

Tema: Diagramas e Transformações de Fases

O EFEITO DA ENERGIA INTERFACIAL NO MODELAGEM DA CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS DE CROMO EM AÇOS INOXIDÁVEIS*

André Luiz Vasconcellos da Costa e Silva¹
Roberto Ribeiro de Aveliz²

Resumo

Aços inoxidáveis são empregados em várias indústrias. A resistência à corrosão é um fator crítico na sua seleção. A degradação da resistência à corrosão destes aços é influenciada pela precipitação de Cr_{23}C_6 , que causa a sensibilização e favorece outros mecanismos de corrosão. Muitos autores procuram modelar esta precipitação associando a precipitação às medidas de sensibilização. Tais modelos dependem de uma premissa ligada ao nível de precipitação, ou de depleção do cromo na matriz, que resulta na sensibilização em testes tecnológicos. Assim, são de difícil validação. Este trabalho apresenta resultados da cinética de precipitação de Cr_{23}C_6 através da teoria clássica de nucleação e crescimento (software PRISMA) e modelos de difusão (software DICTRA). Curvas TTT simuladas para M_{23}C_6 com PRISMA são comparadas com curvas experimentais. Mostra-se que a energia interfacial tem forte efeito na cinética de precipitação do M_{23}C_6 . O crescimento foi também modelado com DICTRA e supôs que o carboneto cresce no centro de uma esfera. Em certas condições, o inverso do volume desta esfera estima a densidade de núcleos. Os resultados indicam que o valor da energia interfacial é crítico para a simulação e, portanto, para modelar a sensibilização nestes aços.

Palavras-chave: Termodinâmica computacional; Cinética; Aço inoxidável.

EFFECT OF INTERFACIAL ENERGY ON THE KINETIC MODELING OF CR-CARBIDE PRECIPITATION IN STAINLESS STEELS

Abstract

Stainless steels are used in many industries. Corrosion resistance is critical in their selection. The corrosion resistance degradation of these steels is influenced by Cr_{23}C_6 precipitation which leads to sensitization and other corrosion mechanisms. Many authors have attempted to correlate sensitization measured by technological tests with the extent of carbide precipitation. However, these models are difficult to validate. This work presents the calculation of Cr_{23}C_6 precipitation kinetics via classical theory of nucleation and growth (PRISMA software) and carbide growth kinetics (DICTRA software). TTT curves were simulated and compared to experimental data. It is shown that the interfacial energy has a strong effect on the kinetics of carbide formation. Growth kinetics was also modelled using DICTRA and assumed that a carbide grows in the center of a sphere. In certain conditions, the inverse of the volume of this sphere estimates the density of nuclei. The results show that interfacial energy is critical for the simulation and, therefore, for a sensitization model for stainless steels.

Keywords: Computational thermodynamics, Kinetics, Stainless steels.

¹ Engenheiro Metalúrgico, PhD, Diretor Técnico IBQN, Professor, EEIMVR, UFF, Membro da ABM, Volta Redonda, RJ, Brasil.

² Membro da ABM, Engenheiro Metalúrgico, PhD, Professor da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-RJ), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis são empregados nas indústrias de energia, química e na construção civil. A resistência à corrosão é um fator crítico na seleção destes materiais. A degradação da resistência à corrosão destes aços é muito influenciada pela precipitação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$), que reduz a concentração de cromo em solução, causa a sensitização e favorece outros mecanismos de corrosão. Vários mecanismos são propostos para relacionar a precipitação destes carbonetos com a condição necessária para a ocorrência da sensitização.

Assim, muitos autores [1-6] procuram modelar esta precipitação associando diretamente a precipitação às medidas de sensitização. Embora muito úteis, tais modelos dependem de uma premissa ligada ao nível de precipitação, ou de depleção do cromo na matriz, que resulta na sensitização em testes tecnológicos. Assim, estes modelos são de difícil validação. Estes modelos, sua aplicação e limitações foram discutidos em publicação anterior, seguindo o mesmo enfoque tecnológico [7]. A análise e discussão dos resultados destes modelos recomendou um estudo mais detalhado da cinética de precipitação do carboneto, realizado de forma independente das medidas de sensitização, que são realizadas através de ensaios tecnológicos.

