

DENSIFICAÇÃO DO COMBUSTÍVEL NUCLEAR $UO_2-Er_2O_3$ FABRICADO POR MISTURA A SECO

A. C. Freitas^a, A. E. Sanzone^a, M. Durazzo^a, E. F. Urano de Carvalho^a

^a Instituto de Pesquisa Energética e Nuclear – IPEN/CNEN-SP, São Paulo – Brazil

*Autor Correspondente. Endereço: Av. Prof. Lineu Prestes, 2242, Cidade Universitária, CEP 05508-000, São Paulo, SP, Brasil. Tel.: +55 11 3133-9196. E-mail: artur.freitas@ipen.br

A rota de mistura mecânica a seco é o processo mais atrativo para realizar incorporação de absorvedores devido à sua simplicidade. Utilizando esta rota, o presente trabalho investigou o comportamento de sinterização do combustível misto $UO_2-Er_2O_3$. A sinterização de combustível $UO_2-Er_2O_3$ ocorreu com dois estágios nas curvas de taxa de retração, chamado de bloqueio de sinterização, também visto na sinterização do combustível $UO_2-Gd_2O_3$. As partículas de óxido de érbio solubilizam na matriz de UO_2 , deixando um poro característico e um gradiente de concentração ao redor, causado pelo efeito Kirkendall. Estes resultados confirmam que a sinterabilidade depende diretamente da qualidade da homogeneização dos pós, como visto na literatura.

Palavras-chave: urânio, érbio, combustível nuclear, efeito Kirkendall

INTRODUÇÃO

A necessidade de melhorar o desempenho do reator através de comprimentos de ciclo mais longos e melhor uso de combustível tornou-se aparente desde o início da geração comercial de energia nuclear. Entre as várias modificações introduzidas, está o aumento do enriquecimento inicial do combustível. Assim, o ganho de reatividade do combustível no início da vida útil do núcleo deve ser compensado pela introdução de material adicional absorvedor de nêutrons⁽¹⁾.

A função do veneno queimável é controlar a população de nêutrons e pode ser utilizado de forma homogênea e integrada ao combustível nuclear. Para tanto, o elemento químico que terá essa função precisa capturar nêutrons decorrentes da fissão do urânio e o isótopo formado pela reação nuclear, não⁽²⁾. Com o veneno queimável distribuído na pastilha, é possível ter um controle mais fino da população de nêutrons, colocando-o em posições e permitindo uma inserção menor das hastes de controle, ajudando a moldar a distribuição de potência no caroço do reator.

O gadolínio é o elemento químico mais utilizado como veneno queimável, pela sua alta capacidade de absorção de nêutrons, propriedade esta chamada secção de choque e tem sido utilizado pela maioria dos fornecedores de combustível. Seu desenvolvimento progressivo forneceu uma grande base de dado⁽³⁾. Outro elemento químico utilizado comercialmente é o érbio. Seu interesse potencial é que o Er-167 apresenta uma secção de choque de absorção de nêutrons relativamente baixa, em relação ao gadolínio, que leva a uma cinética de consumo relativamente lento^(4,5). O gadolínio é mais adequado para aplicação como um absorvedor integrado para ciclos até 18 meses, enquanto o érbio, é indicado para uso em ciclos de 24 meses ou mais⁽⁶⁾.

Gd₂O₃ é usado comercialmente em uma proporção de até 10% em peso homogeneamente misturado com UO₂ e distribuído em 3 a 6% das barras de combustível. Er₂O₃ é misturado com UO₂ na proporção de 1 a 2,5% em peso e distribuído em 20 a 30% das barras de combustível⁽³⁾. No entanto, existem estudos para combustíveis integrados UO₂-Er₂O₃ usando concentrações até 12% Er₂O₃ enriquecido com o isótopo Er-167.

No que diz respeito à fabricação de combustíveis dopados com absorvente queimável, vários estudos relacionados com os efeitos da adição de veneno, como Gd₂O₃, sobre o comportamento de imersão em UO₂ foram publicados⁽⁷⁻¹¹⁾. Como não há relato do comportamento de sinterização das pastilhas de UO₂ dopado com Er₂O₃, o objetivo deste trabalho é estudar o combustível nuclear UO₂-Er₂O₃, com adição de 1 a 10% do veneno queimável. A distribuição de érbio na pastilha combustível após a sinterização é avaliada, bem como a possível formação de diferentes fases além da fluorita.

MATERIAIS E MÉTODOS

Todas as amostras de UO₂-Er₂O₃ utilizadas neste trabalho foram misturadas a seco em misturador agitador Turbula T2C durante 1 hora. Os teores de Er₂O₃ escolhidos neste trabalho foram 1,0, 2,5, 4,0 e 10,0 (% em peso), com adição do lubrificante sólido ADS (distearato de alumínio na proporção de 0,2% em peso).

