



**ESTUDO DA REATIVIDADE DE DISPERSÕES  $U_3O_8$ -AI**

*ERBERTO FRANCISCO GENTILE, SEBASTIÃO HERMANO LEITE  
CINTRA e ROBERTO BARATA TRACANELLA*

**PUBLICAÇÃO IEA N.º 222**  
Setembro — 1970

**INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA**  
Caixa Postal 11049 (Pinheiros)  
CIDADE UNIVERSITÁRIA "ARMANDO DE SALLES OLIVEIRA"  
SÃO PAULO — BRASIL

ESTUDO DA REATIVIDADE DE DISPERSÕES  $U_{3-8}O_{2-8}-Al$ \*

Erberto Francisco Gentile  
Sebastião Hermano Leite Cintra  
Roberto Barata Tracanella

Divisão de Metalurgia Nuclear  
Instituto de Energia Atômica  
São Paulo - Brasil

Publicação IEA Nº 222

Setembro - 1970

---

\* Separata de "METALURGIA - REVISTA DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS", vol. 26, nº 149, abril, p. 305-309, 1970.

Comissão Nacional de Energia Nuclear

Presidente: Prof.Dr. Hervásio Guimarães de Carvalho

Universidade de São Paulo

Reitor: Prof.Dr. Miguel Reale

Instituto de Energia Atômica

Diretor: Prof.Dr. Rômulo Ribeiro Pieroni

Conselho Técnico-Científico do IEA

Prof.Dr. José Moura Gonçalves	}	pela USP
Prof.Dr. José Augusto Martins		
Prof.Dr. Rui Ribeiro Franco	}	pela CNEN
Prof.Dr. Theodoreto H.I. de Arruda Souto		

Divisões Didático-Científicas

Divisão de Física Nuclear -  
Chefe: Prof.Dr. José Goldenberg

Divisão de Radioquímica -  
Chefe: Prof.Dr. Fausto Walter de Lima

Divisão de Radiobiologia -  
Chefe: Prof.Dr. Rômulo Ribeiro Pieroni

Divisão de Metalurgia Nuclear -  
Chefe: Prof.Dr. Tharcísio D.S. Santos

Divisão de Engenharia Química -  
Chefe: Lic. Alcídio Abrão

Divisão de Engenharia Nuclear -  
Chefe: Engº Pedro Bento de Camargo

Divisão de Operação e Manutenção de Reatores -  
Chefe: Engº Azor Camargo Penteado Filho

Divisão de Física de Reatores -  
Chefe: Prof.Dr. Paulo Saraiva de Toledo

Divisão de Ensino e Formação -  
Chefe: Prof.Dr. Rui Ribeiro Franco

ERBERTO FRANCISCO GENTILE <sup>(2)</sup>

SEBASTIÃO HERMANO LEITE CINTRA <sup>(2)</sup>

ROBERTO BARATA TRACANELLA <sup>(3)</sup>

R E S U M O

*Estudos sobre o processo de fabricação de placas combustíveis a base de dispersões  $U_3O_8$ -Al, revestidas por ligas de alumínio, realizados anteriormente na Divisão de Metalurgia Nuclear do Instituto de Energia Atômica, revelavam a existência de outras fases além das de  $U_3O_8$  e alumínio no núcleo dos elementos deste conceito. Afim de determinar a causa do aparecimento dessas outras fases, bem como identificá-las, os autores do presente trabalho realizaram experiências com ensaios à temperatura de 450°, equivalente a do ensaio de empolamento normalmente realizado, como também em ensaios de alternância térmica entre as temperaturas de  $83 \pm 2^\circ C$  e ambiente.*

*Para a identificação dessas fases os autores se reportam a um mecanismo de dois estágios, proposto por outros pesquisadores.*

*A análise dos resultados realizada por exame metalográfico conduziu a conclusão de que as fases podem ser  $UO_2$  ou  $UAl_3$ , ou as duas concomitantemente, no caso de baixas temperaturas em que os ensaios foram feitos. A causa de sua formação deve ser a ruptura da barreira protetora de  $Al_2O_3$ , tanto por um processo de deformação durante a laminação, como por um processo de cisalhamento decorrente de dilatações e contrações diferenciais entre fase cerâmica e metálica durante a alternância térmica.*

1. INTRODUÇÃO

Durante os desenvolvimentos dos diversos tipos de elementos combustíveis planos a base de dispersões de  $U_3O_8$ -Al realizados pela Divisão de Metalurgia Nuclear, do Instituto de Energia Atômica, foi observado através do controle micrográfico a presença de uma fase de características diferentes daquelas originalmente presentes.

