



**ANÁLISE DE VARIÁVEIS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PLACAS
COM NÚCLEOS DE DISPERSÕES $Al-U_3O_8$**

*SEBASTIÃO HERMANO LEITE CINTRA, ERBERTO FRANCISCO
GENTILE, ISÃO NISHIOKA, MARCO ANTÔNIO DE SOUZA ABRÃO
e FRANCISCO AMBRÓSIO FILHO*

PUBLICAÇÃO IEA N.º 203
Janeiro — 1970

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

ANÁLISE DE VARIÁVEIS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PLACAS
COM NÚCLEOS DE DISPERSÕES Al-U₃O₈*

Sebastião Hermano Leite Cintra

Erberto Francisco Gentile

Isão Nishioka

Marco Antônio de Souza Abrão

Francisco Ambrósio Filho

Divisão de Metalurgia Nuclear

Instituto de Energia Atômica

São Paulo - Brasil



Publicação IEA Nº 203

Janeiro - 1970

* Separata de "METALURGIA - REVISTA DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS", vol. 26, nº 146, janeiro, p. 31-43, 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. Theodoro 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: Eng^o Pedro Bento de Camargo

Divisão de Operação e Manutenção de Reatores -
Chefe: Eng^o 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

ANÁLISE DE VARIÁVEIS DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PLACAS COM NÚCLEOS DE DISPERSÕES U_3O_8 ⁽¹⁾

SEBASTIÃO HERMANO LEITE CINTRA ⁽²⁾

ERBERTO FRANCISCO GENTILE ⁽²⁾

ISÁO NISHIOKA ⁽³⁾

MARCO ANTÔNIO DE SOUZA ABRÃO ⁽³⁾

FRANCISCO AMBRÓSIO FILHO ⁽⁴⁾

RESUMO

Tendo em vista a experiência acumulada pela Divisão de Metalurgia Nuclear, do Instituto de Energia Atômica, no campo de fabricação de elementos combustíveis planos constituídos de dispersões de U_3O_8 em alumínio e revestidas por ligas de alumínio, os autores discutem no presente trabalho os parâmetros que devem ser analisados nas diversas etapas de produção, com o objetivo de se determinar a influência de cada um deles.

Com base no processo utilizado, os autores agrupam os parâmetros em dependentes: dos materiais; do processamento do cermet, moldura e revestimento; e do processo de conformação e caldeamento por laminação.

Após a análise da influência de cada um dos parâmetros os autores apresentam e discutem os resultados obtidos com um pó de U_3O_8 , cujas características foram determinadas.

Os resultados obtidos mostram-se coerentes com o estudo realizado, indicando ser de fundamental importância o trabalho com pó capaz de suportar os esforços a que são sujeitos durante o processo de conformação por laminação.

1. INTRODUÇÃO

Desde a sua constituição, em 1962, a Divisão de Metalurgia Nuclear tem se dedicado ao estudo da produção de elementos combustíveis a base de dispersões de U_3O_8 em alumínio.

Assim, uma série bem grande de trabalhos foi apresentada, tanto em congressos da Associação Brasileira de Metais ^(1 a 7), como em reuniões patrocinadas pela Agência Internacional de Energia Atômica ^(8, 9). Nesses trabalhos foram relatados os estudos experimentais de alguns dos diversos tipos de elementos combustíveis produzidos pela Divisão, bem como características fundamentais dos mesmos. Os principais dados desses tipos de elementos são apresentados na tabela I, tomando-se como referência o teor de U_3O_8 da mistura e espessuras de revestimento e total.

Após êsse ponderável esforço desenvolvido na Divisão, passou a ser de interesse primordial a realização de estudos, com o objetivo precípuo de

caracterizar a influência de alguns parâmetros do complexo processo de produção sobre as propriedades, tanto metalúrgicas como nucleares, desses elementos combustíveis.

Nesse aspecto é bem válida a expressão utilizada por D. O. Hobson e C. F. Leitten Jr., em trabalho recentemente publicado ⁽¹⁰⁾: "Embora considerável trabalho tenha sido feito no desenvolvimento da tecnologia de fabricação de dispersões a base de alumínio, somente limitados estudos foram realizados para caracterizar esta dispersão".

O estágio de desenvolvimento alcançado na Divisão, nesse campo, possibilita, bem como torna necessário, a realização do presente estudo. Tal linha de pesquisa é deveras extensa, face a grande quantidade de parâmetros envolvidos, como o elevado grau de interdependência, como será mostrado no desenvolvimento do trabalho.

A tendência internacional de dedicar-se ao estudo dos parâmetros que influenciam na produção de placas combustíveis, à base de dispersões de U_3O_8 em alumínio, intensificou-se após a escolha desse tipo de elemento para os reatores de alto fluxo ⁽¹¹⁾. Para reatores do tipo MTR ("Materials Testing Reactor"), a utilização de elementos combustíveis a base de ligas Al-U é totalmente satisfatória, porém para reatores de alto fluxo, a solução adotada para aqueles reatores mostrou-se inadequada.

Quando houver necessidade de se aumentar o teor de urânio no núcleo do elemento combus-

(1) Contribuição Técnica n.º 848. Apresentada ao XXIV Congresso Anual da ABM; São Paulo, SP; Julho de 1969.

