferritic steels belong to a family of steels with Cr content exceeding 25% and also Mo. They were originally developed for use in heat exchangers and marine environments. In order to use these alloys in the oil industry began a search to know the effect of the increase of Mo content on the microstructure of these steels. Mo is known as responsible for increasing naphthenic corrosion resistance. In this work it was studied the precipitation of phases in experimental compositions of Fe-25Cr-XMo-YNi (X = 5% and 7%, Y = 2% and 4%) with addition of Nb and Ti. Thermo-Calc software was used for the simulation of phase diagrams and the mass fraction of present phases. It was compared results for experimental compositions with those obtained for the commercial superferritic stainless steel UNS S44660. It was determined the solution annealing temperature for the ferritic phase and identified the possible intermetallic phases precipitated with the variation of temperature and chemical composition.

Key words: Superferritic stainless steel; Computational thermodynamics; Molybdenum.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Mestre em Eng. Metalúrgica e de Materiais, Professora do IFCE; lorenabraga@ifce.edu.br.

³ Graduando Eng. Metalúrgica e de Materiais, UFC, Ceará, Brasil; yuri_negreiros@hotmail.com.

⁴ PhD., Prof. do Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, UFC, Ceará, Brasil; hamilton@ufc.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos são bastante utilizados na indústria em geral por possuírem boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão.⁽¹⁾ Existem alguns trabalhos que concordam que o aumento do teor de Mo na composição dos aços pode torná-los uma alternativa em aplicações onde compostos naftênicos oriundos de petróleo pesado estejam presentes.⁽²⁻⁵⁾ A presença do Mo, no entanto, provoca a precipitação de fases intermetálicas, tais como fase sigma (σ), fase chi (χ), fase Mu (μ), nitretos como $\text{Fe}_5\text{Mo}_{13}\text{N}_4$, carbonetos do tipo $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo})_{23}\text{C}_{36}$ ou carbonitretos de Nb e Ti como Nb(CN) e Ti(CN). A presença destas fases pode ter como consequências a fragilização com perda de resistência à corrosão em temperaturas elevadas e baixa tenacidade.⁽⁶⁻⁹⁾

Em pesquisas anteriores comparou-se o desempenho do aço ferrítico AISI 444 com um aço austenítico AISI 316L para aplicação em torres de destilação. Verificou-se que o AISI 444 apresentou resistência à corrosão inferior, mas com redução dos custos quando comparado ao aço AISI 316L.⁽¹⁰⁾ Modificou-se a composição do aço AISI 444 com a adição de Cr e Mo e aspectos como resistência à corrosão, propriedades mecânicas e formação da fase α' foram estudados.⁽¹¹⁾ Os efeitos do aumento do teor de Cr e Mo na microestrutura e soldabilidade de aços ferríticos também foram estudados. Observou-se que uma melhora na resistência à corrosão naftênica foi acompanhada por uma perda de tenacidade.^(8,12) Esta nova proposta visa melhorar a tenacidade sem reduzir a resistência à corrosão naftênica através da adição de Ni. O aumento de Ni implica num aumento do teor de Cr para manter a matriz ferrítica. Na busca por aços que apresentem melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas, que possam ser aplicados de forma eficiente e com menor custo, os aços inoxidáveis superferríticos, também conhecidos por aços inoxidáveis ferríticos de alto desempenho são uma alternativa.⁽¹³⁾

O aumento do desempenho dos aços inoxidáveis ferríticos é conseguido com teores de Cr acima de 25% e adições de Mo que melhoram a resistência à corrosão em diversos meios. Os baixos teores de C e N melhoram a ductilidade, soldabilidade e a resistência à corrosão, permitem a adição de Ni para o aperfeiçoamento da tenacidade e ainda a adição de elementos estabilizadores como o Nb e Ti dificultando a formação de carbonetos e nitretos e atuando no refino de grão.^(7,13) Essas ligas podem ser utilizadas em muitos ambientes corrosivos como os das indústrias químicas, refinarias de petróleo, petroquímicas, indústrias de alimento, de papel, em condensadores de calor para água do mar e para outras aplicações marinhas.⁽¹⁴⁾