Para o modelamento da cinética de precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ empregou-se as teorias clássicas de nucleação e crescimento, através do software PRISMA [8] e modelos de difusão com o software DICTRA [9]. Como a energia interfacial entre matriz e precipitado tem grande importância na cinética de precipitação, de forma geral, como discutido anteriormente [10], foram avaliados dados de diversas fontes para a energia austenita- $M_{23}C_6$, assim como sua eventual dependência da temperatura. Assim, cálculos cinéticos foram realizados para diferentes valores de energia interfacial, com ou sem dependência da temperatura, e comparados com resultados experimentais expressos, em geral, em curvas TTT.

2 ENERGIA INTERFACIAL

O software PRISMA [8] foi desenvolvido com base na teoria de Langer-Schwartz [11] e aplica métodos numéricos para simular os fenômenos simultâneos de nucleação, crescimento e coalescimento de precipitados que ocorrem em ligas multi-componentes contendo várias fases. Embora vários detalhes importantes sejam essenciais para a implementação da solução numérica no software, o problema fundamental não difere significativamente da teoria clássica destes fenômenos (como discutida em [12], por exemplo).

Dentre os diversos parâmetros envolvidos na teoria clássica da nucleação e crescimento a energia interfacial σ é especialmente importante, pois tem um efeito significativo no resultado dos cálculos. Basta observar que a energia livre de formação do núcleo crítico depende de σ^3 (Equação 1) enquanto que o tempo de incubação (Equação 3), e o raio crítico (Equação 2), por exemplo, dependem diretamente de σ .

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\left(\frac{\Delta G^{\alpha\rightarrow\beta}}{V_m^\beta}\right)^2} \quad (1)$$

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

$$r^* = - \frac{2\sigma V_m^\beta}{\Delta G^{\alpha \rightarrow \beta}} \quad (2)$$



A Tabela 1 apresenta um resumo de valores para a energia interfacial entre austenita ou ferrita (e martensita) e o carboneto $M_{23}C_6$, propostos por diversos autores. A dispersão dos valores é evidente e consistente com a enorme dificuldade de se medir ou modelar estas energias. Certamente a energia interfacial entre a matriz e o precipitado é relevante mas, quando a precipitação ocorre em contornos de grão, a energia interfacial do contorno de grão tem, também, papel importantíssimo. Assim, por exemplo, Trillo e Murr [13] estimaram em 0.016 a 0.265 Jm^{-2} a faixa de energia interfacial austenita-austenita onde é viável a precipitação de $M_{23}C_6$.

Tabela 1. Valores de energia interfacial relevantes a precipitação de $M_{23}C_6$ em austenita.

Matriz	Valor em Jm^{-2}	Fonte e comentários
Austenita	0.4	[14]
Ferrita	0.1 a 0.5	[15] citado por [14]
Ferrita	0.36 a 0.39	[16]
Ferrita	0.4	[17]
Ferrita	0.37	[16,18]
Aço H13 (Ferrita)	0.1-1.0	[19]
12Cr	0.5	a 750°C [20]
Aço 18-8 Austenita	0.3	Interface coerente [21]
Aço 18-8 Austenita	0.7	Interface incoerente [21]
Metal	0.2	Limite superior para uma interface coerente [12]
Austenita	0.02	Macla a 1060°C [13,22]
Austenita-Austenita (contorno de grão)	0.835	Média dos contornos de grão austeníticos a 1060°C [21,22]

2.1 Avaliação do Efeito da Energia Interfacial na Cinética de Transformação

As composições químicas de todos os aços discutidos neste trabalho são apresentadas na tabela 2 em % massa, exceto para o N, que é apresentado em ppm em massa. É importante observar que nenhum dos autores indica a fração volumétrica de carboneto medida, mencionam apenas a presença ou ausência do carboneto. O estudo de Weiss e Sticker [23] concentrou-se no efeito do trabalho a frio sobre a precipitação, de modo que somente um conjunto de dados é aplicável ao presente trabalho e os estudos de Morris e Harries [24-26] foram estudos de fluência em que, em um dos corpos de prova, foi avaliada a presença, ou ausência, de carbonetos, na cabeça (não deformada) e na região deformada do corpo de prova. Os valores adotados neste trabalho foram para a precipitação na cabeça não deformada dos corpos de prova. Somente Thier e colaboradores [27] tiveram como objetivo, efetivamente, determinar a cinética de precipitação de vários compostos no aço solubilizado, mas seus aços eram ricos em nitrogênio e apresentam teores de Mo significativamente superiores à especificação AISI 316.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

A comparação de curvas TTT simuladas através do software PRISMA para a precipitação do carboneto $M_{23}C_6$ em matriz austenítica com curvas experimentais, determinadas por medidas metalográficas, apresenta uma grande incerteza. As curvas experimentais obtidas por metalografia raramente, ou nunca, indicam a fração volumétrica precipitada. Por outro lado, os cálculos computacionais são realizados para uma determinada fração volumétrica precipitada. Assim, é necessário propor, ou inferir, a fração volumétrica que cada autor pode ter detectado, considerando seu método experimental.