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

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

(4) Membro da ABM; Engenheiro do Curso de Metalurgia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; Divisão de Metalurgia Nuclear; Instituto de Energia Atômica; São Paulo, SP.

TABELA I — Características principais dos tipos de elementos combustíveis planos à base de dispersões U₃O₈-Al, fabricados na Divisão de Metalurgia Nuclear

| Características (1) | Teor de U ₃ O ₈ (%) | | | | | | | | | |
|---|---|-------|--------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | 41,3 | 50 | 54,36 (2) | 54,36 | 55 | 60 | 65 | 65 | 70 | 75 |
| Teor de U ₃ O ₈ , em volume (%) | 18,4 | 24,3 | 27,7 | 27,7 | 28,2 | 32,5 | 37,4 | 37,4 | 42,9 | 49,1 |
| Espessura total (mm) | 1,27 | 1,26 | 2,45 | 2,41 | 2,46 | 2,47 | 2,45 | 1,45 | 2,46 | 2,47 |
| Espessura do revestimento (5) (mm) | 0,40 | 0,40 | 0,28 | 0,28 | 0,79 | 0,80 | 0,80 | 0,47 | 0,80 | 0,80 |
| Espessura do núcleo (5) (mm) | 0,48 | 0,47 | 1,89 | 1,85 | 0,88 | 0,87 | 0,85 | 0,51 | 0,86 | 0,87 |
| Densidade do cermet (g/cm ³) | 3,73 | 3,19 | 3,06 | 3,08 | 3,32 | 3,25 | 3,44 | 3,37 | 3,49 | 3,60 |
| % densidade teórica | 83,5 | 78,2 | 77,7 | 78,2 | 77,0 | 72,0 | 71,2 | 69,8 | 67,8 | 65,3 |
| Densidade do núcleo (g/cm ³) | 3,36 | 3,49 | - | - | 3,72 | 3,73 | 3,93 | 3,84 | 4,00 | 4,10 |
| % densidade teórica | 89,6 | 85,5 | - | - | 80,3 | 82,0 | 81,4 | 79,5 | 77,7 | 74,5 |
| Acréscimo de densidade (%) | 7,3 | 9,4 | - | - | 12,1 | 13,7 | 14,2 | 13,9 | 14,6 | 13,9 |
| Relação U/Al-replão do núcleo | 0,182 | 0,233 | 0,645 | 0,654 | 0,207 | 0,299 | 0,341 | 0,384 | 0,389 | 0,443 |

Observações: 1) Valores médios da série de placas

2) Valores obtidos com a utilização de U₃O₈ enriquecido a 20% no isótopo U-235

3) Valores determinados por método hidrógeno

tível, se adotada a solução de liga alumínio-urânio, o teor de urânio deverá ser elevado, da ordem de 45 a 50%. Nessa faixa, devido ao grande intervalo de solidificação, a peça fundida para obtenção do núcleo apresenta problemas no que se refere a homogeneidade de composição. Em consequência, os núcleos retirados dessa peça, após laminação, terão quantidade global de urânio contido, diferente de núcleo para núcleo, e em cada núcleo a homogeneidade de distribuição não estará dentro dos estreitos limites especificados.

Ao contrário, a utilização de cermets, permite um controle fechado da carga do elemento fissil, bem como uma distribuição tão homogênea quanto possível. Além disso, apresenta ainda a facilidade de se incorporar quantidades conhecidas de venenos, isto é, elementos que possibilitam o controle de ritmo de queima.

2. ANÁLISE DOS PARÂMETROS

A fabricação dos elementos combustíveis com núcleo de dispersão U₃O₈-Al, na Divisão de Metalurgia Nuclear, obedece a seqüência de operações apresentada na figura 1.

Pode-se agrupar as variáveis que influenciam no produto final, em: variáveis de materiais; de processamento do cermet, de moldura e revestimento; e do processo de conformação e caldeamento por laminação.

Variáveis de materiais

Fase cerâmica: U₃O₈ — Pesquisadores do Oak Ridge National Laboratory, Tennessee, EE.UU., têm, recentemente, realizado estudos procurando estabelecer correlações entre propriedades da partícula de U₃O₈ e seu comportamento durante a fabricação da placa, de forma a se poder prever com base nessas informações o desempenho dessas placas sob radiação (12 e 13).

As variáveis da fase cerâmica, que têm sido analisadas são: densidade, morfologia, superfície específica e granulometria.

A densidade de uma partícula pode, a priori, ser uma indicação direta de sua resistência, quando sua forma for esférica. Isto é confirmado pelo estudo da resistência de fragmentação de partículas de UO₂ dispersas em aço inoxidável (14). No caso presente outros fatores atuam no comportamento das partículas, entre os quais podemos destacar a morfologia da partícula, que será discutida adiante, e aqueles não dependentes do material, mas sim do processo de fabricação.

A resistência das partículas depende da quantidade total de redução, da quantidade de redução por passe e da quantidade de combustível no núcleo. Esses fatores tornam a correlação entre densidade da partícula de U₃O₈ e sua resistência à fragmentação difícil de ser analisada isoladamente, porém a hipótese feita de início não parece ser invalidada por essas variáveis.