Os aços inoxidáveis de alto desempenho são comumente utilizados em ambientes na presença de cloretos, baixo pH ou elevada atividade microbológica. Elementos como Cr, Mo e N são conhecidos por promoverem resistência à corrosão por pites na presença de cloretos.^(4,15) É interessante observar que o Ni, muito comum como elemento de liga em aços inoxidáveis, possui pouco ou nenhum efeito na resistência a esse tipo de corrosão.⁽¹⁵⁾ A corrosão por pites é altamente localizada, provoca a formação de pequenos buracos ou pontos na superfície do componente, possuem alta taxa de propagação podendo ser completamente destrutiva em termos de vida útil do componente.⁽¹⁶⁾ O potencial de resistência à corrosão por pites (PRE) em aços inoxidáveis é frequentemente expressa em termos da Equação 1, desenvolvida por Rockel em 1978 e testada pela ASTM G 48-99.⁽¹⁵⁾

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3.3 (\% \text{Mo}) + 16 (\% \text{N}) \quad (1)$$

O bom desempenho no desenvolvimento de aços inoxidáveis depende de um delicado equilíbrio entre a composição química, processamento e tipo de aplicação, e o cálculo termodinâmico tem se tornado uma importante ferramenta de aproximação para entender as propriedades dos materiais e os processos, beneficiando particularmente o desenvolvimento de novos aços.⁽¹⁷⁾ O emprego da termodinâmica computacional utilizando o *software* comercial de análise computacional Thermo-Calc, juntamente com suas bases de dados construídas conforme o protocolo Calphad, que consiste em expressar a energia livre de Gibbs de sistemas multicomponentes por meio de equações algébricas, em função da pressão, da temperatura e da composição química, permitindo cálculos do equilíbrio de fases, equilíbrio metaestável, construção de diagramas de fase e avaliação crítica de dados termodinâmicos. Sendo possível aperfeiçoar os parâmetros das equações por meio de informações experimentais para predizer com um alto grau de aproximação as propriedades de sistemas ternários, quaternários e de ordem maior.^(18,19)

O objetivo desse trabalho é estudar composições experimentais de aços inoxidáveis através da termodinâmica computacional com a finalidade de desenvolver ligas de aço inoxidável ferrítico de alto desempenho, determinar as etapas de processamento térmico adequadas e verificar a precipitação de fases intermetálicas com relação à variação da composição química e da temperatura. Os resultados obtidos com as composições experimentais são comparados com a composição de um aço inoxidável superferrítico comercial.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram avaliadas distintas composições para aços inoxidáveis ferríticos com a variação do percentual de Molibdênio e de Níquel, adição de nióbio e titânio. Mantiveram-se baixos os teores de carbono e nitrogênio. A Tabela 1 apresenta as composições estudadas e a composição do aço comercial UNS S44660 inoxidável superferrítico.^(15,20)

Tabela 1. Composição química de aços inoxidáveis ferríticos

Ligas	Cr	Mo	Ni	C	N	Nb +Ti	Fe	PREn
L1	25	5	2	0,03	0,03	0,6	Equil.	41,98
L2	25	5	4	0,03	0,03	0,6	Equil.	41,98
L3	25	7	2	0,03	0,03	0,6	Equil.	48,58
L4	25	7	4	0,03	0,03	0,6	Equil.	48,58
S44660	27	3,7	1,5	0,015	0,02	0,45	Equil.	39,53

O potencial de resistência à corrosão por pites foi calculado através da Equação 1 e o valor do PRE para cada liga estudada também está disponível na Tabela 1.

Utilizando-se cálculos do Thermo-Calc, base de dados TCFE6, construíram-se os diagramas de fases das composições propostas em função da variação do percentual de Ni. Além dos diagramas da fração em massa de cada fase em função da temperatura. Os resultados dos sistemas experimentais foram comparados com os diagramas do aço comercial.

3 RESULTADOS

De acordo com a composição química apresentada na Tabela 1, construíram-se os diagramas de fases para as ligas experimentais e para a liga comercial. A Figura 1

apresenta a isopleta do diagrama de equilíbrio de fases para ligas experimentais com teor de 5% Mo variando-se a composição de Ni versus a temperatura. Depois, fixou-se o teor de Mo em 7% e obteve-se o diagrama da Figura 2. Pode-se avaliar a influência do teor de Ni e de Mo na formação das fases presentes para temperatura entre 200°C e 1.600°C.

