

# ESTABILIDADE MICROESTRUTURAL DE UM AÇO FERRÍTICO-MARTENSÍTICO ENDURECIDO POR DISPERSÃO DE ÓXIDOS PARA APLICAÇÕES NUCLEARES<sup>1</sup>

Kahl Dick Zilnyk<sup>2</sup>  
Gilberto Carvalho Coelho<sup>3</sup>  
Hugo Ricardo Zschommler Sandim<sup>3</sup>

## Resumo

Amostras de um aço ferrítico-martensítico com 9% Cr (em peso) endurecido por dispersão de óxidos, com bom potencial para aplicações estruturais em reatores nucleares, foram laminadas até 80% de redução e submetidas a tratamentos isotérmicos em 800°C por até seis meses (4.320 h) de duração. Diversas técnicas de caracterização foram empregadas para acompanhar a evolução microestrutural do material e mostram uma elevada resistência à recristalização primária. Cálculos termodinâmicos de estabilidade de fases foram realizados utilizando o *software Thermo-Calc* e a base de dados TCFE 7. Os resultados dos cálculos mostram boa correlação com as fases identificadas por meio de difração de raios-X do resíduo de extração de precipitados do material, além da inspeção metalográfica por meio de microscopia eletrônica de transmissão.

**Palavras-chave:** Aços para aplicação nuclear; Endurecimento por dispersão de óxidos; Recozimento de longa duração; Termodinâmica computacional.

## MICROSTRUCTURAL STABILITY OF A FERRITIC-MARTENSITIC STEEL STRENGTHENED BY OXIDE DISPERSION FOR NUCLEAR APPLICATIONS

### Abstract

Samples of oxide-dispersion-strengthened 9-Cr ferritic-martensitic steel, potential candidate for structural applications in future nuclear reactors, were cold rolled to 80% reduction and subjected to isothermal annealing at 800°C for times up to six months (4,320 h). Several characterization techniques were employed to evaluate its microstructural evolution and the results showed a high resistance to primary recrystallization. Thermodynamic calculations of phase stability were performed using the *Thermo-Calc* software and the database TCFE 7. The calculation results show good correlation with the phases identified using X-ray diffraction of the residue from precipitate extraction and metallographic inspection using transmission electron microscopy.

**Key words:** Steels for nuclear application; Oxide dispersion strengthening; Long-term annealing; Computational thermodynamic.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Doutorando em Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena, USP, SP, Brasil.

<sup>3</sup> Professor Associado, Depto. de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de Lorena, USP, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

### 1.1 Perspectivas para a Energia Nuclear

A demanda energética mundial vem aumentando continuamente desde a revolução industrial. Atualmente este processo vem sendo acelerado pelo rápido desenvolvimento econômico de países como China e Índia, sendo que combustíveis fósseis, como petróleo, gás natural e carvão ainda correspondem a mais de 80% da matriz energética mundial. Considerando as atuais projeções de crescimento e as prospecções de novas jazidas, as reservas mundiais de petróleo têm duração estimada de aproximadamente 40 anos e as de carvão mineral pouco mais de 100 anos.<sup>(1)</sup> Diante dessa realidade, a energia nuclear voltou a ser considerada uma fonte limpa e sustentável de energia, recebendo investimentos para desenvolvimento e implantação de novas usinas de fissão nuclear e, futuramente, no desenvolvimento de usinas de fusão nuclear. A ciência e a engenharia dos materiais têm papel fundamental neste processo, desenvolvendo e caracterizando materiais que garantam a operação segura e eficaz das novas usinas. Neste cenário, avaliar a estabilidade microestrutural destes novos materiais é essencial.

### 1.2 Materiais de Atividade Radioativa Reduzida

Tanto nos projetos de usinas de fissão nuclear de última geração quanto nos futuros reatores de fusão nuclear, há a necessidade de se utilizar materiais estruturais com boa resistência à irradiação por nêutrons, além de características tradicionais, como a resistência mecânica e a resistência à corrosão. Outra propriedade importante é a atividade radiológica do material. Materiais com atividade reduzida sofrem poucas transmutações quando irradiados, permanecendo radioativos por menos tempo, podendo ser reciclados após algumas centenas de anos e não após milênios, como acontece com os materiais tradicionais. Materiais de atividade reduzida são constituídos de elementos com baixa ativação: Fe, Cr, V, Ti, W, Ta, Si, C.<sup>(2)</sup> Uma das classes de materiais de atividade reduzida mais promissoras para aplicações estruturais é a dos aços ferrítico-martensíticos de atividade reduzida (RAFM). Esses aços são versões modificadas dos aços ferrítico-martensíticos convencionais, com a substituição de Mo, Nb e Ni por W, Ta e Mn, respectivamente.