Os pós UO₂ e ADS foram fornecidos pela INB (Indústrias Nucleares do Brasil) e são rotineiramente utilizados na fabricação atual de pastilhas de UO₂^(12,13). O pó de UO₂ foi obtido a partir do UF₆ através da conversão de TCAU (tricarbonato de amônio uranilo) ⁽¹⁴⁾. O pó de Er₂O₃ foi fornecido pela Alfa-Aesar com pureza de

99,99%. Imagens em microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos pós de UO_2 e Er_2O_3 foram obtidas com um Jeol JSM 60102A com elétrons secundários e são mostradas na Figura 1. A forma das partículas de UO_2 (Figura 1a) é típica dos pós derivados de TCAU como esperado⁽¹¹⁻¹³⁾. Os dados físico-químicos do pó de UO_2 estão apresentados na tabela 1 e na tabela 2, os traços de impurezas.

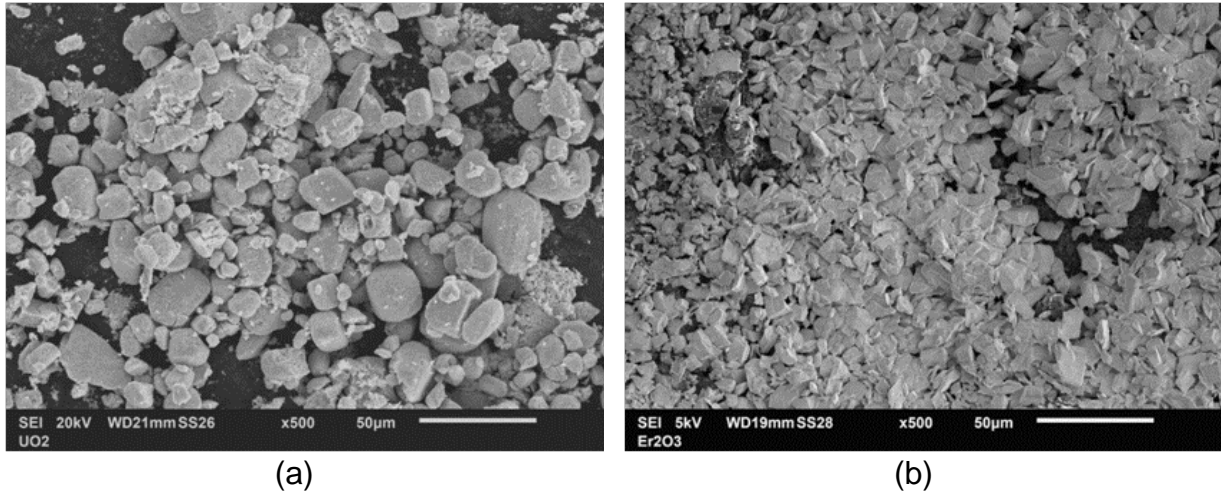


Figura 1 – Imagem do MEV (elétrons secundários) mostrando tamanho de partícula e morfologia: (a) UO_2 ; (b) Er_2O_3 .

Tabela 1 - Dados físico-químico do pó de UO_2

Análise	Valor	Especificação
O/U	2,0818	2,08 - 2,30
U_{total} (%)	87,574	$\geq 86,8$
Enriquecimento em peso de ^{235}U (%)	4,137	4,10 - 4,15
Umidade (% de massa)'	0,15	$\leq 0,4$
Área de superfície específica (m^2/g)	5,0	2,5 - 6,0
Densidade aparente (g/cm^3)	2,2	2,0 - 2,6
Escoabilidade (s/50g)	4,6	≤ 10
D50 (μm)	30,04	< 200

Tabela 2 - Traços de impureza em $\mu\text{g}/\text{gU}$

Impurezas	F	Al	Ca	B	Fe	Ni	Si	Gd
UO_2	5,312	1,777	4,212	$< 0,2$	15,24	0,421	6,916	0,2
Especificação	≤ 100	≤ 250	≤ 25	$\leq 0,5$	≤ 100	≤ 50	≤ 100	≤ 1

O tamanho médio de partícula foi calculado por um analisador de difração CILAS laser modelo 1064, operando com laser de 820 nm e utilizando água como

meio líquido e tetra pirofosfato de sódio como agente dispersante. O UO_2 possui 50% das partículas com diâmetro médio de até 30,04 μm . Já o Er_2O_3 possui partículas menores com D50 igual 11,04 μm .

O pós foram compactados em matriz cilíndrica com pressões de 295 a 353 MPa. Para cálculo de densidade aparente, pastilhas a verde foram pesadas individualmente em balança semianalítica (0,0001g) e seu volume foi determinado de forma geométrica. A densidade teórica (DT) das misturas foram calculadas considerando densidades dos componentes UO_2 , Er_2O_3 e ADS como 10,96 g/cm^3 ⁽¹⁵⁾, 8,65 g/cm^3 ⁽¹⁶⁾ e 1,009 g/cm^3 ⁽¹⁷⁾, respectivamente. As densidades aparentes das pastilhas a verde variaram de 51 a 52% do DT com diâmetro médio e altura de 10,34 mm e 11,2 mm, respectivamente (Tabela 3).