O presente estudo tem o objetivo de caracterizá-la e determinar as possíveis causas de seu aparecimento.

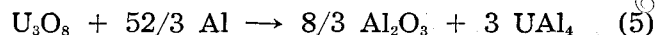
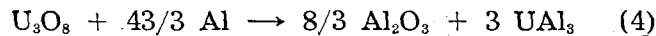
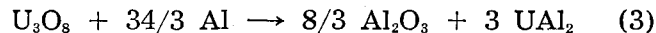
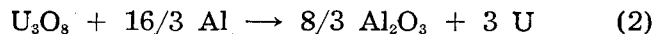
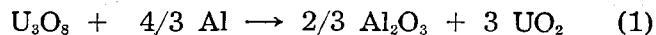
Face ao grande esforço que tem sido realizado internacionalmente com os elementos combustíveis deste conceito, para a sua utilização em reatores de ensaio de materiais com alto fluxo de neutrons, ou para reatores cujo enriquecimento é limitado a 20% do isótopo U-235; diversos laboratórios têm estudado as possíveis reações que ocorrem entre  $U_3O_8$  e alumínio, à temperatura de fabricação e nas condições de utilização no reator.

Os autores do presente trabalho, pretendem, com base nestes estudos realizados, obter informações que permitam identificar quais os métodos que podem ser utilizados para minimizar a formação dessas fases.

Dada a impossibilidade de realização de ensaios em pilha, não é possível determinar qual seria a influência da presença dessas fases, de início, sobre o comportamento das placas combustíveis em reatores.

2. ANÁLISE DA REAÇÃO  $U_3O_8$ -Al

J. D. Fleming e J. W. Johnson <sup>(1)</sup> reportam-se a cinco possíveis reações que podem ocorrer no sistema  $U_3O_8$ -Al, negligenciando a possibilidade da formação de um óxido de urânio não estequiométrico. Estas reações são as seguintes:



A fim de esclarecer qual seria a seqüência de reações mais provável, Fleming e Johnson realizaram uma série de experiências com compactados de  $U_3O_8$ -Al, variando composição e temperatura máxima de ensaio.

Para o caso presente interessam apenas os ensaios realizados a temperaturas compatíveis com aquelas do processo de fabricação das placas. Na tabela I são apresentados os resultados obtidos para temperatura máxima de 649°C (1200°F), sendo que os produtos de reação fo-

(1) Contribuição Técnica n.º 868. Apresentada ao XXIV Congresso Anual da ABM; São Paulo SP; julho 1969.

(2) Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista e Nuclear; Instituto de Energia Atômica; São Paulo SP.

(3) Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista; Instituto de Energia Atômica; São Paulo SP.

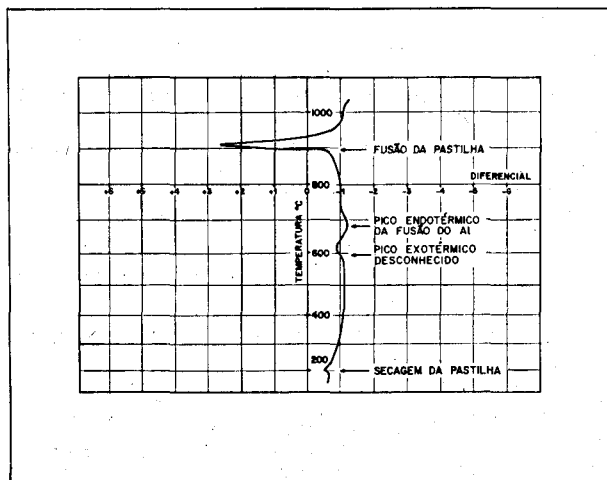
TABELA I — Análise por difração de raios-X de dispersões Al- $U_3O_8$ (<sup>1</sup>)

temperatura máxima (°C)	teor de alumínio (%)	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	UO <sub>2</sub>	UAl <sub>2</sub>	UAl <sub>3</sub>	UAl <sub>4</sub>
649	6,3	N	NF	N	N	N
649	26,6	N	F	N	N	N
649	31,5	N	FM	N	N	N
649	35,7	N	M	N	N	N
649	60,0	I	N	N	N	I
649	65,0	N	MI	N	N	N