A eficiência de uma usina nuclear, seja de fissão ou de fusão, está diretamente relacionada ao desempenho do material estrutural utilizado. Aços RAFM apresentam rotas de fabricação já consolidadas, capacidade quase imediata de produção em escala industrial, técnicas de conformação e soldagem disponíveis além de três décadas de estudos e aprimoramentos nas suas composições e propriedades. Assim, até o momento, as vantagens da utilização dos aços RAFM de longe superam suas desvantagens e por isso eles são fortes candidatos a serem utilizados nas primeiras usinas comerciais de fusão e nas próximas gerações de reatores de fissão.<sup>(3)</sup>

### 1.3 O Aço ODS-Eurofer

Sabe-se que uma dispersão homogênea de partículas finas é eficiente para reduzir a mobilidade de discordâncias e dos contornos de grão. As partículas presentes nos aços ferrítico-martensíticos são compostas de carbonetos e nitretos de elementos metálicos como Ta, V e Cr, que sofrem solubilização ou engrossamento quando o

material é submetido a altas temperaturas, perdendo sua eficiência.<sup>(3,4)</sup> Como alternativa, desenvolveu-se o aço ODS-Eurofer que conta com uma fina dispersão de óxido de ítrio ( $Y_2O_3$ ). As partículas de  $Y_2O_3$  são estáveis e apresentam pouca propensão ao engrossamento, permitindo a utilização deste aço cerca de  $650^\circ C$ .<sup>(5)</sup>

Este material foi desenvolvido e processado em conjunto pelo KIT (*Karlsruher Institut für Technologie*) e a empresa austríaca Plansee AG, que conta com uma vasta experiência em metalurgia do pó. A rota de processamento aplicada neste material é bastante similar à utilizada para outros materiais endurecidos por dispersão de óxidos, como as superligas à base de Ni e de Fe.<sup>(6)</sup> A liga-mãe é obtida por meio de metalurgia de panela convencional em um forno a arco sob vácuo, atomizada em gás inerte e então moída num moinho de alta energia (*mechanical alloying*) com o pó de  $Y_2O_3$  para promover a dispersão das partículas de ítria. A mistura de pós é compactada isostaticamente a quente para garantir boa consolidação (baixa porosidade) e laminada, também a quente, para melhorar a consolidação e refinar os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  que sofrem engrossamento durante a compactação a quente.<sup>(7,8)</sup>

#### 1.4 Precipitação em Aços Ferrítico - Martensíticos

A exposição prolongada de um aço com alto teor de cromo em temperaturas elevadas costuma ocasionar a precipitação de fases como carbonetos, nitretos e compostos intermetálicos. Estas novas fases podem influenciar fortemente as propriedades do material. A composição química da matriz é alterada com a retirada de átomos em solução (intersticiais e substitucionais). A precipitação de fases ricas em cromo, por exemplo, diminui a resistência à corrosão do material. A Tabela 1 mostra as fases que precipitam mais comumente em aços ferrítico – martensíticos.<sup>(9)</sup>

Devido ao potencial surgimento e/ou dissolução destas fases durante a vida em serviço do material, diversas questões permanecem abertas sobre a estabilidade microestrutural deste aço. Desta forma, as técnicas de *Cálculo Termodinâmico de Diagramas de Fases* são de grande utilidade para entender o comportamento do material durante prolongadas exposições em altas temperaturas, situação que se aproxima da condição de equilíbrio termodinâmico. Uma dificuldade encontrada era a ausência de bases de dados disponíveis contendo as informações termodinâmicas de sistemas binários, ternários e de ordens mais elevadas contendo Ta. Danon e Servant<sup>(10)</sup> e Tan, Yang e Busby<sup>(11)</sup> por exemplo, realizaram cálculos termodinâmicos para aços RAFM com bases de dados adaptadas para incluir informações experimentais sobre sistemas contendo Ta. Esta dificuldade foi superada com o lançamento de bases de dados atualizadas, como a TCFE 7, contendo a descrição de diversos sistemas relevantes contendo Ta. Contudo, a utilização dessas bases de dados deve estar sempre atrelada a validações experimentais.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