Tabela 3 - Densidade a verde das pastilhas combustível.

% em massa de Er_2O_3	Densidade a verde (g/cm^3)	DT (g/cm^3)	Densidade a verde (%DT)
UO_2 puro	5,55	10,75	51,64
1,0	5,50	10,72	51,31
2,5	5,47	10,68	51,23
4,0	5,50	10,64	51,71
10	5,39	10,48	51,44

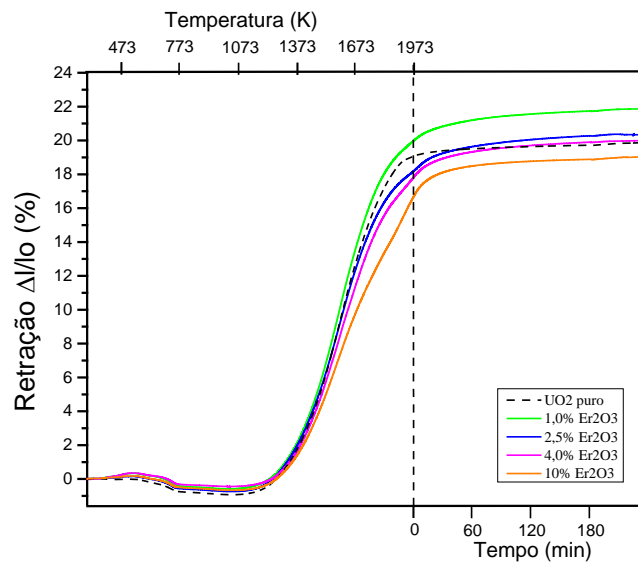
As amostras foram sinterizadas em um dilatômetro Setaram Setsys 1700 a 1973 K por 240 min sob atmosfera de hidrogênio puro. A taxa de aquecimento foi de 5 K/min. As densidades sinterizadas foram determinadas medindo-se o peso das amostras imersas em água, de acordo com o princípio de Arquimedes⁽¹⁸⁾.

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX). As amostras foram lixadas sequencialmente em lixas de grade de 400 a 1200 e polidas com diamante de 3 e 1 μm . Inicialmente foi realizada a análise por microscópio óptico (Zeiss-Axio Imager M2m), com luz polarizada e campo claro e depois a pastilha $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$ com 10% em massa foi recoberta com carbono para análise no MEV-FEG (Jeol-JSM-6701F), no qual foi usado com elétrons secundários e retroespalhados. O mapeamento do érbio e do urânio foi realizado com tempo de contagem por 120 minutos, com tensão de 15KV. O DRX foi realizado em pastilhas sinterizadas em pó usando radiação $\text{Cu-K}\alpha$ em um difratômetro Brock D8 Advance.

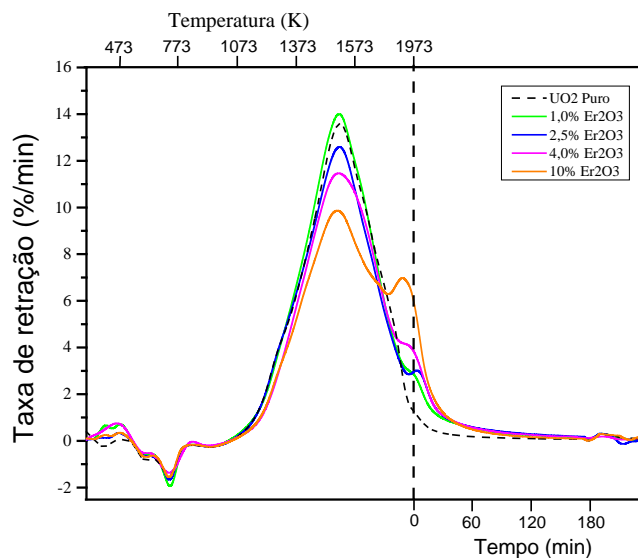
Padrões de difração foram obtidos em temperatura ambiente tanto com fendas antiderrapantes e divergentes de 1,0 mm e fenda de recepção de 0,4 mm. A intensidade espalhada foi medida do ângulo 2Θ de 10° a 90° , com 10 segundos por passo de $0,02^\circ$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2a mostra as curvas de contração linear da sinterização de pastilhas de $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$. A primeira região das curvas ($300\text{-}450^\circ\text{C}$) mostra uma expansão que pode ser explicada pela formação de UO_2 a partir da redução da relação O/U.



(a)



(b)

Figura 2 - Efeito da sinterização do UO_2 puro e $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$: (a) Retração linear; (b) taxa de retração.