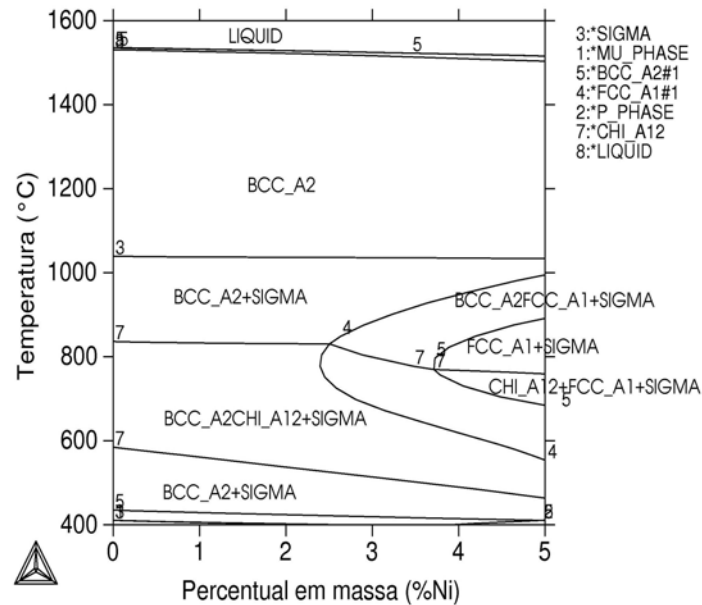


Figura 1. Isopleta do diagrama de equilíbrio de fases pseudo-binário para o sistema Fe25Cr5MoNi.

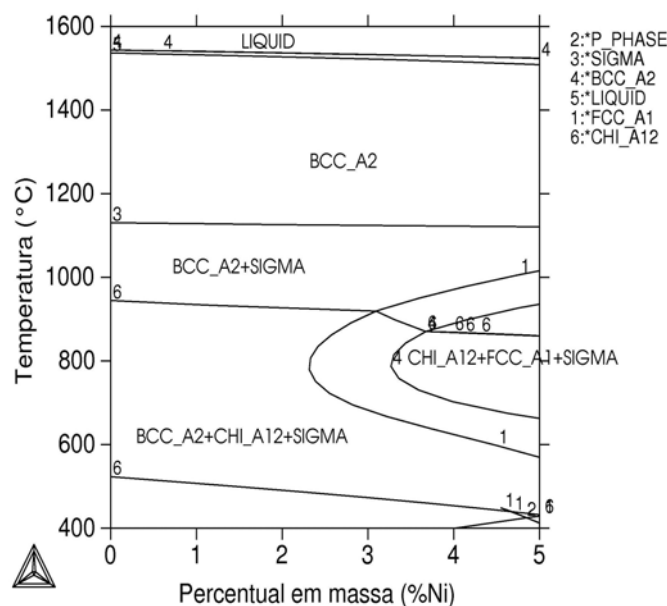


Figura 2. Isopleta do diagrama de equilíbrio de fases pseudo-binário para o sistema Fe25Cr7MoNi.

A isopleta do aço UNS S44660 está apresentada na Figura 3. E pode ser comparada com os diagramas das Figuras 1 e 2. Esses diagramas identificam todas as possíveis fases precipitadas para uma determinada composição, mas não as quantifica.

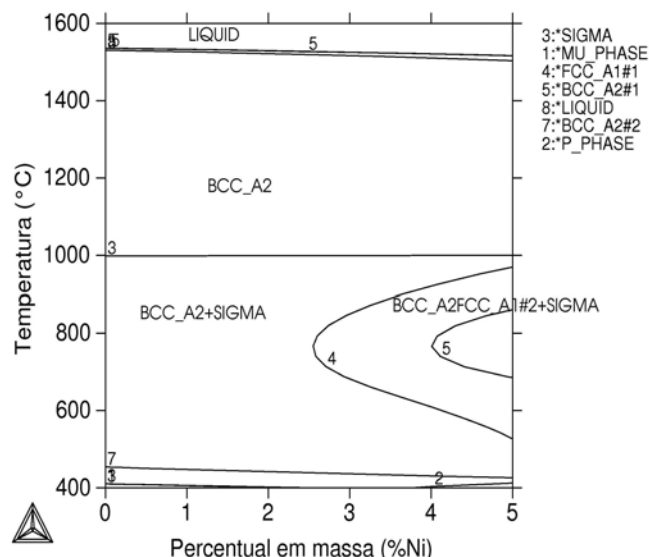


Figura 3. Isopleta do diagrama de equilíbrio de fases pseudo-binário para o sistema Fe27Cr3.7MoNi.