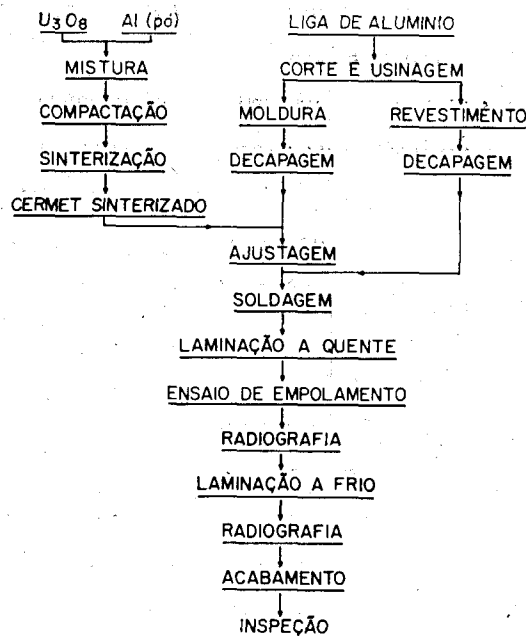


Fig. 1 — Seqüência de operações para fabricação de elementos combustíveis tipo placa, a base de dispersões U₃O₈-Al.

A influência da morfologia sobre resistência pode ser analisada no seguinte aspecto: quanto maior a angulosidade do grão cerâmico, maior será a probabilidade de ocorrer fratura durante a deformação mecânica. Um grão anguloso apresenta regiões que facilmente se rompem. Grãos porosos com alta densidade (poros interconectados) têm, também, maior facilidade de se romperem face a pequena resistência das áreas de contato de regiões, que envolvem êsses poros.

Em conclusão, irregularidades que afastam da forma esférica ou dão origem a porosidades interconectadas tendem a diminuir a resistência da partícula e, por conseguinte, o produto final apresentará grande número de partículas fragmentadas⁽¹⁵⁾.

A terceira variável, superfície específica, está evidentemente correlacionada com as duas acima apontadas, tornando-se assim um dado mensurável do grau de fragmentação.

Como essas três propriedades podem ser bem correlacionadas com a fragmentação, é útil conceituá-la. No processo de laminação, as partículas de U_3O_8 não sofrem quase nenhuma deformação plástica, toda a deformação do cermet correspondendo a da fase metálica. As partículas de óxido para acompanharem o escoamento da matriz, podem desintegrar-se, ocorrendo assim o que se chama de fragmentação. No esquema apresentado na figura 2 são idealizados quatro diferentes comportamentos de partículas de U_3O_8 ⁽¹⁶⁾. Para a 1.ª partícula supõe-se que a fragmentação, ocorre no 1.º passe; para a 2.ª, no 2.º passe; para a 3.ª, no 5.º passe e para a quarta, no 7.º passe. Conforme seja a capacidade da partícula em resistir à fragmentação, menor será o grau de alinhamento das partículas de óxido fragmentados ("stringing").

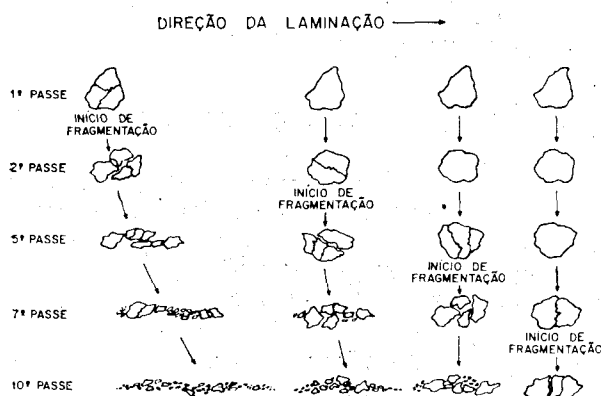


Fig. 2 — Representação idealizada da relação entre fragmentação e grau de alinhamento das partículas fraturadas com base na resistência da partícula⁽¹⁶⁾.

Um elevado grau de alinhamento das partículas de óxido fragmentadas será prejudicial ao elemento combustível, em consequência de:

- aumento da superfície específica do óxido, ocasionando, portanto, maior reatividade do mesmo;
- textura fibrada do cermet laminado, resultando numa direcionalidade de propriedades mecânicas;
- segregação da fase cerâmica, ocasionando heterogeneidade de distribuição da fase físsil.
- e ainda, rompimento das células combustíveis, não mantendo localmente a relação Al/U_3O_8 , importante no rendimento térmico e neutrônico do combustível.

Sob o último aspecto é importante considerar-se também a quarta variável citada, isto é, granulometria. A grande desvantagem da utilização de compostos cerâmicos é sua baixa condutibilidade térmica, daí a necessidade da utilização de uma dispersão em fase metálica. Para se possibilitar um bom grau de extração de calor do composto cerâmico, que é a fonte de energia térmica, liberada pela fissão, é necessário ter-se intervalos fechados de granulometria dos componentes da dispersão. Esse ponto é importante a fim de ser possível obter um produto final, com uma boa homogeneidade de distribuição das fases cerâmica e metálica.