Para uma adição pequena, como 1% em peso, o Er_2O_3 resulta em 2% maior de retração do que o UO_2 puro. Adições moderadas de Er_2O_3 (entre 2,5 e 4% em peso) causam retração total comparável à sinterização do UO_2 puro. Com 10% em peso de Er_2O_3 ocorre uma diminuição na retração de cerca de 1%. Quanto à taxa de retração durante a sinterização (Figura 2b), o valor máximo ocorreu a 1290°C . As taxas de retração, no entanto, foram menores quanto maior o teor de Er_2O_3 . A taxa de retração é máxima em 1535°C e atinge um novo pico em 1620°C para 10% Er_2O_3 .

Este comportamento de sinterização de dois estágios, aqui denotado por dois picos nas curvas de taxa de retração, também é tipicamente observado no sistema $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ ⁽⁷⁻¹¹⁾. Esse fenômeno, denominado “bloqueio de sinterização”, foi observado quando o pó de Gd_2O_3 foi adicionado ao pó de UO_2 derivado do TCAU pela via da mistura mecânica a seco^(10,11). O primeiro pico ocorre quando há a sinterização das partículas $\text{UO}_2\text{-UO}_2$. Quando ocorre a formação da solução sólida, formando $(\text{U,Er})\text{O}_2$, há um novo pico de retração.

A figura 3 mostra a micrografia da pastilha com UO_2 puro (figura 3a) e com a adição de 10% de Er_2O_3 (figura 3b). A figura 3a apresenta poros característicos de materiais sinterizados, com poros redondos e alguns disformes, com formato de meia lua⁽¹²⁾, possivelmente oriundos de grandes aglomerados que existem em menor fração. Já a figura 3b apresenta uma quantidade de poros visivelmente maior, diminuindo a densidade.

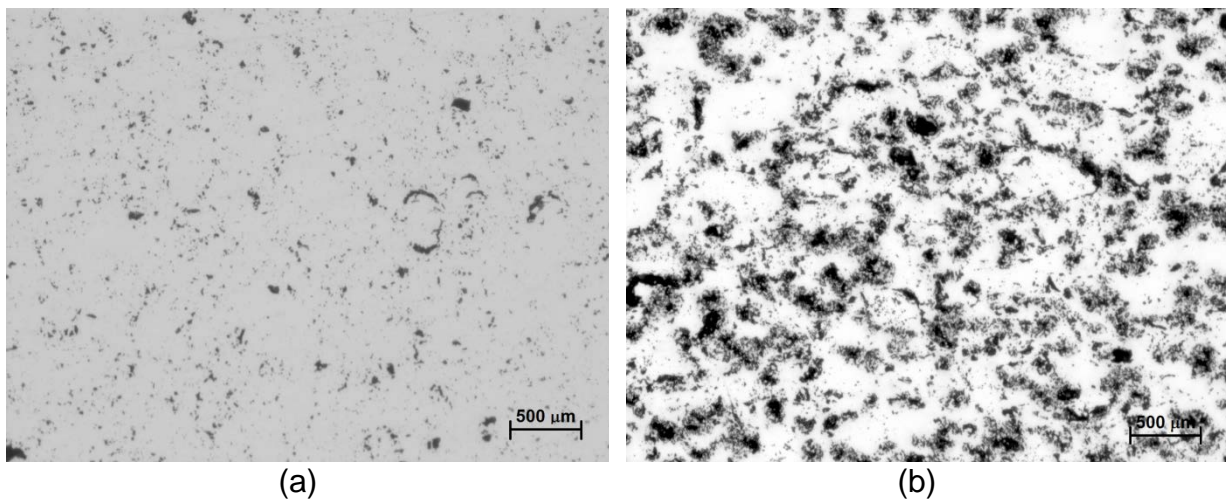
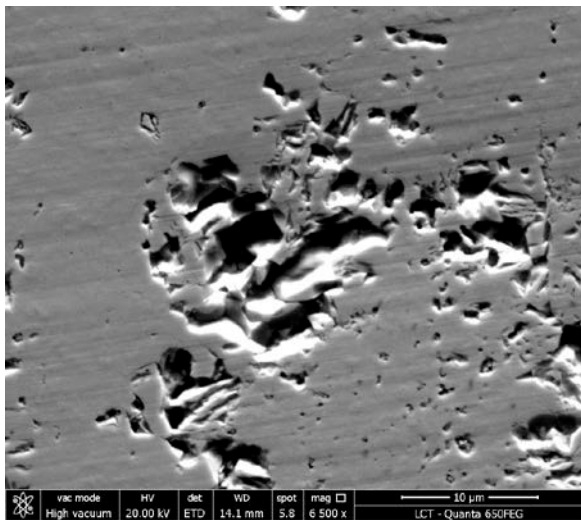
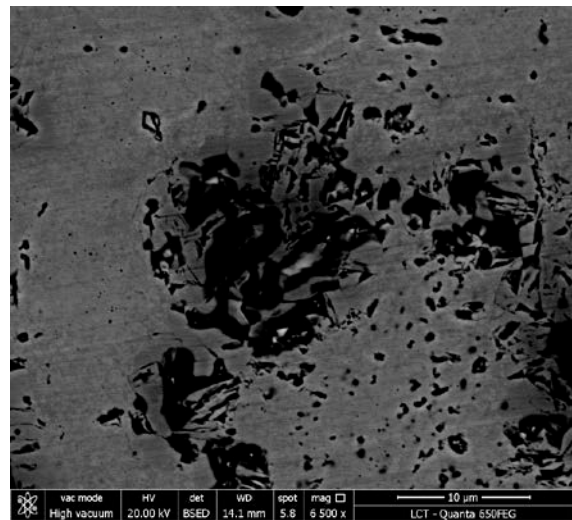