### 2.1 Cálculos Termodinâmicos

Cálculos termodinâmicos computacionais de estabilidade de fases foram realizados utilizando o programa comercial *Thermo-Calc Classic S* juntamente com a base de dados termodinâmicos específica para aços e ligas ferrosas *TCFE 7*. Considerou-se nos cálculos a composição do aço ODS-EUROFER fornecida pelo fabricante: 8,92Cr – 1,00W – 0,20V – 0,08Ta — 0,40Mn – 0,11Si – 0,05Ni – 0,01 Cu – 0,01 Co - 0,07C

- 0,03N. Nos cálculos, a presença da fase  $Y_2O_3$  foi desprezada, o que equivale a considerar que as partículas são quimicamente estáveis e não interagem com a matriz do material. Além da composição química, as demais condições termodinâmicas utilizadas foram: 1 mol de material, temperatura entre 400 e 1.600°C e pressão de 1 atm. A exemplo do trabalho realizado por Danon e Servant<sup>(10)</sup> foram rejeitadas todas as fases com exceção de: *fcc\_a1*, *bcc\_a2*, *hcp\_a3*, *laves\_phase\_c14*, *mc\_eta*, *m23c6*, *m7c3*, *m6c*, *mc\_shp*, *m3c2*, *liquid*, *cementite*, *mu\_phase*, *sigma*, *z\_phase* e *tan\_eps*.

## 2.2 Caracterização Microestrutural

Uma chapa revenida do aço ODS-EUROFER cedida pelo KIT com 6,25 mm de espessura foi laminada a frio em múltiplos passes até 80% de redução. Amostras dessa chapa foram recozidas a 800°C durante tempos entre 1 h a 4320 h (6 meses). Microscopia eletrônica de transmissão foi utilizada para investigar a microestrutura da amostra recozida por 6 meses. Medidas de microdureza Vickers foram realizadas de acordo com a norma ASTM E384 - 11e1, usando-se como padrão 10 medidas por amostra e carga de 200 gf aplicada durante 30 s. A extração de precipitados com reagente de Berzelius (160 g de  $CuCl_2$  hidratado, 140 g de KCl, 10 g de ácido tartárico e 75 ml de HCl) foi realizada para permitir a identificação de precipitados finos e com baixa fração volumétrica, no material laminado e na amostra recozida durante 6 meses. Após cerca de 3 h de extração, a solução foi filtrada em um filtro de PTFE, com tamanho de poro de 0,2  $\mu m$ . Os resíduos retidos no filtro foram analisados por meio de difratometria de raios-X com radiação Cu-K $\alpha$ . Amostras recozidas por 6 meses foram observadas num microscópio eletrônico de transmissão de alta resolução Philips CM 20 com acessórios para microanálise por energia dispersiva de raios-X instalado no Max-Planck Institut für Eisenforschung (MPIE).

**Tabela 1.** Principais fases precipitadas em aços martensíticos<sup>(9)</sup>

Fase precipitada	Estrutura cristalina e parâmetro de rede	Composição típica
$M_{23}C_6$	CFC a=1.066 nm	$(Cr_{16}Fe_7)C_6$ $(Cr_{16}Fe_6Mo)C_6$ $(Cr_4Fe_{12}Mo_4Si_2WV)C_6$
MX	CFC a=0.444-0.447 nm	NbC, NbN, VN, (CrV)N, Nb(CN) e (NbV)C
$M_2X$	Hexagonal a = 0,478 nm c = 0,444 nm	$Cr_2(CN)$ , $Mo_2(CN)$ e $W_2(CN)$
Fase Z	Tetragonal a = 0,478 nm c = 0,444 nm	(CrVNb)N
Carboneto $\eta$	Diamante a = 1,07-1,22 nm	$M_6C$ $(Fe_{39}Cr_6Mo_4Si_{10})C$
Carboneto de vanádio	CFC a = 0,420 nm	$V_4C_3$
Fase de Laves	Hexagonal a = 0,4744 nm c = 0,7725 nm	$Fe_2Mo$ , $Fe_2W$ e $Fe_2(MoW)$
Fase $\chi$	CFC a = 0,892 nm	$M_{18}C$ ou $Fe_{35}Cr_{12}Mo_{10}C$