Resumindo, sob um aspecto teórico, pode-se chegar às seguintes conclusões: a partícula de U_3O_8 deve ter alta densidade, forma arredondada, baixa superfície específica e estar em um intervalo granulométrico estreito.

Fase metálica: Alumínio — A utilização de alumínio, em pó, como fase metálica visa vencer as desvantagens da baixa condutibilidade térmica e da fragilidade, características do U_3O_8 .

Conforme o "Grupo de Estudos da ASTM sobre Cermets", um cermet é uma combinação heterogênea entre metal (metais) ou liga (ligas) com uma ou mais fases cerâmicas, na qual a última constitui aproximadamente 15 a 85% do volume, havendo, relativamente, pequena solubilidade entre fases metálica e cerâmica à temperatura de preparação⁽¹⁷⁾. Porém, segundo L. H. Coppe⁽¹⁸⁾, êsse limite de composição apontado, abrange dois materiais estruturalmente diferentes:

- um com baixo teor cerâmico, normalmente, possuindo uma microestrutura capaz de se deformar plasticamente, o que ocorre, de forma predominante, na fase metálica;
- e outro com mais alto teor de fase cerâmica, que não pode ser deformado sem alguma alteração da forma dêsse componente, seja por deformação plástica ou fragmentação. Estruturas desta categoria seriam melhor denominadas de "cerâmicos ligados por metal" ("metal-bonded ceramics") mesmo se a ligação for mecânica ao invés de metalúrgica.

As várias estruturas cerâmico-metálicas existentes e as distinções que podem ser feitas entre elas são ilustradas na figura 3, e na tabela II.

Pela análise feita, trabalhando-se no intervalo de até 60% em volume de fase cerâmica, será

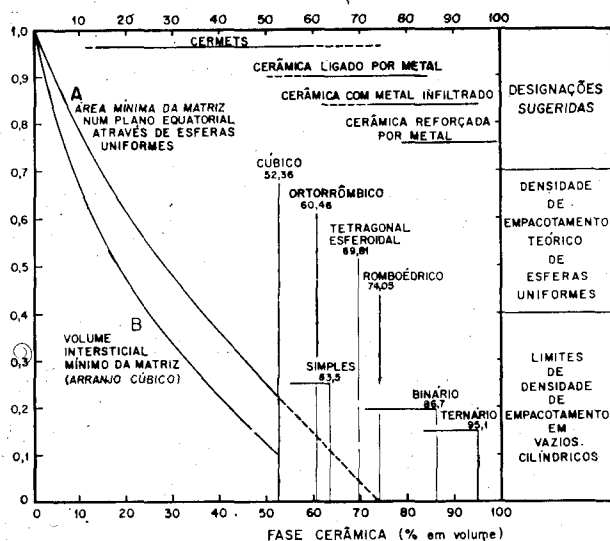


Fig. 3 — Classificação de estruturas cerâmico-metálicas (18).

TABELA II - Distingões entre várias estruturas cerâmico-metálicas (18).

| Designação sugerida | Características |
|-------------------------------|--|
| Cermet | <p><u>Características estruturais:</u> Partículas cerâmicas dispersas numa matriz metálica. A matriz metálica é contínua, e é a fase que sofre sozinho, ou de forma predominante, a deformação durante a fabricação.</p> <p><u>Porcentagem em volume da fase cerâmica:</u> Intervalo usual 15-50% (limitado a 75% na teoria, mas normalmente menor que 60% na prática).</p> |
| Cerâmica ligada por metal | <p><u>Características estruturais:</u> A fase metálica é delgada e contínua, originária do uso de partículas cerâmicas revestidas com uma camada metálica, mas a consolidação envolve, essencialmente, a deformação da fase cerâmica e o aquecimento das camadas superficiais metálicas.</p> <p><u>Porcentagem em volume de fase cerâmica:</u> Aproximadamente 60 - 85%</p> |
| Cerâmica com metal infiltrado | <p><u>Características estruturais:</u> A fase metálica pode não ser totalmente contínua mas ocupa os interstícios entre as esferas ou partículas cerâmicas. Esta fase metálica pode ser introduzida seja pela impregnação de metal líquido, seja como pó fino durante compactação por vibração.</p> <p><u>Porcentagem em volume da fase cerâmica:</u> Aproximadamente 75 - 95%</p> |
| Cerâmica reforçada por metal | <p><u>Características estruturais:</u> A fase cerâmica compreende a matriz contínua, dentro da qual partículas discretas ou fibras de metal são dispersas.</p> <p><u>Porcentagem em volume da fase cerâmica:</u> Aproximadamente 80 - quase 100%</p> |

a liga de alumínio, na forma de pó, a que vai suportar a deformação plástica. Assim sendo, uma característica que pode ser levada em conta sob esse aspecto é a fração granulométrica, a qual deve ser compatível com a da fase cerâmica, a fim de se obter uma matriz metálica contínua.

Esta exigência também é necessária quando analisamos as características nucleares que a textura deve apresentar no produto final. Deste ponto de vista, o que se deseja é a obtenção de células combustíveis microscópicas, nas quais a fase metálica funciona como paredes de um vaso de pressão, os produtos de fissão devendo ficar confinados a cada uma dessas células individuais.