Figura 3 – Imagens feitas com microscopia óptica das pastilhas sinterizadas: (a) UO_2 puro; (b) $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$.

A figura 4 mostra imagens do MEV com elétrons secundários (figura 4a) e elétrons retroespalhados (figura 4b) os poros formados da pastilha sinterizada $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$ com maior detalhe e o mapeamento por EDS dessa mesma região, para poder ser comparado. O Er_2O_3 adicionado ao UO_2 causa a formação de “ilhas” de pequenos poros agrupados ao redor de grandes poros. Essas ilhas não estão presentes nas pastilhas sinterizadas de UO_2 puro e são frequentes com a adição de 10% de Er_2O_3 . Pode-se notar que os poros formados têm morfologia parecida com o pó de Er_2O_3 apresentados na figura 1, com seus cantos agudos e irregulares. A figura 4b mostra que existe uma maior concentração de érbio em torno dos poros agrupados, denotada pelas áreas mais escuras na imagem de elétrons retroespalhados. O mapeamento por EDS apresentado nas figuras 4c (érbio) e 4d (urânio) mostram que um gradiente de concentração de érbio é formado quando as partículas de érbio se solubilizam na estrutura do UO_2 ao redor dos poros.



(a)



(b)

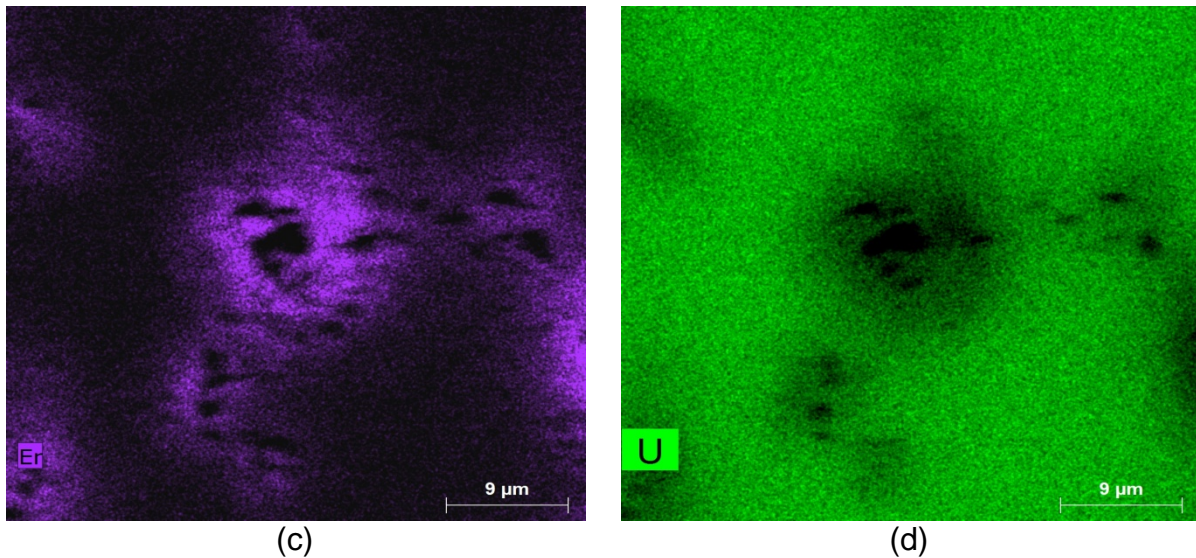


Figura 4 – Imagens feitas com (a) elétrons secundários; (b) retroespalhados; mapa de EDS para o érbio (c) e urânio (d) da pastilha sinterizada $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$

Estes resultados sugerem que os aglomerados de poros são formados por aglomerados originais de partículas de Er_2O_3 que não foram completamente quebrados durante o processo de mistura dos pós. Estes aglomerados de partículas são absorvidos pela matriz de UO_2 dando origem a poros agrupados observados. As partículas primárias de Er_2O_3 se difundem na matriz de UO_2 , deixando para trás os poros como resultado do efeito Kirkendall. A mistura a seco com partículas de Er_2O_3 e UO_2 forma gradientes de concentração ao redor do poro formado pela partícula percussora de Er_2O_3 , conforme revelado pelas imagens da figura 3.