N = nada  
 F = fraca  
 M = média  
 I = intensa  
 NF = nada para fraca  
 FM = fraca para média  
 MI = média para intensa

ram detetados por difração de raios-X. Observa-se desta tabela que, com o aumento do teor de alumínio no compactado, ocorre correspondente aumento da quantidade de UO<sub>2</sub> detetada, até o teor de 35,7% de alumínio. Para teor de 60% de alumínio observa-se a não detecção da fase UO<sub>2</sub>, aparecendo concomitantemente Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e UAl<sub>4</sub>. Para 65% de alumínio foi observado apenas maiores quantidades de UO<sub>2</sub>, não aparecendo as fases Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e UAl<sub>4</sub>.

Embora estes resultados, como destacado por Fleming e Johnson, sejam muito precários, eles revelam uma tendência geral de presença do UO<sub>2</sub> a baixas temperaturas, correspondendo provavelmente ao pico exotérmico, observado por meio da análise térmica diferencial efetuada com estas amostras. Este pico exotérmico ocorre a temperaturas abaixo do ponto de fusão do alumínio entre 593 e 649°C (1100 e 1200°F) (fig. 1).

Fig. 1 — Análise térmica diferencial de uma dispersão de Al-25%  $U_3O_8$ , briquetada (<sup>1</sup>).

Calculando-se o calor de reação da equação química (1), a partir dos dados de calor de formação de reagentes e produtos envolvidos, obtém-se para a temperatura de 627°C (<sup>2</sup>):

$$\Delta H = (-265,9 - 772,8) - (-848,8) = -189,9 \text{ kcal/mol}$$

Este valor de  $\Delta H$  demonstra a natureza exotérmica da reação, concordando com a afirmação feita a partir dos dados da análise térmica diferencial.

C. F. Reinke estudou o efeito do tempo e da temperatura em corpos de cermet com 39% de  $U_3O_8$ . Os resultados obtidos confirmam a presença da fase UO<sub>2</sub> em tôdas as amostras, podendo-se concluir que a formação de UO<sub>2</sub> seria o estágio inicial da reação em tais sistemas. Verificou ainda que, com o aumento da temperatura, resultavam progressivamente valores crescentes da quantidade de compostos intermetálicos Al-U. (<sup>3</sup>)

Fleming e seus colaboradores (<sup>4</sup>), na continuação de seus estudos, observaram que os resultados indicavam um processo de dois estágios a baixas temperaturas. O primeiro estágio, sendo a redução do  $U_3O_8$  para UO<sub>2</sub>, o que concorda tanto com suas experiências anteriores, como com as realizadas por Reinke. No segundo estágio, o UO<sub>2</sub> presente reage com o alumínio, dando origem a compostos intermetálicos do sistema Al-U e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Observaram também que para ocorrer a reação correspondente ao segundo estágio, todo o  $U_3O_8$  deve ter sido reduzido a UO<sub>2</sub>.

Sendo válidas as conclusões de Fleming e seus colaboradores, o processo de reação de  $U_3O_8$  e alumínio é em seu segundo estágio equivalente a reação UO<sub>2</sub>-Al. Afirmação concordante é feita por Richt e colaboradores (<sup>5</sup>), que propõem que a reação ocorra segundo as seguintes equações, a temperatura de 600°C:



Esta seqüência de reações é sugerida para o caso de placas combustíveis contendo 65% de  $U_3O_8$ . As outras reações indicadas de início (2 a 5) não ocorrem, senão em ensaios realizados a mais altas temperaturas.

Em experiências conduzidas por R. C. Waugh (<sup>6</sup>), com placas contendo dispersões de 55,7% de  $U_3O_8$  em alumínio, foi observado que após 600 horas a 600°C ocorria reação dando UO<sub>2</sub>. No caso de placas em que utilizou  $U_3O_8$ , na fração granulométrica — 325 malhas por polegada linear, havia total conversão para UO<sub>2</sub>, sendo que uma grande porção do UO<sub>2</sub> se transformou em UAl<sub>4</sub>. Quando as placas foram fabricadas com  $U_3O_8$ , na fração — 100 + 325 malhas por polegada linear, também se deu completa reação a UO<sub>2</sub>, porém não detetando qualquer composto in-

termetálico. Tais ensaios mostram, como concluído por Waugh, a grande dependência entre velocidade de reação e tamanho da partícula, como também confirmam o mecanismo proposto para os estágios de reação a baixas temperaturas.