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Cálculos Termodinâmicos

A Figura 1a mostra a fração volumétrica de fases em função da temperatura. Além das fases líquido (L), Fe- $\delta$  (ferrita delta), Fe- $\gamma$  (austenita) e Fe- $\alpha$  (ferrita), nota-se o aparecimento de um conjunto de fases estáveis abaixo de 1.120°C, quando inicia-se a precipitação de uma fase com estrutura CFC e estequiometria MX, onde M = Ta e V e X = C e N. Esta fase trata-se de um carboneto de tântalo, com alguma substituição de Ta e C por V e N, respectivamente. A quantidade máxima prevista desta fase é obtida por volta de 750°C e não ultrapassa 0,05% em volume. Em 1.060°C inicia-se a precipitação de outra fase com estrutura CFC e estequiometria MX, um nitreto rico em vanádio, com alguma substituição de V e N por Ta e C respectivamente. A fração volumétrica máxima desta fase é de  $\approx 0,2\%$ . Estes são os dois únicos precipitados estáveis previstos no campo austenítico, além da dispersão de ítria.

No campo bifásico austenita – ferrita ocorre a precipitação de um carboneto rico em cromo e ferro, de estequiometria  $M_{23}C_6$ . Este é o precipitado com maior fração volumétrica, chegando próxima a 1,5%. Em temperaturas mais baixas, dentro do campo ferrítico, ocorre a formação das fases Z, Laves e  $\sigma$ . A primeira trata-se de um nitreto de cromo e vanádio, oriundo da reação do VN com o cromo em solução sólida. O aparecimento desta fase só foi reportado em aços com elevados teores de cromo ( $> 12\%$ ) e após longos tratamentos de envelhecimento ( $> 10.000$  h).<sup>(12)</sup> A fase de Laves é um composto intermetálico de estequiometria  $Fe_2W$ , cuja presença é comumente associada à fragilização de aços.<sup>(13)</sup> Sua presença é reportada na literatura em aços RAFM com teores de W mais elevados que o aço ODS-Eurofer ( $> 2\%$ ).<sup>(14)</sup> O último componente que pode ser vista no diagrama da Figura 1 é a fase  $\sigma$ , um intermetálico presente no diagrama Fe-Cr. Trata-se de outra fase que sabidamente compromete as propriedades do material, porém sua precipitação ocorre somente em temperaturas abaixo da temperatura de utilização prevista do aço ODS-Eurofer ( $\approx 650^\circ C$ ).<sup>(15)</sup>

A Figura 1b mostra a composição de equilíbrio calculada das partículas de  $M_{23}C_6$  em função da temperatura e a composição real média de partículas de  $M_{23}C_6$  encontradas na amostra recozida por 6 meses. A composição média foi de 5,8C-52,7Cr-31,2Fe-10,4W (% em peso), com boa concordância com o resultado do cálculo termodinâmico e com a composição típica mostrada na Tabela 1  $(Cr_{16}Fe_7)C_6$ , cuja composição é bem próxima a 5,6C-64,2Cr-30,2Fe (% em peso). Comparando as composições experimental e calculada com a composição típica mostrada na Tabela 1, observa-se que ocorre uma substituição parcial de átomos de Cr por átomos de outros elementos de liga, principalmente o W.