O combustível $(\text{U,Er})\text{O}_2$ forma uma solução sólida substitucional e o Er_2O_3 se dissolve na estrutura de fluorita do UO_2 . Assim, as DT's para o sistema $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$ foram calculadas usando a equação 1, desenvolvida por Fedotov et al.⁽¹⁹⁾. Para o sistema $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$, a diminuição da densidade sinterizada é suave e quase linear, como mostra a figura 5, diferentemente do sistema $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ ⁽¹¹⁾, que tem uma queda abrupta da retração e da densidade da pastilha sinterizada. Com base nos requisitos de especificação do combustível $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ (93,5 a 96% DT⁽²⁰⁾), 4% em peso de Er_2O_3 ou menos poderiam ser incorporados adequadamente ao combustível nuclear, uma vez que a porcentagem da DT está dentro da especificação.

$$DT_{(\text{U,Er})\text{O}_2} = 10,9616 - 0,0175 \times (\%mássica \text{Er}_2\text{O}_3) \quad (1)$$

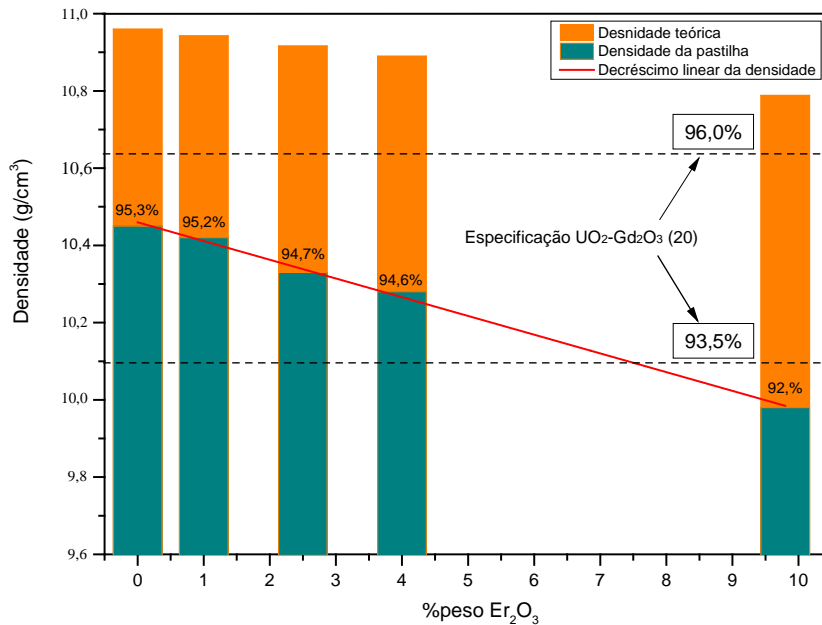


Figura 5 - Densidade sinterizada e teórica das pastilhas de UO_2 puro e $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$. Efeitos comparados com o limite de especificação do $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$.

A Figura 6 mostra os padrões de difração de raios X obtidos a partir de pastilhas sinterizadas de $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$. Não foram observados picos de Er_2O_3 nos padrões de difração, o que indica que o érbio foi dissolvido na estrutura de fluoreto de UO_2 . No entanto, em vez de formar uma solução sólida de fase única, os picos da segunda fase podem ser observados. Esta segunda fase tem o mesmo conjunto de reflexões que a primeira, mas deslocado para a direita (como visto mais claramente com 10% em peso de Er_2O_3), ou seja, tem também uma estrutura do tipo fluorita, mas com um menor parâmetro reticulado.