A identificação quantitativa das fases pode ser avaliada através da análise dos gráficos do percentual em massa de cada fase em função da temperatura construídos para cada composição experimental e também para o aço comercial. Observa-se também a faixa de temperatura em que ocorre a precipitação de cada fase intermetálica.

As Figuras 4a e 4b comparam a influência da variação do percentual de Molibdênio e de Níquel na precipitação de fases Chi e Mu. A construção dos gráficos foi realizada a partir de dados calculados pelo Thermo-Calc.

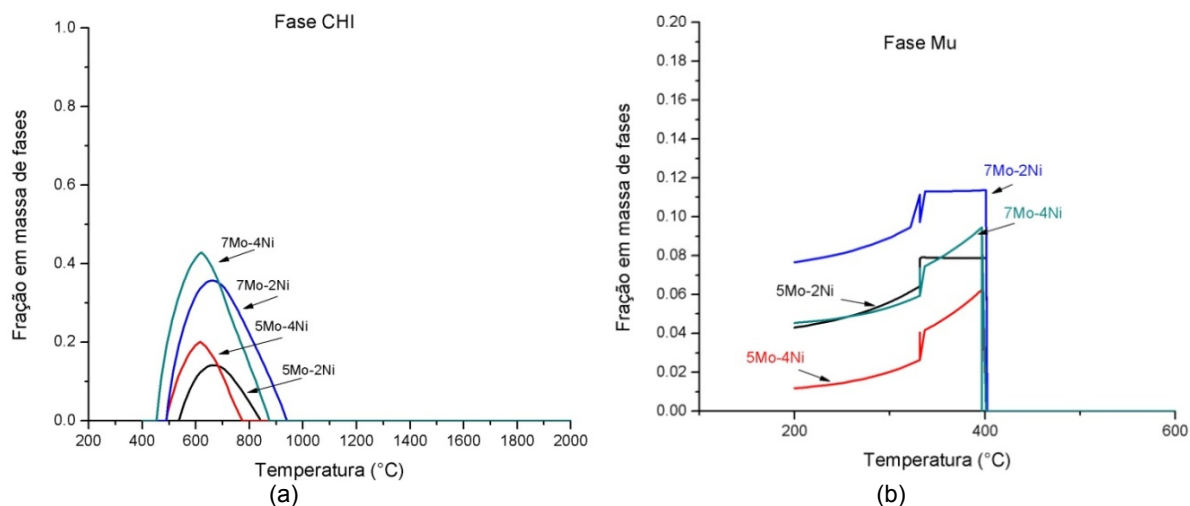


Figura 4. Fração em massa da fase chi e da fase Mu em função da temperatura para as ligas experimentais.

As Figuras 5a e 5b representam a precipitação de fase Sigma em função da composição química. A Figura 6 apresenta as fases intermetálicas precipitadas na liga comercial.

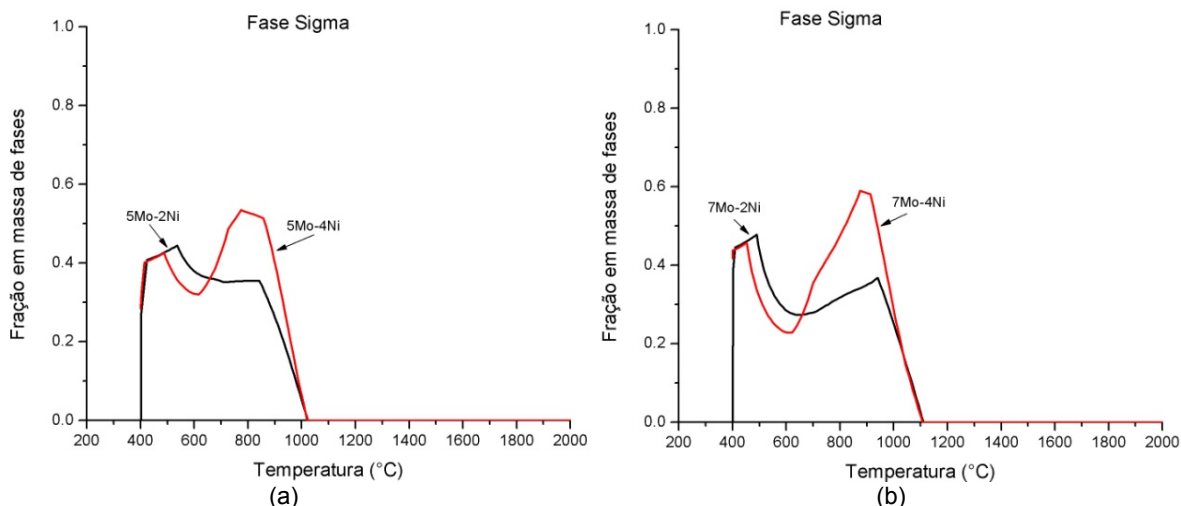


Figura 5. Fração em massa de fase sigma em função da temperatura para ligas experimentais.