Para avaliar o efeito da energia interfacial sobre a precipitação de $M_{23}C_6$ escolheu-se os dados de Weiss e Stickler, determinados para um aço 316L solubilizado a $1090^{\circ}C$ [23].

Tabela 2. Composição química e tamanho de grão dos aços usados neste trabalho.

Aço e Referência	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	TG (μm)
316L solubilizado [23] (aço 1)	0,023	17,3	13,1	2,66	1,74	0,73	-	104
"316N" solubilizado [27] (aço 1)	0,048	16,8	13,55	4,89	0,8	0,64	390	350
316 solubilizado [24-26]	0,052	16,86	11,32	2,09	1,08	0,7	-	50

Para este aço, foram construídas curvas TTT com valores de energia interfacial austenita- $M_{23}C_6$ constantes, de 0,1, 0,15 e $0,2 Jm^{-2}$. Foram também construídas curvas TTT empregando o modelo de estimativa de energia interfacial implícito do software PRISMA (ainda não publicado). Estes resultados estão superpostos aos pontos experimentais de Weiss e Stickler e são comparados com a curva TTT definida por estes autores. Escolheu-se uma fração volumétrica de 0.001 (0.1%) como o valor mínimo determinado metalograficamente (uma vez que os autores usaram MET para esta determinação) e este valor foi o usado para a construção das curvas TTT no software PRISMA.

Os resultados são apresentados na Figura 1.

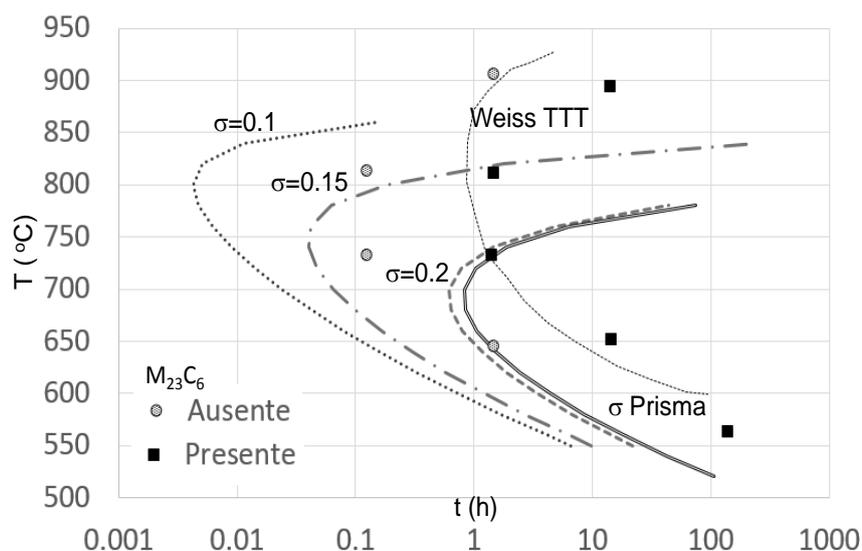


Figura 1. Dados cinéticos de Weiss e Stickler para a precipitação de $M_{23}C_6$ em AISI 316 comparados com modelos empregando energia interfacial (σ) independente da temperatura ou fracamente dependente (σ Prisma). Todas as curvas calculadas para $v_f=0,1\%$

* Contribuição técnica ao 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

A análise dos resultados indica que não é possível descrever os resultados experimentais com valores de energia interfacial independentes da temperatura e que o efeito da temperatura incluído no modelo do software PRISMA não resulta em uma descrição adequada.

Empregou-se os dados de Weiss e Stickler, então, para tentar obter a variação da energia interfacial com a temperatura necessária para um ajuste razoável dos valores previstos com os dados.

A Figura 2 apresenta os valores da energia interfacial necessários para se obter um ajuste razoável às medidas experimentais de Weiss e Stickler.