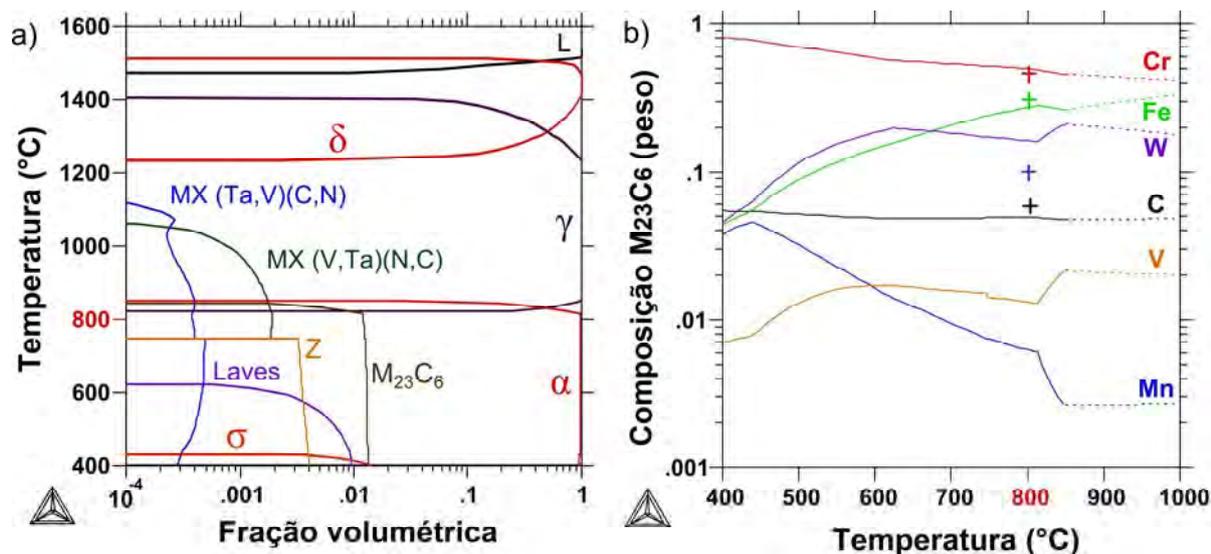
#### 3.2 Caracterização Microestrutural

Resultados detalhados da caracterização microestrutural deste material na condição de partida e após recozimento isotérmico em 800°C por 1 h podem ser encontrados na literatura.<sup>(16,17)</sup> Na condição inicial, sua microestrutura é formada por grãos submicrométricos com textura de fraca a ausente. Após laminação e recozimento moderado, o material apresenta grãos alongados, com elevada razão de aspecto, e forte textura típica de laminação a frio. A Figura 2 mostra a microestrutura da amostra recozida durante 6 meses observada em microscopia eletrônica de

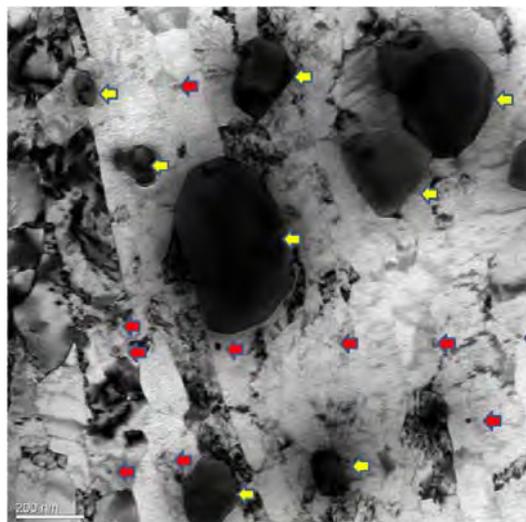
transmissão. Como se pode observar, as três fases principais são a matriz ferrítica, carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  e partículas de  $Y_2O_3$ . A diferença de tamanho entre os dois tipos de partícula é evidente. Enquanto os carbonetos possuem entre 100 e 500 nm, as partículas de ítria medem entre 5 e 20 nm.

A dureza Vickers do aço ODS-Eurofer na condição como-recebido foi de  $366 \pm 6$  HV-0,2. Este valor está de acordo com aqueles reportados anteriormente,<sup>(18)</sup> de 362 HV com carga de 10 kgf. A Figura 3 mostra a cinética de amolecimento do material recozido por até 4320 h (6 meses). Nota-se que a maior parte do amolecimento ocorre já na primeira hora de tratamento, com uma redução de pouco mais de 10%. Com o prosseguimento do recozimento, o amolecimento subsequente é mínimo, atingindo  $403 \pm 5$  HV após 4320 h, resultando num amolecimento total de 14%, mas ainda acima da dureza do material na condição recebida. Este pequeno amolecimento é mais uma evidência da elevada resistência do material à recristalização.