### 3. ESTUDOS EXPERIMENTAIS

A Divisão de Metalurgia Nuclear, dando prosseguimento aos estudos referentes a análise das texturas de cermetes e a sua influência quanto ao comportamento plástico dos mesmos, à temperatura de fabricação dos elementos, procurou cobrir o campo que se refere à estabilidade química das fases inicialmente misturadas, isto é, alumínio, como fase metálica, e  $U_3O_8$ , como fase cerâmica.

As placas produzidas para o estudo citado <sup>(7)</sup>, utilizando pó de  $U_3O_8$  cujas características foram determinadas, foram sujeitas a diversos ensaios a tempos e temperaturas variáveis, tanto em ensaio estático, como em ensaios de alternância térmica.

Placas laminadas até espessura total de 2,45 mm, contendo dispersões de 65% de  $U_3O_8$  em alumínio, revestidas por ligas de alumínio, onde a faixa granulométrica do  $U_3O_8$  utilizado foi de — 325 malhas por polegada linear, foram analisadas nas seguintes condições:

1.<sup>a</sup> — ensaiada durante uma hora a 450°C, o que corresponde ao ensaio de empolamento, realizado normalmente no processo de produção;

2.<sup>a</sup> — ensaiada a tempos crescentes a 450°C e,

3.<sup>a</sup> — ensaiada durante uma hora a 450°C e a seguir sujeita ao ensaio de alternância térmica no intervalo de temperatura de  $83 \pm 2^\circ C$  à ambiente <sup>(8)</sup>.

A análise segundo a primeira condição foi efetuada por ser esta o esquema normal de fa-

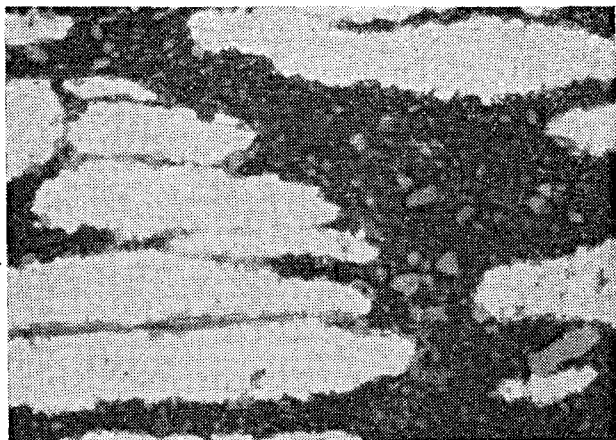


Fig. 2 — Micrografia apresentando a textura de um cermet Al-65%  $UO_2O_8$ , laminado e ensaiado por uma hora a 450°C. Sem ataque. Aumento 200 ×.

bricação de chapas para elementos combustíveis, sendo portanto uma avaliação do grau de reação que poderia ocorrer durante o processo de produção. A figura 2 mostra uma micrografia de secção transversal de uma das placas sujeitas a este ensaio. Observa-se alguns produtos de reação na interface Al- $U_3O_8$ , principalmente nas regiões onde a camada de  $U_3O_8$ , entre grãos de alumínio, é delgada.

Na figura 3 é mostrado o resultado obtido com uma placa ensaiada conforme a segunda condição, onde o tempo a temperatura foi de 16 horas. Tal ensaio tinha como objetivo observar a evolução da reação com o tempo a temperaturas elevadas. Pode-se constatar da figura que não houve um incremento acentuado de reação. Conclui-se que simplesmente o aquecimento da placa à temperatura do ensaio de empolamento não acarreta pronunciado aumento da zona de reação, pelo menos dentro dos intervalos de tempo ensaiado.