Dêse raciocínio, pode-se deprender que uma outra característica importante é a composição da liga de alumínio. Se ocorrer uma ruptura por corrosão no revestimento da chapa, a fase metálica do cermet, funcionando como paredes de um vaso de pressão, deverá servir de barreira ao processo corrosivo. Nesse particular é de interesse a utilização de ligas de alumínio resistentes à corrosão.

Deve-se considerar ainda a resistência mecânica da matriz metálica no que se refere aos efeitos de aumento de volume, que poderão ocorrer na célula combustível por efeito de fissão nuclear. Estudos realizados sobre danos causados pela radiação nuclear em elementos deste tipo, isto é, U_3O_8 disperso em alumínio, mesmo a taxas de queima da ordem de $7,7 \times 10^{20}$ fissões/cm³ a temperaturas do reator tipo MTR, como da ordem de $1,6 \times 10^{21}$ fissões/cm³ a temperaturas de operação do HFIR (19), têm mostrado que esse tipo de dispersão é, relativamente, insensível a danos causados por radiação, como manifestado pela ausência de empolamentos e pelas desprezíveis variações de volume.

Resumindo, conclui-se que as características a serem levadas em conta no que se refere ao pó de alumínio são: faixa granulométrica e composição, esta quanto às resistências à corrosão e mecânica.

Variáveis de processamento do cermet

O primeiro parâmetro a ser levado em conta no processamento de um cermet é o teor da fase cerâmica presente. Com o aumento do teor, tem-se uma diminuição da resistência do cermet, bem como uma degradação das células combustíveis.

Vários pesquisadores têm procurado correlacionar as propriedades mecânicas de um cermet, com as da fase metálica, tomando como base o modelo de um corpo poroso, onde os poros são preenchidos pela fase cerâmica (20). A crítica que pode ser feita ao modelo é que na realidade, um poro, num corpo metálico, tem sua forma alterada quando o mesmo é sujeito a deformação mecânica, o que não ocorre, de uma forma geral, para as estruturas do tipo cermet.

Com referência ao modelo, a equação proposta por Bal'shin, correlacionando resistência do corpo poroso, σ_t , com resistência teórica de uma amostra similar não porosa, σ_{t_0} é:

$$\sigma_t = \sigma_{t_0} D^m$$

onde

$$D = (1 - \text{porosidade})$$

e m é uma constante empírica, dependente do processo de fabricação.

Rykhewitch e outros pesquisadores observaram que o relacionamento era melhor apresentado por uma equação logarítmica do tipo:

$$\sigma_t = \sigma_{t_0} e^{-bP}$$

onde b é uma constante empírica e P a fração em volume dos poros ou fração da fase cerâmica. Na figura 4, é apresentada a variação de σ_t/σ_{t_0} , segundo as duas leis, podendo-se observar a marcante influência da fração volumétrica da fase cerâmica sobre o limite de resistência no intervalo de composição que se tem trabalhado na Divisão de Metalurgia Nuclear.

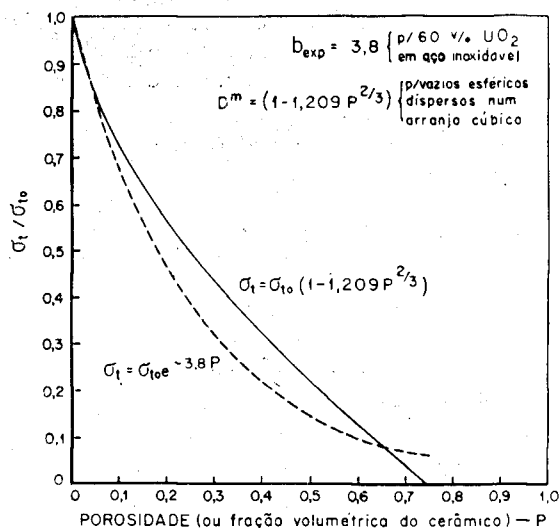


Fig. 4 — Variação de σ_t/σ_{t_0} com a porosidade dos cermetos⁽¹⁸⁾.

Em consequência dessa análise, uma segunda variável pode ser focalizada. Essa é a densidade do cermet.

A teoria da resistência do cermet admite que a porosidade corresponde unicamente à fase cerâmica, isto significando que a densidade do cermet é 100% da teórica, para a mistura considerada, isto é, não existem vazios da matriz metálica não preenchidos pela fase cerâmica. No entanto, a porcentagem da densidade teórica em cermetos utilizados no campo de dispersões U_3O_8 -Al não é desse valor, mas sim entre 70 a 95%. Esse é um dos fatos que influenciam os parâmetros empíricos b ou m das equações apresentadas.

Pelos autores, não é conhecido nenhum estudo quantitativo sobre a influência da densidade no comportamento plástico dos cermetos. Porém, uma tentativa de análise qualitativa pode ser feita, em termos de que a diminuição de densidades signifique o aparecimento de novos poros, agora não preenchidos pela fase cerâmica, ocorrendo, em consequência, uma queda de resistência do cermet. Assim com baixas densidades, o limite de ruptura ocorre a valores muito baixos de tensão. No processo de conformação do cermet por laminação, ou qualquer outro processo de transformação mecânica, o cermet escoava como um composto frágil preenchendo o espaço de confinamento.