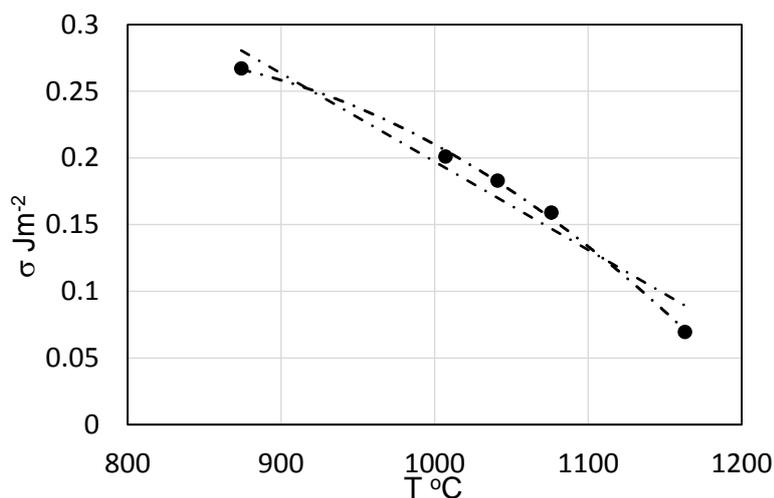


Figura 2. Energia interfacial austenita- $M_{23}C_6$ usada para ajustar a curva TTT aos dados de Weiss. O gráfico mostra o ajuste empírico de uma reta ($r^2=0.953$) e de uma equação do segundo grau ($r^2=0.998$) aos valores obtidos.

No ajuste linear, a variação da energia interfacial com a temperatura é da ordem de $0,7mJm^{-2}K^{-1}$, consistente com os valores relatados por [13], por exemplo, para aços austeníticos. As equações obtidas foram as equações (4) e (5), respectivamente.

$$\sigma = -6.6 \times 10^{-4}T + 8.6 \times 10^{-1} J/m^2 \quad (4)$$

$$\sigma = -1 \times 10^{-6}T^2 + 0.0022T - 0.5769 J/m^2 \quad (5)$$

Os cálculos foram então repetidos, com as expressões obtidas nas regressões apresentadas acima, mostrados na Figura 2, que permitem calcular a energia interfacial em função da temperatura e os resultados foram bastante mais adequados, como mostra a Figura 3, o que não é surpreendente, uma vez que os valores ajustados são dependentes dos dados empregados.

* Contribuição técnica ao 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

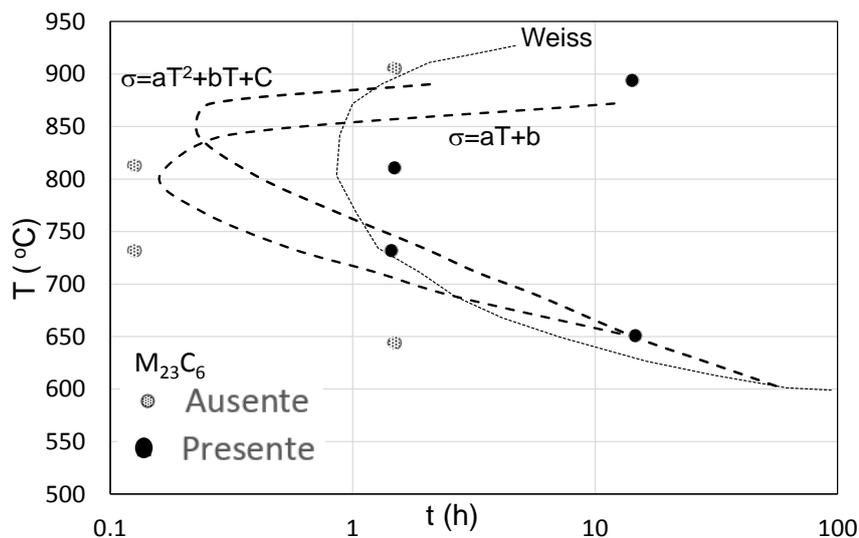


Figura 3. Dados cinéticos de Weiss e Stickler para a precipitação de $M_{23}C_6$ em AISI 316 comparados com resultados calculados pelo software PRISMA com a energia interfacial (σ) dependendo linearmente, ou segundo uma equação do segundo grau da temperatura. Curvas calculadas para $v_f=0.1\%$

Com base nos valores de energia interfacial obtidos pelo ajuste aos resultados de Weiss e Stickler simulou-se as curvas TTT determinadas por Thier e colaboradores e por Morris e Harries, como discutido a seguir. A simulação da curva TTT de Morris e Harries é apresentada na Figura 4.