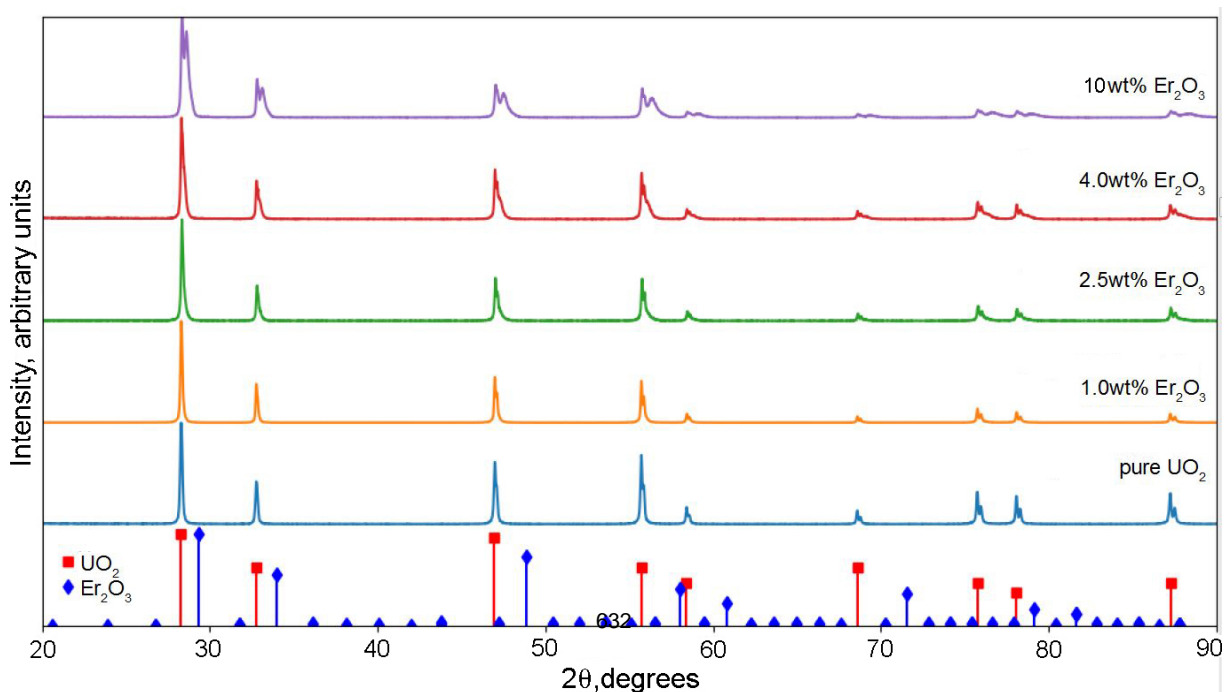


Figura 6 – Difração de raios X das pastilhas analisadas. Na parte inferior, as reflexões das estruturas dos pós que foram usados para fabricar as pastilhas

A formação de uma segunda fase em torno das partículas de Er_2O_3 originalmente presentes pode possivelmente dificultar a difusão do érbio para a rede de fluorita do UO_2 , o que pode ter deslocado a solubilização do érbio para temperaturas mais altas quando comparado com a temperatura em que ocorre a solubilização no caso do gadolínio. Mais trabalho precisa ser realizado para estudar a presença desta fase no sistema $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$ e seu papel no mecanismo de bloqueio de sinterização observado para este combustível misto.

CONCLUSÃO

O comportamento de sinterização do combustível $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$ foi semelhante ao relatado para o combustível $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$, conforme literatura, ocorrendo em dois tempos com dois picos nas curvas de taxa de contração. No entanto, o efeito é menos pronunciado para o Er_2O_3 .

Para pequenos conteúdos, como 1% em peso, a presença de Er_2O_3 melhora a sinterização, resultando em alta retração, até 2% maior do que o puro UO_2 . Adições moderadas de Er_2O_3 (entre 2,5 e 4% em peso) causam retração total comparável à sinterização de UO_2 puro. Altas doses de Er_2O_3 , como 10% em peso, causam uma diminuição na retração de cerca de 1%. Com base no requisito de especificação para o combustível $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ (93,5 a 96% TD), pode ser realizada a sinterização com materiais Er_2O_3 de até 4% em relação ao método mecânico seco para misturas mecânicas secas pós UO_2 e Er_2O_3 .

A melhor sinterabilidade do combustível $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$ quando comparado ao combustível $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ é atribuída às características próprias das partículas de pó de Er_2O_3 usadas aqui, que formam aglomerados que são mais facilmente quebrados durante a mistura com o pó de UO_2 . Estes resultados confirmam que a sinterabilidade depende diretamente da qualidade da homogeneização dos pós,

como visto anteriormente. Portanto, é obrigatório desenvolver um procedimento melhorado para a mistura mecânica a seco dos pós com alto grau de homogeneidade.

Uma segunda fase foi experimentalmente detectada no sistema $\text{UO}_2\text{-Er}_2\text{O}_3$, mas seu impacto no comportamento de sinterização deste combustível misto ainda não foi esclarecido. Mais trabalhos sobre este assunto estão em andamento.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro a este trabalho fornecido pela CAPES-Eletronuclear.