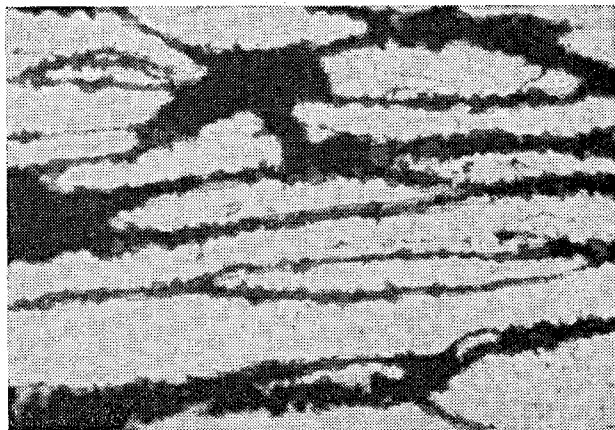


Fig. 3 — Micrografia apresentando a textura de um cermet Al-65%  $U_3O_8$ , laminado e ensaiado por 16 horas a 450°C. Sem ataque. Aumento: 800 ×.

Placas sujeitas ao ensaio de alternância térmica, ao contrário daquelas sujeitas ao ensaio estático, mostraram, como pode ser observado na figura 4, uma pronunciada reação praticamente englobando toda a região anteriormente ocupada pelo  $U_3O_8$ .

Os resultados apresentados basearam-se em estudos metalográficos de corpos de provas retirados ao longo das secções transversais e longitudinais de placas, sendo que tais amostras foram preparadas por técnicas desenvolvidas na Divisão <sup>(9)</sup>. Infelizmente, não se dispôs para o presente estudo de outros ensaios que permitissem a investigação de quais eram os produtos de reação obtidos em cada uma das condições analisadas.

Para determinar a susceptibilidade, das placas ensaiadas por alternância térmica, à formação de zonas empoladas, algumas placas foram,

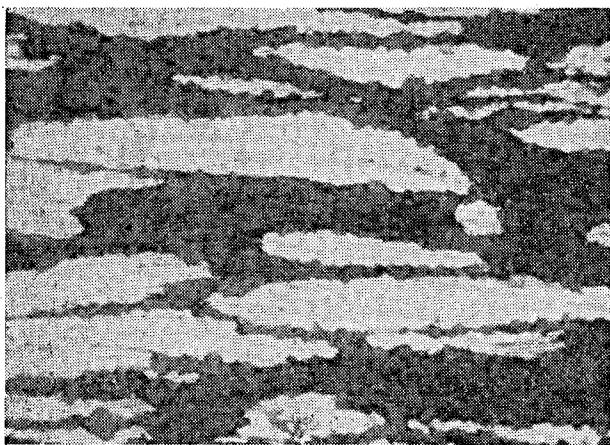


Fig. 4 — Micrografia de textura de um cermet Al-65%  $U_3O_8$ , laminado e submetido a ensaio de alternância térmica. 430 ciclos. Sem ataque. Aumento: 800 X.

a seguir, submetidas a ensaio de empolamento a temperatura de 450°C, durante uma hora. Os resultados obtidos permitem observar que não ocorreram empolamentos, significando a não ocorrência de diminuição de caldeamento em consequência da reação.

#### 4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A análise dos resultados obtidos por observação metalográfica para as placas de dispersões Al-65%  $U_3O_8$  permite as considerações que se seguem:

Tanto as placas ensaiadas a 450°C, durante uma hora, como aquelas, durante tempos maiores, apresentaram mesmo grau de reação, levando a conclusão de que a simples manutenção da placa a alta temperatura não é suficiente para aumentar a quantidade de  $U_3O_8$  reagido, a não ser que o tempo à temperatura seja suficientemente longo.

Os autores admitem então que a reação ocorre durante a laminação, onde em consequência do processo de deformação novas superfícies de alumínio são postas em contato com partículas de  $U_3O_8$ . Esta hipótese para o mecanismo de reação é coerente com a observação feita por outros pesquisadores de que o produto da reação  $Al_2O_3$  barraria o prosseguimento da mesma. Assim a barreira criada pelo óxido de alumínio durante o intervalo de tempo entre um passe e outro é completamente destruída no passe subsequente da laminação e em consequência obtém-se um grau de reação mais elevado. Tal conclusão é compatível com experiências anteriores dos autores que observaram um incremento da reação quando aumentada a quantidade total de redução de es-

peSSura, como também quando o intervalo de tempo de reaquecimento entre passes de laminação era maior.