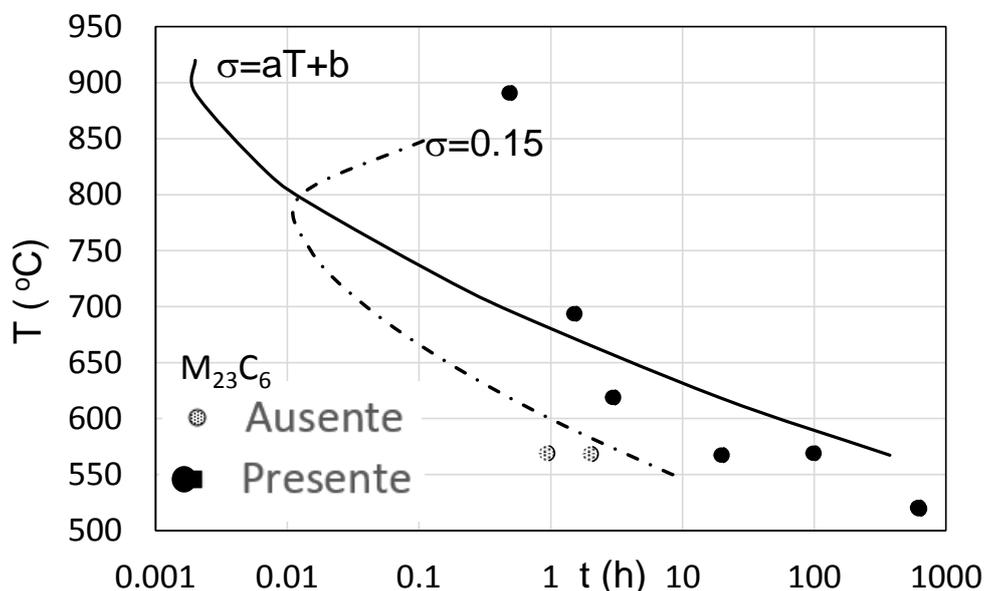


Figura 4 Dados cinéticos de Morris e Harries para a precipitação de $M_{23}C_6$ em AISI 316 comparados com resultados calculados pelo software PRISMA com a energia interfacial (σ) dependendo linearmente da temperatura e para uma energia interfacial constante. Curvas calculadas para $v_f=0.1\%$

Da mesma forma, os dados cinéticos de Thier e colaboradores [27], para o aço de menor teor de nitrogênio (Tabela 2), foram comparados com valores calculados. Neste caso, em vista do uso de metalografia ótica, foi adotada, para os cálculos,

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

uma fração volumétrica precipitada de 0,5%. Os resultados são apresentados na Figura 5.

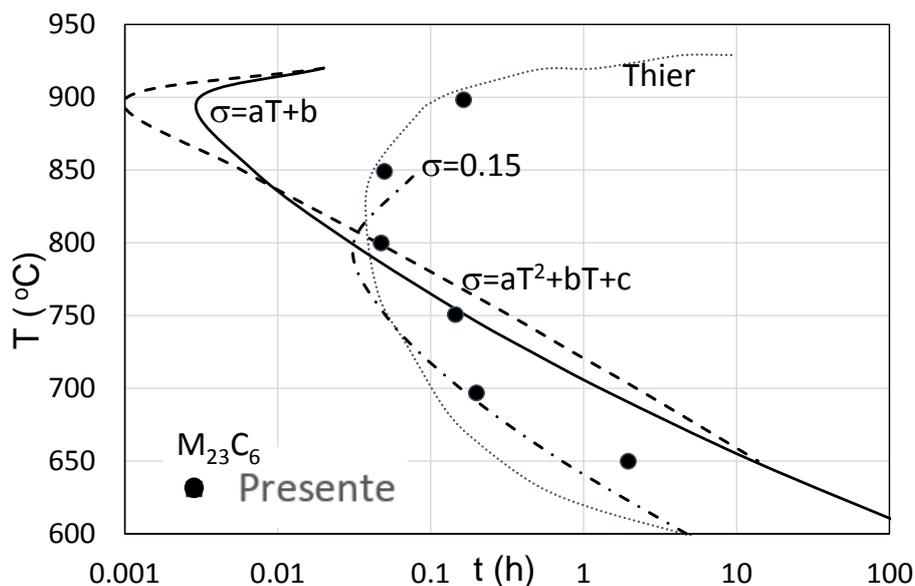


Figura 5 Dados cinéticos de Thier e colaboradores para a precipitação de $M_{23}C_6$ em aço similar a 316 comparados com resultados calculados pelo software PRISMA com a energia interfacial (σ) dependendo linearmente da temperatura, segundo uma equação do segundo grau da temperatura e para uma energia interfacial constante. Curvas calculadas para $v_f=0.5\%$.