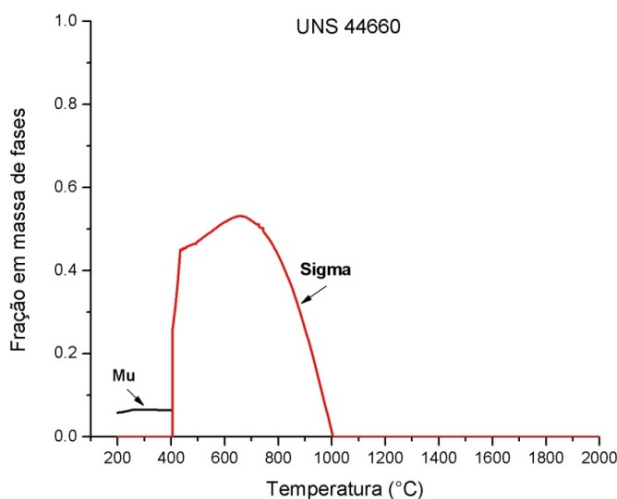


Figura 6. Fração em massa das fases Sigma e Mu em função da temperatura para o aço UNS44660.

Para as duas composições propostas, com teores de níquel de 4%, observou-se a estabilização da fase CFC (cúbica de face centrada). A faixa de temperatura e a fração em massa desta fase podem ser observadas na Figura 7.

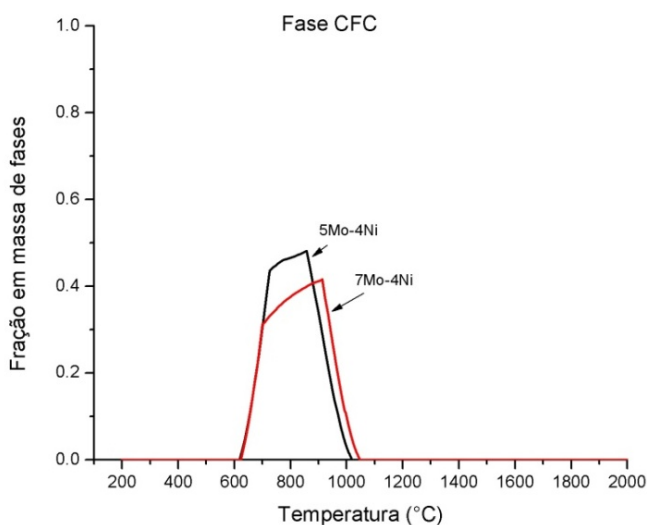


Figura 7. Fração em massa de fase CFC em função da temperatura para ligas experimentais com 4%Ni.

O valor aproximado da temperatura de solubilização para cada liga pode ser estimada a partir da construção de diagramas da fração em massa em função da temperatura, um desses diagramas está apresentado na Figura 8 e os valores das temperaturas de solubilização para cada uma das ligas estão resumidos na Tabela 2.

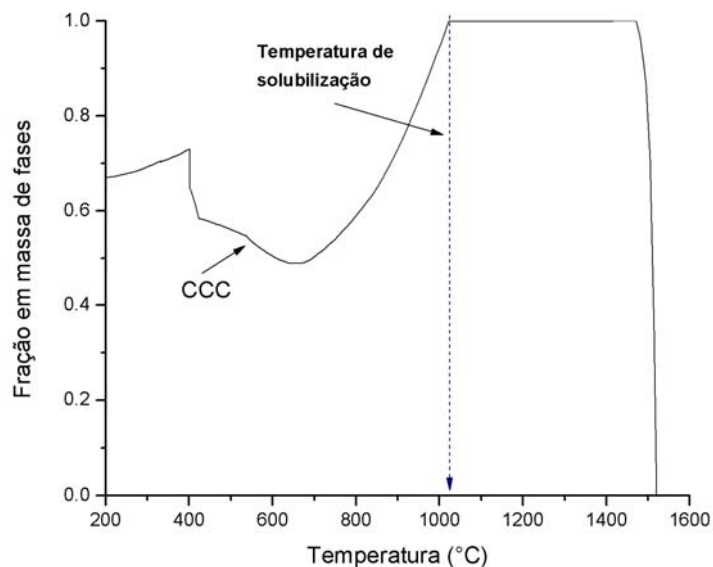


Figura 8. Identificação da temperatura de solubilização para liga 5Mo-2Ni.