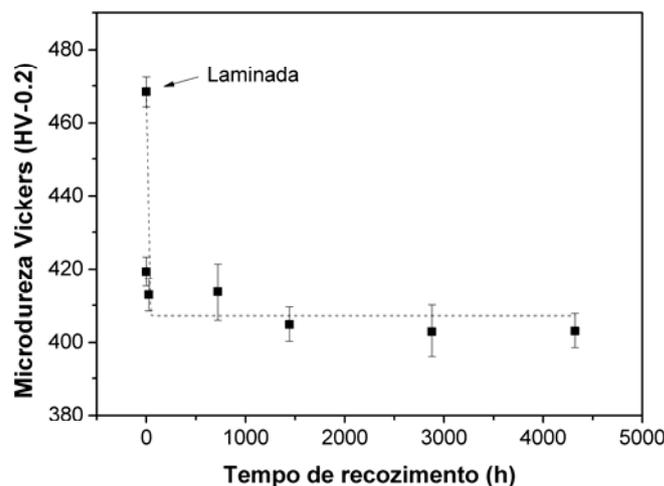
A Figura 4 mostra os resultados de difração de raios X dos resíduos de extração. Os picos indicados com o índice 1 referem-se ao filtro de PTFE utilizado (Ficha JCPDS 047-2217). Na amostra recozida durante 6 meses, os picos do PTFE apresentam maior intensidade relativa, devido a menor quantidade de material desta condição metalúrgica disponível para dissolução. O carboneto do tipo  $M_{23}C_6$  apresenta os picos de maior intensidade relativa, índice 2 (Ficha JCPDS 078-1502), o que é condizente com os resultados do cálculo termodinâmico, Figura 1(a), que prevêem maior abundância desta fase. Picos com menor intensidade coincidiram com outros listados nas fichas JCPDS 035-0801 e 041-1105, relativas ao TaC e a  $Y_2O_3$  respectivamente, e encontram-se indexados como 3 e 4. Estas fases por possuírem frações reduzidas e tamanho de partícula nanométrico são difíceis de serem analisadas, mesmo via extração de precipitados. Apesar de as partículas de TaC não terem sido localizadas via MET, sua presença é reportada em aços similares como o CLAM e o F82H.<sup>(19,20)</sup> Não foram encontrados picos que coincidissem com o VN, apesar desta fase ser prevista a  $800^\circ\text{C}$  no cálculo termodinâmico. A literatura reporta a presença de VN no aço Eurofer não-ODS,<sup>(21)</sup> que possui mais nitrogênio, mas no caso do aço ODS-Eurofer, uma possível explicação para a ausência desta fase seria o enriquecimento da interface matriz- $Y_2O_3$  com átomos de V, como reportado Aleev et al.<sup>(22)</sup> O enriquecimento superficial das partículas de  $Y_2O_3$  com V diminui a quantidade deste elemento em solução sólida para a formação de VN. Não foram encontrados indícios da existência de intermetálicos, como as fases de Laves e  $\sigma$ . Segundo o cálculo termodinâmico, a precipitação dessas fases ocorre em temperaturas abaixo de  $600^\circ\text{C}$  (Laves) e  $400^\circ\text{C}$  ( $\sigma$ ).



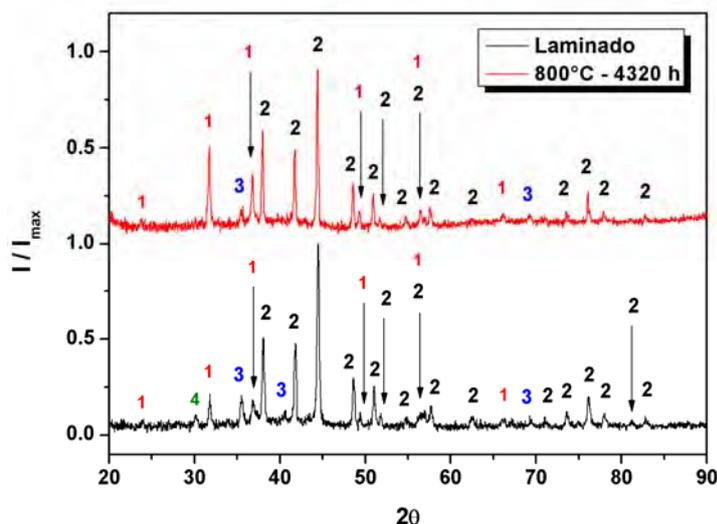
**Figura 1.** (a) Fração volumétrica de fases no aço ODS-Eurofer calculada usando o programa *Thermo-Calc S* e a base de dados específica para ligas ferrosas *TCFE 7*. (b) composição de equilíbrio calculada dos carbonetos M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> em função da temperatura e composição observada experimentalmente (símbolos).