Numa abordagem complementar, empregou-se o DICTRA para calcular o tempo necessário para um carboneto já nucleado crescer até atingir a fração volumétrica empregada para uma determinada curva TTT. O modelo proposto foi de um carboneto crescendo no centro de um volume esférico. Duas premissas fundamentam o modelo. Cada carboneto observado nos momentos iniciais de crescimento teve origem de um único núcleo que irá crescer consumindo o carbono presente no menor volume definido por superfícies planas situadas a meia distância entre o núcleo central e os núcleos vizinhos. Naturalmente essa superfície não é uma esfera mas, na aproximação proposta nesse trabalho, será considerada uma esfera inscrita no poliedro definido por essas superfícies. Foram considerados somente os dados obtidos da curva TTT apresentada por Weiss e Stickler. Para cada temperatura, foram empregadas esferas com diferentes raios e o tempo para se atingir 0,01% em massa foi determinado. Esta fração transformada é dez vezes menor que a empregada anteriormente para permitir um cálculo computacional em tempo aceitável. O raio que permitiria o crescimento no tempo observado experimentalmente foi estimado por interpolação linear com os valores calculados. O inverso do volume dessa esfera fornece uma medida da densidade de núcleos por unidade de volume. O logaritmo dessa densidade é apresentado na Figura 6 em função do inverso da temperatura. O ajuste forneceu um coeficiente de correlação $r^2=0.97$. Entretanto, é impossível diferenciar, pelo ajuste por mínimos quadrados, se a dependência apropriada é com o inverso da temperatura, ou com a temperatura. Se a dependência correta é com o inverso da temperatura, a densidade de núcleos varia com o inverso da temperatura e, portanto, o ajuste observado é consistente com a presença de uma densidade de núcleos que não varia com o tempo, mas somente com a temperatura. Esta dependência é típica para nucleação no contorno de grãos e, portanto, consistente com a formação do carboneto $M_{23}C_6$ [31].

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

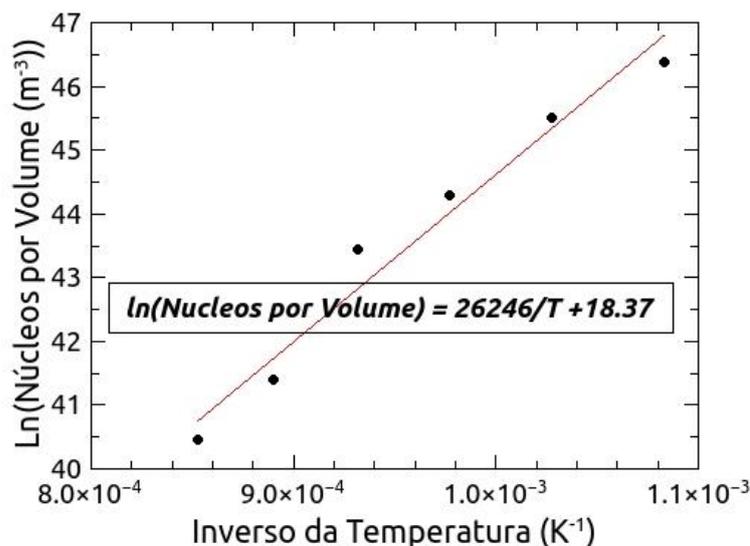


Figura 6. Densidade de núcleos por unidade de volume em função da temperatura empregando os dados de Weiss e Stickler [23]

3 DISCUSSÃO

Curvas TTT são frequentemente apresentadas como uma linha que divide a região onde determinada fase está presente da região onde a fase está ausente. Para o modelamento quantitativo, esta informação não é, evidentemente suficiente. No presente trabalho adotou-se uma fração volumétrica de 0.1% como um valor que pode ser detectado por MET e o valor de 0.5% como um limite para metalografia ótica. Estes valores são arbitrários, baseados em alguma experiência dos autores, mas influenciam na qualidade do modelamento. É recomendável que se estenda o trabalho (a) para determinar limites confiáveis para cada técnica ou, melhor (b) para localizar trabalhos sobre diagramas TTT onde os métodos experimentais e as frações volumétricas sejam claramente descritas.