REFERÊNCIAS

- 1 – W.K. Anderson, J.S. Theilacker, Neutron absorber materials for reactor control, USAEC, Naval Reactors. Division of Reactor Development, Washington, D.C. 1962.
- 2 – DUDERSTADT, J. J.; HAMILTON, J. L. Nuclear Reactor Analysis. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1976.
- 3 – International Atomic Energy Agency, Characteristics and use of uranium-gadolinia fuels, Vienna, Austria, 1995. IAEA-TECDOC-844
- 4 – R.L. Simmons, N.D. Jones, F.D. Popa, D.E. Mueller, J.E. Pritchett, Integral Fuel Burnable Absorbers with ZrB_2 in PWRs, Nucl. Tech. 80, 3, (1988) 343-348. <https://doi.org/10.13182/NT88-A34058>
- 5 – A. Jonsson, Initial physics evaluation of erbium as a burnable absorber in a PWR, Trans. Am. Nucl. Soc. 61 (1990) 340-341.
- 6 – M. Asou, J. Porta, Prospects for poisoning reactor cores of the future, Nucl. Eng. Design. 168 (1997) 261-270. [https://doi.org/10.1016/S0029-5493\(96\)01322-2](https://doi.org/10.1016/S0029-5493(96)01322-2)
- 7 – R. Manzel, W.O. Dörr, Manufacturing and irradiation experience with $\text{UO}_2/\text{Gd}_2\text{O}_3$ fuel, Am. Ceram. Soc. Bull. 59 (1980) 601-603.
- 8 – R. Yuda, K. Une, Effect of sintering atmosphere on the densification of $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ compacts, J. Nucl. Mater. 178 (1991) 195-203.
- 9 – K.W. Song, K.S. Kim, J.H. Yang, K.W. Kang and Y.H. Jung, A Mechanism for the Sintered Density Decrease of $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ Pellets Under an Oxidizing Atmosphere, J. Nucl. Mater. 288(2001) 92-99. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00721-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00721-2)
- 10 – M. Durazzo, F.B.V. Oliveira, E.F. Urano de Carvalho, H.G. Riella, Phase studies in the $\text{UO}_2\text{-Gd}_2\text{O}_3$ system, J. Nucl. Mater. 400 (2010) 183–188. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.03.001>

- 11 – M. Durazzo, A.M. Saliba-Silva, E.F. Urano de Carvalho, H.G. Riella, Sintering behavior of $UO_2-Gd_2O_3$ fuel: Pore formation mechanism, J. Nucl. Mater. 433 (2013) 334–340. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.09.033>
- 12 – D.R.Costa, F.J. Ezequiel, R.Gonzaga, S.H. Bernardelli, Individual influence of Al_2O_3 and Nb_2O_5 on grain growth of UO_2 sintered pellets manufactured at INB. International Nuclear Atlantic Conference. Associação Brasileira de Energia Nuclear-CNEN. Brazil. 2013.
- 13 – M. Durazzo, A.C. Freitas, A.E.S. Sansone, N.A.M. Ferreira, E.F. Urano de Carvalho, H.G. Riella, R.M.Leal Neto, Sintering behavior $UO_2-Er_2O_3$ mixed fuel, J. Nucl. Mater. 510 (2018) 603-612. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.08.051>
- 14 – H. Assmann, W. Dörr, Microstructure and Density of UO_2 for Light Water Reactors As Related to Powder Properties, Mater. Sci. Monogr. 16 (1983) 707-718.
- 15 – Inorganic Crystal Structure Database, Al, ICSD Collection Code 647594. FIZ Karlsruhe Leibniz Institute for Information Infrastructure. http://www2.fiz-karlsruhe.de/icsd_home.html?&cHash=0997f6804664b7e6fa8012358eef7f08
- 16 – Inorganic Crystal Structure Database. Al, ICSD Collection Code 39185. FIZ Karlsruhe Leibniz Institute for Information Infrastructure. http://www2.fiz-karlsruhe.de/icsd_home.html?&cHash=0997f6804664b7e6fa8012358eef7f08
- 17 – M. D.Larrañaga, R.J. Lewis, R.A Lewis, Hawley's Condensed Chemical Dictionary, Sixteenth Edition, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2016, pp. 55. doi: 10.1002/9781119312468.ch1
- 18 – ASTM B962-08, Standard Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes' Principle, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008.
- 19 – A.V.Fedotov, E.N. Mikheev, A.V.Lysikov, V.V. Novikov, Theoretical and experimental density of $(U,Gd)O_2$ and $(U,Er)O_2$. Atomic Energy 113 (2013) 429-434. <https://doi.org/10.1007/s10512-013-9657-3>
- 20 - L.R. Santos, M. Durazzo, E.F. URANO DE CARVALHO, H.G. RIELLA, Effect of $Al(OH)_3$ on the sintering of $UO_2-Gd_2O_3$ fuel pallets with addition of U_3O_8 from recycle. J. Nucl. Mater. 493. 30-39. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.05.050>

ESTUDO DE SINTERIZAÇÃO DO COMBUSTÍVEL NUCLEAR $UO_2-Er_2O_3$ MISTURADOS MECANICAMENTE

The dry mechanical mixing route is the most attractive process for incorporating absorbers because of its simplicity. Using this route, the present work investigated the sintering behavior of the mixed fuel $UO_2-Er_2O_3$. The sintering of $UO_2-Er_2O_3$ fuel occurred with two stages in the shrinkage rate curves, called sintering blockage, also seen in the sintering of the $UO_2-Gd_2O_3$ fuel. The erbium oxide particles solubilize in the UO_2 matrix, leaving a characteristic pore and a concentration gradient around, caused by Kirkendall effect. These results confirm that the sintering depends directly on the quality of the homogenization of the powders, as seen in the literature.

Key-words: uranium, erbium, nuclear fuel, Kirkendall effect.