Tabela 2. Temperatura de solubilização

Ligas	Temperatura (°C)
25Cr-5Mo-2Ni	1040
25Cr-5Mo-4Ni	1040
25Cr-7Mo-2Ni	1150
25Cr-7Mo-4Ni	1150
UNS44660	1000

4 DISCUSSÃO

Com relação à composição química das ligas experimentais apresentada na Tabela 1, observa-se que a elevação dos teores de Mo aumentou significativamente o potencial de resistência à corrosão por pites (PRE) comparado ao do aço S44660. O alto teor de Mo favorece a passivação do aço limitando a corrosão por pites e naftênica.^(3,4)

A precipitação de fases intermetálicas do tipo sigma (σ), Mu (μ) e Chi (χ) é termodinamicamente favorável em todas as composições estudadas (Figuras 1 e 2) e também para o aço comercial UNS S44660 (Figura 3). Essas fases são difusionais e precipitam-se geralmente de forma lenta. As fases intermetálicas caracterizam-se por serem duras e frágeis. A precipitação dessas fases deletérias pode fragilizar os aços em determinada faixa de temperatura.⁽⁶⁻⁹⁾ A formação dessas fases pode ser prevenida através de tratamento térmico ou altas taxas de resfriamento após a soldagem.^(7,9,13) Observa-se que para a faixa de temperatura entre 600°C e 1.000°C, pode ocorrer a precipitação de fase CFC para valores acima de 2%Ni (Figuras 1 a 3).

As Figuras 4a e 4b apresentam os diagramas da fração em massa das fases χ e μ em função da temperatura e da variação da composição química. A fases χ

(Figura 4a) precipita na faixa de temperatura entre 450°C e 950°C, em todas as ligas experimentais com um percentual em massa máximo de 42% para a liga 7Mo-4Ni à 600°C. A elevação do teor de Mo de 5% para 7% provoca um aumento do percentual em massa de fase χ de 20%, enquanto que a elevação do teor de Ni de 2% para 4% promove um aumento de apenas 5% na quantidade de fase χ . Além disso, a temperatura de dissolução dessa fase é maior para as ligas com maior teor de Mo. A fase μ (Figura 4b) pode ser observada nas temperaturas abaixo de 410°C para todas as composições estudadas. O percentual de fase μ aumenta com elevação do teor de Mo e com a redução do teor de Ni. O maior percentual em massa de fase μ ocorre para a liga 7Mo-2Ni com aproximadamente 11% à uma temperatura de 400°C. A fase χ e μ são favorecidas pela presença de molibdênio. A cinética das fases está relacionada à temperatura e ao tempo de exposição.⁽⁹⁾

A quantidade de fase sigma precipitada (Figura 5), revela que a temperatura de dissolução da fase σ aumenta de 1.000°C para 1.100°C com a elevação do teor de Mo de 5% para 7%, já a variação do teor de Ni não influencia na temperatura de precipitação desta fase. A quantidade de fase σ precipitada aumenta com a elevação do teor de Mo e de Ni, chegando a um máximo de 60% de fase σ para liga 7Mo-4Ni na temperatura de 900°C.

Para o aço comercial (Figura 6), as fases intermetálicas precipitadas são μ e σ , na mesma faixa de temperatura em que ocorrem nas ligas experimentais com 5%Mo. A fração em massa da fase μ é de aproximadamente 8% a 400°C e a quantidade de fase σ atinge um máximo de 52% a 700°C, aproximadamente. Não ocorre a precipitação de fase χ no aço UNS S44660, provavelmente devido ao mais baixo teor de Mo nesses aços. A fase CFC que aparece como favorável termodinamicamente no diagrama de fases (Figura 3), quando se analisa a fração em massa dessa fase observa-se um percentual inferior a 1%. Portanto, as fases χ e CFC são identificadas na isopleta do diagrama de fases, assim como a fase Laves e alguns nitretos, mas não aparecem em quantidade considerável no diagrama da fração em massa. É necessário um estudo mais completo sobre a cinética de precipitação dessas fases.