A energia da interface entre a matriz e o precipitado desempenha um papel crítico no modelamento clássico do processo de nucleação e crescimento de partículas. Este problema é especialmente agravado no caso dos aços de matriz austenítica onde diferentes tipos de interfaces $\gamma-\gamma$ (e, conseqüentemente $\gamma-M_{23}C_6$ podem existir). Uma das medidas relatadas na literatura, para retardar a precipitação de $M_{23}C_6$ (e a sensitização, portanto) nestes aços é, justamente, a engenharia das interfaces $\gamma-\gamma$ [13,28-30]. Assim, não é surpreendente que a energia interfacial $\gamma-M_{23}C_6$ tenha um comportamento complexo e as tentativas realizadas no presente trabalho indique que esta não possa ser descrita por um único valor. Da mesma forma, a variação desta energia com a temperatura deve ter, no mínimo, complexidade semelhante aos valores da energia a temperatura constante. É interessante notar, entretanto, que, para temperaturas relativamente baixas (abaixo de 750-800°C) a cinética de precipitação do carboneto pode ser razoavelmente descrita pelo uso de um valor de 0,15Jm⁻² para a energia $\gamma-M_{23}C_6$ como mostram as Figuras 1,4 e 5.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

4 CONCLUSÕES

Os resultados deste trabalho indicam que, em função do nível de empirismo associado a energia interfacial ainda necessário para modelar, classicamente, a precipitação de carbonetos de cromo em aços inoxidáveis, talvez justifique o uso de modelos semi-empíricos, como os anteriormente propostos e discutidos em [7], ao menos para a abordagem de problemas de engenharia. Neste sentido, foi realizado um cálculo preliminar de crescimento dos carbonetos que permite estimar a densidade de núcleos em função da temperatura. Os cálculos sugerem que a densidade de núcleos varia exponencialmente com o inverso da temperatura e aparentemente não dependem do tempo. Este resultado é consistente com a nucleação nos contornos de grão, conforme esperado para a nucleação do carboneto $M_{23}C_6$.

Agradecimentos

Os autores agradecem o CNPq, CAPES e FAPERJ pelo apoio em diferentes etapas deste projeto.

REFERÊNCIAS

- 1 Bäumel A, Bühler H-E, Schüller H-J, Schwaab P, Schwenk W, Ternes H, et al. Deutung der ursachen der interkristallinen korrosion von nichtrostenden stählen in zusammenhang mit der chromverarmungstheorie. Corros Sci. 1964; 4 (1–4):89–103.
- 2 Devine TM. Mechanism of sensitization of austenitic stainless steel. Corrosion Sci. 1990;30(2-3):135–51.
- 3 Sahlaoui H, Makhlof K, Sidhom H, Philibert J. Effects of ageing conditions on the precipitates evolution, chromium depletion and intergranular corrosion susceptibility of AISI 316L: experimental and modeling results. Mater Sci Eng A, 2004;15;372(1–2):98–108.
- 4 Tokunaga T, Ohtani H, Ågren J. Evaluation of Sensitization and Self-Healing in Austenitic Stainless Steels Based on Simulations of Cr-Depleted Zones. ISIJ Int. 2011;51(6):965–8.
- 5 C. Stawatom, M Hillert. An improved depleted-zone theory of intergranular corrosion of 188 stainless steel. 1969; (January):77–85.
- 6 Lais Mujica Roncery, Sebastian Weber, Werner Theisen. Nucleation and precipitation kinetics of $M_{23}C_6$ and M_2N in an Fe–Mn–Cr–C–N austenitic matrix and their relationship with the sensitization phenomenon. Acta Mater, 2011; 59:6275–86.
- 7 A Costa e Silva, R R Avillez. Diagramas de Sensitização Tempo-Temperatura para Aços Austeníticos. Anais do 67 Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro: ABM Sao Paulo Brasil; 2012. p. 1499–505.
- 8 TCAB. TC-PRISMA, Manual and user's guide, version 2.0, TCAB, Stockholm, Sweden, 2013. TCAB, Stockholm, Sweden; 2013.
- 9 Borgenstam A, Höglund L, Ågren J, Engström A. DICTRA, a tool for simulation of diffusional transformations in alloys. J Phase Equilibria. 2000 May;21(3):269–80.
- 10 Costa e Silva A, Nakamura L, Rizzo F. Application of computational modeling to the kinetics of precipitation of aluminum nitride in steels. J Min Metall Sect B Metall. 2012;48(3):471–6.
- 11 Langer J, Schwartz A. Phys Rev A. 1980;21: 948–58.
- 12 Porter DA, Easterling KE. Phase transformations in metals and alloys. 2nd. ed. London: Chapman & Hall; 1992.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