**Figura 2.** Micrografia em MET da amostra recozida por 6 meses. Setas amarelas indicam partículas de carboneto do tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Setas vermelhas indicam as partículas de Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



**Figura 3.** Curva de amolecimento isotérmico do aço ODS-Eurofer a 800°C.



**Figura 4.** Perfis de difração de raios X dos resíduos de extração química do aço ODS-Eurofer obtidos por meio de dissolução da matriz com reagente de Berzelius.

#### 4 CONCLUSÃO

- Segundo os cálculos termodinâmicos, em condições de equilíbrio, as seguintes fases precipitam no aço ODS-Eurofer: TaC, VN, fase Z,  $M_{23}C_6$ , fases de Laves e  $\sigma$ ;
- utilizando microscopia eletrônica de transmissão foi possível identificar somente dois tipos de partículas: carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  e partículas de ítria. A composição química encontrada para os carbonetos  $M_{23}C_6$  é bastante próxima da prevista pelo cálculo termodinâmico;
- a microdureza do material apresenta pouca variação ao longo do recozimento. Após 6 meses a 800°C, o amolecimento registrado foi inferior a 15%, em relação ao material laminado a frio. A literatura reporta que a recristalização é pouco efetiva neste material e a recuperação predomina como principal mecanismo de amolecimento; e
- na temperatura de recozimento utilizada (800°C), as fases estáveis previstas pelo cálculo termodinâmico, além das partículas de  $Y_2O_3$ , são a matriz ferrítica, carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  e dois compostos com estequiometria MX, sendo eles TaC e VN nominalmente. Medidas de difratometria de raios X nos resíduos de extração do aço ODS-Eurofer, em duas diferentes condições metalúrgicas distintas, mostram a presença de carbonetos tipo  $M_{23}C_6$  e indícios da presença de carbonetos MX ricos em Ta. A presença de compostos tipo MX ricos em V é reportada pela literatura para aços RAFM não-ODS e uma possível explicação para sua não identificação é o enriquecimento em V da matriz- $Y_2O_3$ .

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao Prof. Dr. A. Möslang (KIT) pelo fornecimento do material, ao Prof. Dr. A. F. Padilha (EPUSP, CNEN) pelas proveitosas discussões, ao MSc. A.J.O. Zimmermann pelo auxílio na extração de precipitados, à FAPESP (Projeto 07/56436-0) e ao CNPq (Projeto 473.903/2011-3). KDZ agrade ao CNPq pela bolsa de doutorado.