No processo de conformação ocorre um aumento de densidade de cermet diminuindo-se, portanto, os poros. Se a densidade inicial for baixa pode-se admitir, qualitativamente, que o incremento de densidade é mais elevado que aquele que ocorreria para altas densidades iniciais. Em consequência, admitindo-se que os poros existentes no início, e que são fechados durante a transformação mecânica, são preenchidos por gases, estes poderão ficar confinados no espaço da moldura, se já houver ocorrido o caldeamento entre moldura e revestimento. Por conseguinte, por efeito de aquecimento, ocorrerá a destruição do caldeamento entre núcleo e revestimento, dando origem a empolamentos. Estes tornam a placa inutilizável para reatores, pois, prejudicam a transmissão de calor do núcleo para o exterior.

Um outro fator a ser considerado, refere-se à geometria do cermet, pois, as dimensões finais do núcleo são função das iniciais. Para a determinação das dimensões iniciais deve-se levar em conta que, mesmo quando nenhum passe transversal é dado, ocorre um aumento na largura. Além disso, como já comentado anteriormente, no processo de deformação tem-se um aumento da densidade e, em consequência, uma diminuição do volume total ocupado pelo cermet. Levando em consideração essas duas características, espessura e comprimento inicial devem ser correlacionados para possibilitar a obtenção das dimensões finais.

Neste particular é de importância analisar-se a constituição de uma zona difusa, isto é, região terminal onde a espessura não é constante. Se aumentada a espessura à custa da diminuição do comprimento, para obtenção das medidas finais mantidas constantes, consequentemente deverá-se aumentar a relação de redução no processo de conformação. Com aumento da relação de redução, ocorre um aumento da zona difusa nas regiões terminais. No gráfico da figura 5, é apresentada a dependência da porcentagem da zona difusa com base na relação de redução⁽²¹⁾.

Para o cálculo do projeto da matriz para a compactação da mistura, deve-se levar em conta esses fatores, aliados com as variações dimensionais que ocorrem, tanto na extração do cermet da matriz, como na sinterização.

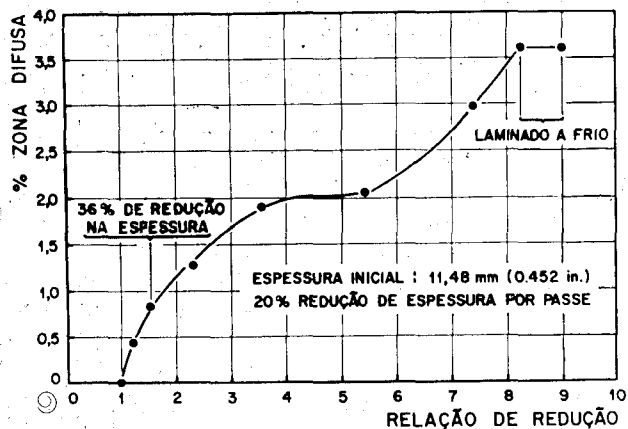


Fig. 5 — Dependência entre zona difusa e relação de redução, na laminação de cermetes Al-65% U₃O₈ (21).

Variáveis de moldura e revestimento

O primeiro fator que deve ser analisado é o material empregado na confecção da moldura e revestimento. As exigências a serem tomadas em consideração são:

- alta resistência à corrosão em água, às temperaturas e condições de operação de reator;
- propriedades mecânicas compatíveis com aquelas exigidas em serviço;
- boas características de caldeamento pelo processo de deformação empregado;
- capacidade de deformação compatível com a do cermet nas condições de fabricação; e
- baixa absorção de neutrons.

Em face a essas exigências, as ligas de alumínio que têm sido empregadas são: 110, 8001 e 6061, apesar de outras poderem ser utilizadas.

Um segundo fator considerável é a ajustagem das dimensões, largura e comprimento, entre cermet e moldura. Esta ajustagem tem que ser a mais fechada possível a fim de se evitar a existência de vazios entre núcleos e paredes da cavidade da moldura. A existência de vazios nessas regiões contribuem para o aumento de quantidade de gases (ar) retidos no espaço da moldura. Como já comentado, quando se tratou de cermetes com baixa densidade, isto é, tendo poros não preenchidos pela fase cerâmica, estes gases contribuem para a formação de regiões empoladas.

A terceira variável a ser considerada é a relação entre espessuras do cermet e moldura. Dois fatores contravariantes podem ser analisados. Se fôr aumentada a espessura do cermet em relação à espessura da moldura, pode-se, face ao efeito de variação de densidade do cermet durante a deformação, minimizar os empolamentos conseqüentes da baixa densidade do cermet. Isto porque, como o volume ocupado pelo cermet é maior que o da cavidade, durante a laminação, o cermet tenderá ocupar apenas o volume original da cavidade e,

com isso, tem-se o aumento da densidade, diminuindo a quantidade de poros abertos e, portanto, formação de regiões empoladas.