Esta hipótese é reforçada pelos resultados obtidos com o ensaio de alternância térmica no qual alto grau de reação foi observado, chegando-se quase a completação, apesar da baixa temperatura utilizada. Esta consideração baseia-se no fato de que durante a alternância, por efeito de dilatações e contrações diferenciais entre a fase metálica e a fase cerâmica, ocorre, por um processo de cisalhamento, a quebra da camada protetora de  $Al_2O_3$  formada.

Deve-se considerar ainda que sendo esta uma reação no estado sólido e, portanto, uma reação dependente de superfície de contato interfacial e de velocidade de difusão dos átomos para esta interface, a superfície específica dos materiais reagentes é uma variável importante na consideração desses resultados. Os ensaios realizados utilizaram um  $U_3O_8$  classificado à — 325 malhas por polegada linear, que apresentavam uma superfície específica de 0,96  $m^2/g$ , valor bem acima dos especificados internacionalmente (7). Determinações da densidade do pó de  $U_3O_8$ , nesta faixa granulométrica, revelou-se, ainda, de valor muito baixo, 7,3  $g/cm^3$  (7), significando baixa resistência a fragmentação, que em consequência aumenta a superfície exposta a reação.

A análise metalográfica permite apenas afirmar que os produtos de reação podem ser  $UO_2$  ou  $UAl_4$ , ou mesmo os dois concomitantemente, por não serem atacados por solução diluída de ácido fluorídrico. A presença de  $UAl_3$  ou  $UAl_2$  que seriam os outros possíveis produtos da reação, se esta ocorresse conforme as equações químicas (4) e (5), não foi detetada pela análise metalográfica. Caso esses compostos estivessem presentes eles seriam atacados pela solução diluída de ácido fluorídrico.

#### 5. CONCLUSÕES

Das experiências realizadas, os autores propõem que a reação observada, em placas produzidas por laminação de dispersões de Al-65%  $U_3O_8$ , é consequente da exposição de áreas não protegidas por  $Al_2O_3$ , a partículas de  $U_3O_8$ . Tal hipótese foi aparentemente confirmada pelos ensaios de alternância térmica, onde o alto grau de reação é julgado ser devido a ruptura da camada de  $Al_2O_3$ , por um processo de cisalhamento consequente de contrações e dilatações diferenciais entre os constituintes cerâmicos e metálicos.

No que se refere ao produto da reação observado, os autores não têm condição de afirmar ser ele  $UO_2$  ou  $UAl_4$ , por se dispôr apenas de análise metalográfica, porém pode-se concluir a não presença dos compostos intermetálicos  $UAl_3$  e  $UAl_2$ . Em consequência não foi possível comprovar a validade do mecanismo de dois estágios.

Como o pó de  $U_3O_8$  utilizado foi classificado na faixa granulométrica — 325 malhas por polegada linear, apresentando alta superfície específica,  $0,96 \text{ m}^2/\text{g}$ , e baixa densidade,  $7,3 \text{ g/cm}^3$ , os resultados obtidos devem ter sido incrementados por estas características do pó, que estão muito aquém das especificações internacionais. Esta conclusão prende-se ao fato de que, sendo a reação dependente de um processo de interface, ela é bem influenciada por estas características.

#### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. FLEMING, J. D. & JOHNSON, J. W. — "Exothermic reactions in  $Al-U_3O_8$  composites". TID — 7642, v. 2, p. 649-666, set. 1962.
2. FLEMING, J. D.; JOHNSON, J. W. & BOLAND, P. — "Materials for high temperature nuclear engineering applications". TID — 17.322, p. 47, jun. 1961.
3. REINKE, C. F. — "Irradiation and post-irradiation annealing of some aluminum-base fuels". ANL — 6665, p. 24-25, set. 1963.
4. FLEMING, J. D.; JOHNSON, J. W.; BOLAND, P. & BOMAR, S. H. — "Materials for high temperature nuclear engineering applications". TID — 18.286, p. 18-21, jan. 1963.
5. RICHT, A. E.; LEITTEN JR., C. F. & BEAVER, R. J. — "Radiation performance and induced transformations in aluminum-base fuels". TID — 7642, p. 469-488, set. 1962.
6. WAUGH, R. C. — "Recent developments in aluminum-base fuel elements for research reactor". Discussão TID — 7559, parte 1, p. 52, maio 1958.
7. CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F.; NISHIOKA, I.; ABRÃO, M. A. S. & AMBRÓSIO F.º, F. — "Análise de variáveis do processo de fabricação de placas com núcleos de dispersões  $Al-U_3O_8$ ". Apresentado no XXIV Congresso da Associação Brasileira de Metais, jul. 1969.
8. CINTRA, S. H. L. & GENTILE, E. F. — "Um ensaio de alternância térmica para placas contendo dispersões". A ser publicado.
9. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M.; FREITAS, C. T.; GENTILE, E. F. & CINTRA, S. H. L. — "Característicos de placas delgadas para elementos combustíveis contendo dispersões de  $U_3O_8-Al$ ". Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 22, n.º 109, p. 935-940, 1966.