Os diagramas de fases calculados nas Figuras 1 e 2, ligas com 2%Ni revelam a estabilização da fase ferrítica para todas as temperaturas avaliadas. Enquanto que ligas com 4%Ni, observa-se além da presença de fase ferrítica, a estabilização da fase CFC na faixa de temperatura entre 600°C e 1.000°C, aproximadamente. A quantificação dessa fase está representada na Figura 7. O aumento do teor de Mo reduz o percentual de fase CFC, que atinge uma fração em massa máxima de 50% para a liga 5Mo-4Ni a 850°C. A melhora da tenacidade em aços inoxidáveis ferríticos está relacionada com a quantidade de elementos intersticiais (como C, N), tamanho do grão, quantidade de Ni e tratamento térmico. As ligas experimentais possuem baixo intersticiais, elementos estabilizantes (Nb e Ti) foram adicionados para promover o refino do grão. A elevação do teor de Ni favoreceu a estabilização da fase CFC nas ligas com menor teor de Mo. Pode provocar a formação de martensita durante o resfriamento rápido, a partir de temperaturas entre 600° e 1.000°C, o que pode ser resolvido com um tratamento térmico de solubilização.

Associando a composição ao tratamento térmico de solubilização adequado das ligas com resfriamento em água pode-se impedir a formação de fases deletérias ou indesejadas.^(7,13) A temperatura de solubilização da matriz ferrítica pode ser determinada a partir de gráficos da fração em massa em função da temperatura (Figura 8). A elevação do teor de Mo aumenta a temperatura de solubilização das ligas experimentais, mas o teor de Ni não exerce nenhuma influência. As ligas com

5%Mo solubilizam a 1.040°C, enquanto que nas ligas com 7%Mo essa temperatura aumenta para 1.100°C. Para o aço UNS S44660 a temperatura de solubilização é de 1.000°C. Elevadas temperaturas de solubilização promovem a homogeneidade da microestrutura, mas também favorecem o crescimento do grão da matriz. Torna-se necessário um estudo microestrutural das ligas.

Estudos mais detalhados sobre a cinética de precipitação das fases intermetálicas e de formação da fase CFC estão previstos para um trabalho posterior. Já foram fundidos lingotes com as quatro composições analisadas termodinamicamente, que serão objeto de estudos para comparar os dados experimentais com os calculados com o Thermo-Calc.

5 CONCLUSÕES

- Todas as ligas experimentais apresentaram potencial de resistência por pites (PRE) superior ao da liga comercial;
- a elevação do teor de Mo provocou o aparecimento da fase intermetálica Chi (χ), elevou o percentual de fase μ e fase sigma;
- ocorreu a redução do percentual de fase μ e o aumento de fase σ e χ com a elevação do teor de Ni;
- as ligas com teor de 4%Ni possuem entre 30% e 50% de fração em massa de fase CFC entre 600°C e 1.000°C. A temperatura ideal de operação deve manter-se abaixo de 600°C, para evitar a precipitação de CFC;
- a temperatura de solubilização aumenta com a elevação do teor de Mo, mas não é influenciada pela variação do teor de Ni; e
- o estudo cinético de transformação das fases é necessário para o maior conhecimento dessas ligas.