Se de um lado, êsse aumento de espessura do núcleo é vantajoso, êle não o será se fôr considerada a zona difusa, pois, durante os primeiros passes, quando ainda não se deu o caldeamento da moldura ao revestimento, alguma porção do material do cermet entra no intervalo moldura-revestimento. Com o prosseguimento do processo de deformação, esta área, indevidamente ocupada, aumentará e, em conseqüência, ter-se-á o aumento da zona difusa, que poderá ficar fora dos limites permissíveis.

A relação entre espessuras de moldura e revestimento é uma outra variável que também deve ser analisada. Por características térmicas e neutrônicas, a espessura do revestimento deve estar dentro de intervalo bem fechado. Para o cálculo da espessura inicial de revestimento em relação à espessura final não se pode levar em conta apenas a relação de redução total. Como ocorre densificação, a espessura do revestimento é menos reduzida em relação à redução total.

Resumindo, os fatores a serem considerados são as propriedades intrínsecas do cermet, a ajustagem entre as dimensões da moldura e do cermet e as diferenças de espessuras entre núcleo e moldura, assim como entre moldura e revestimento.

Variáveis do processo de conformação e caldeamento

As variáveis que devem ser levadas em conta por influenciar as características do produto final são:

- redução total a quente;
- redução por passe na laminação a quente;
- seqüência dos passes;
- temperatura de trabalho;
- redução a frio;

e outras mais, que fogem ao escopo da presente análise.

A redução total de espessura a quente está intimamente ligada à zona difusa já considerada em itens anteriores. Daquela análise, pode ser depreendido que é preferível trabalhar com menores reduções do que com grandes, porém um limite inferior de quantidade de deformação existe, no que se refere à qualidade da ligação metalúrgica entre revestimento e núcleo, bem como revestimento e moldura.

De estudos sobre caldeamento entre ligas de alumínio, observa-se que a quantidade de deformação, correspondente à máxima resistência de caldeamento, ocorre para reduções da ordem de 60 a 70% de deformação, em operações realizadas a 500°C (22). Portanto, para o cálculo da quan-

tidade total de deformação os dois fatores contravariantes, zona difusa e qualidade de caldeamento, devem ser analisados.

No que se refere à redução por passe, na laminação a quente, deve-se pensar novamente na influência da capacidade de caldeamento sobre a porcentagem de deformação. Como a laminação é realizada a temperaturas elevadas, a deformação mínima para se obter caldeamento, que é de 40% para caldeamento realizado a frio, cai para valores mais baixos da ordem de 10 a 20%. Portanto, a porcentagem de redução por passe deve ser tal que permita o caldeamento em cada um dos passes e aumento de resistência de caldeamento ao longo do processamento. Analisando desse ângulo, deve-se pensar em porcentagem, de redução por passe, elevada. O raciocínio se inverte, quando se pensa na capacidade de deformação do núcleo nas condições de operação. Como já analisado no item referente a variáveis de processamento de cermet, este têm uma capacidade máxima de deformação, função das variáveis já expostas, que deve ser respeitada. Altas porcentagens de redução podem, dependendo do material, provocar rupturas por falta de capacidade de escoamento.

Na seqüência de passes da laminação a quente é importante considerar novamente, densificação e caldeamento. Enquanto não se tiver a densificação, máxima, não deve ocorrer caldeamento entre moldura e revestimento a valores tais que a pressão exercida pelos gases aquecidos, e que tendem a ser expulsos do espaço da moldura, não seja capaz de rompê-lo. Se ocorrer o rompimento, os gases podem escapar pela região posterior do conjunto em relação ao passe que se está dando. Com isto minimiza-se o efeito de empolamento.

A temperatura de trabalho deverá ser a maior possível, com o fito de se minimizar os esforços para a deformação, bem como favorecer o caldeamento. Entretanto, deve-se ter em mente que o aumento de temperatura favorecerá a reatividade entre as fases, cerâmica e metálica, ocasionando por vezes uma deterioração do produto final⁽²³⁾.

Após a deformação mecânica a quente, para efeito de controle de qualidade, realiza-se sempre um ensaio de manutenção a temperaturas elevadas, da ordem de 450 a 500°C, durante tempos definidos, dependendo da especificação. Em conseqüência, ocorre uma diminuição da resistência mecânica da placa. Por este motivo, e para obtenção de uma espessura dentro de valores especificados, é realizada uma laminação a frio, com o grau de encruamento desejado.

3. ESTUDOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

Como se pode depreender da análise dos parâmetros apresentada nos itens anteriores, gran-

de é a interação entre as variáveis. Um estudo para se determinar a influência de cada uma delas no produto final é, deveras extenso e complexo. Tal estudo, apesar das dificuldades que devem ser vencidas, é importante, como comentado de início, para permitir um controle perfeito desde a matéria-prima até a placa combustível. Destaque-se, ainda, que o presente estudo objetiva esclarecer o comportamento diferencial das diversas composições já estudadas pela Divisão de Metalurgia Nuclear, a fim de possibilitar a determinação dos parâmetros que devem ser alterados quando da fabricação de placas com outras relações de U_3O_8/Al .

O primeiro grupo de variáveis que se procurou caracterizar foi o dependente da fase cerâmica. Para isso, separou-se uma partida de U_3O_8 obtida pela calcinação do diuranato de amônio sob condições já descritas em outra contribuição técnica⁽²⁴⁾. Esse pó foi o único utilizado durante a série de experiências realizadas.