#### A B S T R A C T

Previous studies on the fabrication of fuel elements containing a core of dispersed  $U_3O_8$  in aluminum, aluminum alloy clad, done at the Divisao de Metalurgia Nuclear of Instituto de Energia Atômica, have indicated the presence of phases other than  $U_3O_8$  and aluminum. In order to determine the origin of such phases, an investigation was carried out at  $450^\circ C$ , equivalent to the usual blistering test, and also through thermal cycling tests between  $83 \pm 2^\circ C$  and room temperature, in a device built at the Divisao.

To identify the new phases, the authors utilize a two-step mechanism proposed previously by other researchers.

The metallographic examination lead to the conclusion that those phases are  $UO_2$  or  $UAl_4$ , or the two together in the case of tests run at a low temperature. The origin can be attributed to the rupture of the alumina barrier, either by deformation or by shearing during rolling, or by a shearing process arisen from expansion and contraction between the ceramic phase and the metal during thermal cycling.

#### R E S U M É

Des études sur le procédé de fabrication de plaques combustibles à la base de dispersions  $U_3O_8$ -Al, recouvertes par des alliages d'aluminium, réalisées antérieurement dans la Divisao de Metalurgia Nuclear do Instituto de Energia Atômica, ont révélé l'existence d'autres phases en outre que celles de  $U_3O_8$  et aluminium dans le noyau des éléments de ce concept. Afin de déterminer la cause de l'apparition de ces autres phases, bien que les identifiées, les auteurs de ce travail ont réalisé des expériences avec des essais à la température  $450^\circ C$ , équivalentes à celle de l'essai normalement réalisées, et aussi dans des essais d'alternance thermique entre les températures  $83 \pm 2^\circ C$  et l'ambiante.

Pour l'identification de ces phases, les auteurs font mention à un mécanisme de deux étages, qui a été proposé par d'autres scientifiques.

L'analyse des résultats, réalisée par un examen métallographique, a montré que les phases peuvent être  $UO_2$  ou  $UAl_4$ , ou les deux à la fois, dans les cas où les essais ont été faits à basses températures. La cause de la formation doit être la rupture de la barrière protectrice de  $Al_2O_3$ , soit par un processus de déformation pendant la lamination, soit par un processus de cisaillement en conséquence de dilatation et contractions différentielles entre la phase céramique et métallique pendant l'alternance thermique.

#### R E S U M E N

Estudios sobre el proceso de fabricación de placas combustibles en base a dispersiones  $U_3O_8$ -Al, revestidas por ligaciones de aluminio, realizados anteriormente en la División de Metalurgia Nuclear del Instituto de Energía Atómica, revelaban la existencia de otras fases además de las de  $U_3O_8$  y aluminio en el núcleo de los elementos de este concepto. Con el fin de determinar la causa del apareamiento de esas otras fases y como identificarlas, los autores del presente trabajo realizaron experiencias con ensayos a la temperatura de  $450^{\circ}C$ , equivalente al del ensayo de ebullición normalmente realizado, como también en ensayos de ciclos térmicos entre las temperaturas de  $83 \pm 2^{\circ}C$  y ambiente.

Para la identificación de esas fases los autores usan un mecanismo de dos estados, propuesto por otros investigadores. El análisis de los resultados realizado por examen metalográfico condujo a la conclusión de que las fases pueden ser  $UO_2$  o  $UAl_4$ , o las dos simultáneamente, en el caso de bajas temperaturas en que fueron hechos los ensayos. A causa de su formación, la ruptura debe ser de la barrera protectora de  $Al_2O_3$ , tanto por un proceso de deformación durante la laminación, como por un proceso decorrente de tensiones de dilataciones y contracciones diferenciales entre fase cerámica y metálica durante el ciclo térmico.