REFERÊNCIAS

- 1 SMITH, W. F. **Structure and properties of engineering alloys**. 2. ed., USA: McGraw-Hill, 1993. p. 288-303.
- 2 BAPTISTA, I. P.; JÓIA, C. J. B. M.; FONTES, R. G. M.; CARVALHO, L. J. Sistema e metodologia de avaliação da corrosividade náfênica em laboratório. In: COTEQ, 7., 2003, Florianópolis. Santa Catarina: Conferência sobre tecnologia de equipamentos, 2003, 8 p.
- 3 GALLO, G.; EDMONDSON, J. The Effect of Molybdenum on Stainless Steels and Naphthenic Acid Corrosion Resistance. In: Proceedings of the Corrosion, 2008, New Orleans. Houston: NACE International, 2008, 13 p.
- 4 NEGREIROS, Y.S.; HERCULANO, L.F.G.; LIMA-NETO, P.; ARAUJO, W.S.; GUIMARÃES, R.F.; e ABREU, H.F.G. Efeito do teor de Mo na resistência a corrosão de ligas FeCrMo. In: CBCiMat, 18., 2008, Porto de galinhas. **Anais...** Porto de galinhas: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2008.
- 5 VASCONCELOS, I.F.; TAVARES, S.S.M.; REIS, F.E.U; ABREU, H.F.G. Ageing effects on α' precipitation and resistance to corrosion of a novel Cr-Mo stainless steel with high Mo content. **Journal of Materials Science**, v. 44, n.1, p. 293-299, 2009.
- 6 PARK, C.J; AHN, M.K.; KNOW, H.S. Influence of Mo substitution by W on the precipitation kinetics of secondary phases and the associated localized corrosion and embrittlement in 29%Cr ferrite stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. 418, n.1-2, p.211-217, 2006.
- 7 ANDRADE, T. F.; KLIUGA, A. M.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. Precipitation of Laves phase in a 28%Cr-4%Ni-2%Mo-Nb superferritic stainless steel . **Materials Characterization**, v.59, n.5, p.503-507, 2008.

- 8 8 . GUIMARÃES, R.F. **Efeito do teor de Mo na microestrutura de juntas soldadas em ligas FeCrMo**. Fortaleza, 2011. 206 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará.
- 9 MOURA, L. B.; GUIMARÃES, R.F.; ABREU, H.F.G.; MIRANDA, H.C. E TAVARES, S.S.M. Naphthenic Corrosion Resistance, Mechanical Properties and Microstructure Evolution of Experimental Cr-Mo Steels with Mo Content. **Materials Research**, v.15, n.2, 2012. Disponível em: <http://www.scielo.br/pdf/mr/2012nahead/aop_0942-11.pdf>
- 10 SOUZA, J.A.; ABREU, H.F.G.; NASCIMENTO, A.M.; PAIVA, J.A.C.; LIMA-NETO, P. e TAVARES, S.S.M. Effects of low-temperature aging on AISI 444 steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 14, n.3, p. 367-372, 2005.
- 11 REIS, F.E.U. **Influência do alto teor de Mo na microestrutura de liga Fe-Cr**. Fortaleza, 2007. 80 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará.
- 12 MOURA, L. B. **Influência do teor de Cr e Mo na microestrutura e na textura de liga FeCrMo**. Fortaleza, 2010. 110 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará.
- 13 KOVAK, C.W. High Performance Stainless Steels. Nickel development Institute, USA, 2011. Disponível em <http://www.nickelinstitute.org/TechnicalLiterature/Reference%20Book%20Series/HighPerformanceStainlessSteels_11021_.aspx> Acesso em: 19 fev. 2012.
- 14 OLUBAMBI, P. A.; POTGIETER, J. H. e CORNISH, L. Corrosion behaviour of superferritic stainless steels cathodically modified with minor additions of ruthenium in sulphuric and hydrochloric acids. **Materials and Design**, v.30, n.5, p.1451–1457, 2009.
- 15 JANIKOWSKI, D.; BLESSMAN, E. Super-ferritic stainless steels – the cost-effective answer for heat transfer tubing. In: Corrosion Conference, 2008, New Orleans. New Orleans: NACE International, 2008, 16 p.
- 16 LLEWELLYN, D.T.; HUDD, R. C. **Steels metallurgy and applications**. 3. ed., Butterworth Heinemann, 1998, p.327.
- 17 ÁGRE, J. Thermodynamic and Kinetic modeling of stainless steels past and future trends. In: European Stainless Steel Conference, 6., 2008, Helsinki. Finlândia: Jernkontoret, the Swedish steel producers' association, 2008, p. 245-252.
- 18 GARZÓN, C.M.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Modelamento termodinâmico e cinético por meio do método CALPHAD do processamento térmico e termoquímico de aços. **Revista Matéria**, v.11, n.2, p. 70-87, 2006.
- 19 ANDERSON, J-O; HELANDER, T.; HOGLUNG, L.; SHI, P. e SUNDMAN, B. Thermo-Calc and Dictra, computacional tools for materials. **CALPHAD**, v.26, n.2, p.273-312, 2002.
- 20 DAVIS, J.R. (Ed.). **ASM Specialty Handbook : Stainless Steels**. ASM International, USA, 1994, v. 2, p. 576.