- 13 Trillo EA, Murr LE. A TEM investigation of M₂₃C₆ carbide precipitation behaviour on varying grain boundary misorientations in 304 stainless steels. *J Mater Sci*. 1998; 33(5):1263–71.
- 14 Schneider A, Inden G. Simulation of the kinetics of precipitation reactions in ferritic steels. *Acta Mater*, 2005 Jan;53(2):519–31.
- 15 Korcakova L. Microstructure evolution in high strength steel for power plant application: Microscopy and Modelling [PhD Thesis]. [Copenhagen]: Technical University of Denmark; 2002.
- 16 Leitner H, Bischof M, Clemens H, Erlach S, Sonderegger B, Kozeschnik E, et al. Precipitation Behaviour of a Complex Steel. *Adv Eng Mater*. 2006 Nov;8(11):1066–77.
- 17 Prat O, Garcia J, Rojas D, Carrasco C, Inden G. Investigations on the growth kinetics of Laves phase precipitates in 12% Cr creep-resistant steels: Experimental and DICTRA calculations. *Acta Mater*. 2010 Oct;58(18):6142–53.
- 18 Zhu N, He Y, Liu W, Li L, Huang S, Vleugels J, et al. Modeling of Nucleation and Growth of M₂₃C₆ Carbide in Multi-component Fe-based Alloy. *J Mater Sci Technol*. 2011;27(8):725–8.
- 19 Hu X, Zhang M, Wu X, Li L. Simulations of coarsening behavior for M₂₃C₆ carbides in AISI H13 steel. *J Mater Sci Technol-SHENYANG-*. 2006;22(2):153.
- 20 Bjärbo A, Hättestrand M. Complex carbide growth, dissolution, and coarsening in a modified 12 pct chromium steel—an experimental and theoretical study. *Metall Mater Trans A*. 2001;32(1):19–27.
- 21 Toda Y, Abe F. Prediction of Precipitation Sequences within Grains in 18Cr-8Ni Austenitic Steel by Using System Free Energy Method. *ISIJ Int*. 2009;49(3):439-445.
- 22 Murr L., Wong G., Horylev R. Measurement of interfacial free energies and associated temperature coefficients in 304 stainless steel. *Acta Metall*. 1973 May;21(5):595–604.
- 23 Weiss B, Stickler R. Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel. *Metall Trans*. 1972 Apr;3(4):851–66.
- 24 DG Morris, DR Harries. Creep and rupture in Type 316 stainless steel at temperatures between 525 and 900° C Part I: Creep rate. *Met Sci*. 1978;12(11):525-531.
- 25 DG Morris, DR Harris. Creep and rupture in Type 316 stainless steel at temperatures between 525 and 900C Part II: Rupture and ductility. *Met Sci*. 1978;12(11):532–41.
- 26 DG Morris, DR Harries. Creep and rupture in Type 316 stainless steel at temperatures between 525 and 900° C Part III: Precipitation behavior. *Met Sci*. 1978;12(11):542–9.
- 27 H. Thier, A. Baumel, E. Schmidtman. Effect of nitrogen on the precipitation behaviour of X5CrNiMo1713 steel. *Arch Fuer Eisenhuettenwesen Steel Res*. 1969; 40(4):333–9.
- 28 Kokawa H, Shimada M, Michiuchi M, Wang ZJ, Sato YS. Arrest of weld-decay in 304 austenitic stainless steel by twin-induced grain boundary engineering. *Acta Mater*. 2007 Sep;55(16):5401–7.
- 29 Jones R, Randle V, Owen G. Carbide precipitation and grain boundary plane selection in overaged type 316 austenitic stainless steel. *Mater Sci Eng A*. 2008 Nov;496(1-2):256–61.
- 30 Kavner A, Devine TM. Effect of grain boundary orientation on the sensitization of austenitic stainless steel. *J Mater Sci*. 1997;32(6):1555–62.
- 31 Liu F, Sommer F, Bos C, Mittemeijer EJ. Analysis of solid state phase transformation kinetics: models and recipes. *Intern Mater Rev* 2007; 52(4): 193-212.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.