## REFERÊNCIAS

- 1 SAITO, S. Role of nuclear energy to a future society of shortage of energy resources and global warming. *Journal of Nuclear Materials*, v. 398, p.1–9, 2010.
- 2 EHRLICH, K. Materials research towards a fusion reactor, *Fusion Engineering and Design*, v.56-57, p.71-82, 2001.
- 3 MITRA, A.; MOHAPATRA, J. N.; SWAMINATHAN, J.; GHOSH, M.; PANDA, A.; K.GHOSH, R. N. Magnetic evaluation of creep in modified 9Cr-1Mo steel. *Scripta Materialia*, v.57, p.813-816, 2007.
- 4 FERNÁNDEZ, P. Metallurgical properties of reduced activation martensitic steel Eurofer 97 in the as-received condition and after thermal ageing. *Journal of Nuclear Materials*, v.307–311. p.495-499, 2002.
- 5 LINDAU, R.; MÖSLANG, A.; RIETH, M.; KLIMIANKOU, M.; MATERNA-MORRIS, E.; ALAMO, A.; TAVASSOLI, A.-A. F.; CAYRON, C.; LANCHÁ, A.-M.; FERNADEZ, P.; BALUC, N.; SCHÄUBLIN, R.; DIEGELE, E.; FILACCHIONI, G.; RESMAN, J. W.; SCHAAF, B.V.D.; LUCON, E.; DIETZ, W. Present development status of EUROFER and ODS-EUROFER for application in blanket concepts. *Fusion Engineering and Design*, v.75-79, p.989-996, 2005.
- 6 HUPALO, M. F. *Estudos de Encruamento, Recristalização e Textura na Superliga Incoloy MA 956*. 2003. 138 p. Tese de Doutorado. Escola Politécnica – USP. São Paulo, 2003.
- 7 LUCON, E.; LEENAERS, A.; VANDERMEULEN, W. Mechanical response of oxide dispersion strengthened (ODS) EUROFER97 after neutron irradiation at 300°C. *Fusion Engineering and Design*, v.82, p.2438-2443, 2007.
- 8 KLIMIANKOU, M.; LINDAU, R.; MÖSLANG, A. Direct correlation between morphology of (Fe,Cr)23C6 precipitates and impact behavior of ODS steels. *Journal of Nuclear Materials*, v.367–370, p.173–178, 2007.
- 9 KLUEH, R. L. HARRIES, D.R. Thermal Stability. In: *High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications*, ASTM, EUA, 2001. p. 39-55.
- 10 DANON, C. A.; SERVANT, C. Thermodynamic modeling in reduced activation steels. *ISIJ International*, v. 45, p.903-912, 2005.
- 11 TAN, L.; YANG, Y.; BUSBY, J. T. Effects of alloying elements and thermomechanical treatment on 9Cr reduced activation ferritic–martensitic (RAFM) steels. *Journal of Nuclear Materials*, 2012. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.10.015>>.
- 12 DANIELSEN, H. K.; HALD, J. On the nucleation and dissolution process of Z-phase Cr(V,Nb)N in martensitic 12%Cr steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 505, p. 169–177, 2009.
- 13 SELLO, M. P.; STUMPF, W. E. Laves phase embrittlement of the ferritic stainless steel type AISI 441. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, p. 5194–5202, 2010.
- 14 KLUEH, R.; GELLES, D.; JITSUKAWA, S.; KIMURA, A.; ODETTE, G. R.; VAN DER SCHAAF, B.; VICTORIA, M. Ferritic/martensitic steels – overview of recent results. *Journal of Nuclear Materials*, v. 311, p. 455–465, 2002.
- 15 KLOTZ, U.; SOLENTHALER, C.; UGGOWITZER, P. Martensitic–austenitic 9–12% Cr steels — Alloy design, microstructural stability and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, v. 476 p. 186–194, 2008.
- 16 RENZETTI, R. A. *Estudo comparativo da recristalização de dois aços de atividade reduzida endurecidos por dispersão de óxidos (9%Cr e 13%Cr)*. Tese de Doutorado. Escola de Engenharia de Lorena – USP. Lorena, 2011.
- 17 SANDIM, H. R. Z.; RENZETTI, R. A.; PADILHA, A. F.; RAABE, D.; KLIMENKOV, M.; LINDAU, R.; MÖSLANG, A. Annealing behavior of ferritic–martensitic 9%Cr–ODS–Eurofer steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, p. 3602–3608, 2010.
- 18 SANDIM, H. R. Z.; RENZETTI, R. A.; ZIMMERMANN, A. J. O.; PADILHA, A. F.; MÖSLANG, A. Annealing behavior of ferritic-martensitic ODS-Eurofer steel: effect of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles on recrystallization. *Materials Science Forum*, v. 715, p. 629-634, 2012.

- 19 NAGASAKA, T.; HISHINUMA, Y.; MUROGA, T.; LI, Y.; WATANABE, H.; TANIGAWA, H.; SAKASEGAWA, H.; ANDO, M. Extraction residue analysis on F82H-BA07 heat and other reduced activation ferritic/martensitic steels. *Fusion Engineering and Design*, v. 86, p. 2581–2584, 2011.
- 20 FERNANDEZ, P.; LANCHA, A. M.; LAPEÑA, J.; SERRANO, M.; HERNÁNDEZ-MAYORAL, M. Metallurgical properties of reduced activation martensitic steel Eurofer'97 in the as-received condition and after thermal ageing. *Journal of Nuclear Materials*, v. 307-311, p. 495–499, 2002.
- 21 KLIMENKOV, M.; LINDAU, R.; MATERNA-MORRIS, E.; MÖSLANG, A. TEM characterization of precipitates in EUROFER 97. *Progress in Nuclear Energy*, v. 57, p. 8-13, 2012.
- 22 ALEEV, A. A.; ISKANDAROV, N. A.; KLIMENKOV, M.; LINDAU, R.; MÖSLANG, A.; NIKITIN, A. A.; ROGOZHNIKIN, S. V.; VLADIMIROV, P.; ZALUZHNYI, A. G. Investigation of oxide particles in unirradiated ODS Eurofer by tomographic atom probe. *Journal of Nuclear Materials*, v. 409, p. 65–71, 2011.