Os valores de densidade do pó de U_3O_8 , determinados em função de três faixas granulométricas, são apresentados na tabela III. Essas determinações foram realizadas pela técnica de picnômetro, utilizando-se tolueno. As medidas foram realizadas a 26,04°C e usou-se vácuo para retirada de ar adsorvido nos poros de U_3O_8 , até valores constantes.

TABELA III — Densidade aparente, porosidade fechada e superfície específica do pó de U_3O_8 empregado, em função da faixa granulométrica

| faixa granulométrica | | densidade (g/cm ³) | porosidade fechada (%) | superfície específica (m ² /g) |
|-----------------------|-----------|-----------------------------------|------------------------------|---|
| (malhas/ polegada) | (microns) | | | |
| -325 | < 44 | 7,3 + 0,1 | 12,5 | 0,96 |
| -200 +325 | 74 a 44 | 5,9 + 0,1 | 29,3 | 0,33 |
| -100 +325 | 147 a 44 | 7,1 + 0,2 | 15,5 | 0,96 |

Dos valores apresentados pode-se observar, a priori, que com o aumento do tamanho das partículas de U_3O_8 ocorre uma diminuição da densidade, o que revela maior porosidade fechada. Essa queda de densidade significa uma diminuição da resistência da partícula e, assim, aumenta-se o grau de fragmentação da mesma, acarretando os efeitos deletérios já comentados.

Mesmo para o máximo valor obtido, no caso da faixa granulométrica — 325 malhas por polegada linear, a quantidade de poros fechados é alta, pois, como a densidade do U_3O_8 é de 8,34 g/cm³⁽²⁵⁾, a porosidade fechada é, ainda, 12,5%.

Para a fabricação dos elementos combustíveis do reator HFIR, o valor especificado da densidade do pó de U_3O_8 era de, no mínimo, $8,2 \text{ g/cm}^3$, para uma fração granulométrica — $170 + 325$ malhas por polegada linear (44μ a 88μ)⁽²⁶⁾.

A fim de se conseguir aumentar a densidade do pó de U_3O_8 , pode-se pensar numa sinterização, ao ar, a temperaturas da ordem de 1350 a 1400°C e durante tempos de 4 a 2 horas.

Estudos sobre a influência de pós mais densos no produto final não foram realizados durante o transcorrer das experiências objeto do presente trabalho, devendo ser uma das primeiras variáveis a se analisar posteriormente.

A análise morfológica das partículas de U_3O_8 , utilizado nas experiências, foi feita, por meio de microscopia, usando-se técnica de dispersão em álcool sobre lâminas de vidro, utilizando-se vibração por ultrassom para se evitar grumação. Como pode ser visto das figuras 6 e 7, as partículas

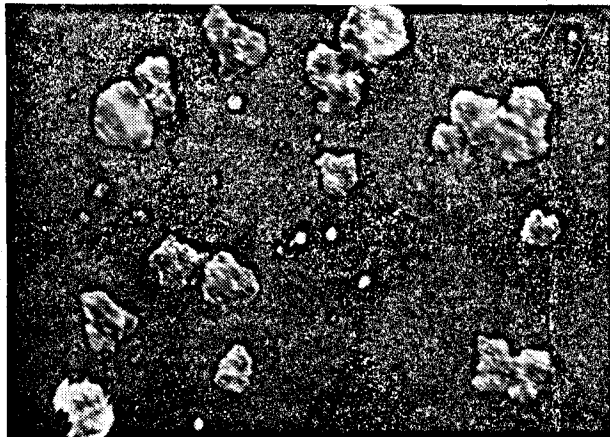


Fig. 6 (ao alto) — Micrografia de partículas de U_3O_8 , da faixa granulométrica — $200 + 325$ malhas por polegada linear. Campo escuro. Aumento: $160 \times$.

Fig. 7 (em baixo) — Micrografia de partículas de U_3O_8 , da faixa granulométrica — $100 + 325$ malhas por polegada linear. Campo escuro. Aumento: $160 \times$.

de U_3O_8 têm aproximadamente forma arredondada, tendendo para formas angulosas com o aumento da granulometria.

A micrografia da figura 8, tirada em campo claro e com o dobro de aumento das anteriores, de um pó — 325 malhas por polegada linear, revela a forma arredondada das partículas, como apresentada nas figuras anteriores, e ainda regiões reentrantes originadas da sinterização incipiente entre partículas menores, ocorrida durante a calcinação a 850°C .

Face às formas reveladas nas micrografias, pode-se fazer as seguintes ponderações: de um modo geral as partículas apresentam formas arredondadas, que é a forma mais adequada, como já considerado anteriormente; porém, as partículas maiores mostram-se levemente angulosas, apresentando cavidades reentrantes, conseqüentes de sinterização incipiente de partículas menores, e por isso, devem fragmentar-se mais facilmente durante a laminação.

Estas considerações estão totalmente de acôrdo com as determinações da densidade aparente, pois, as partículas das faixas granulométricas superiores têm densidades menores, confirmando assim o mecanismo de sinterização de sua formação, o qual dá origem a poros fechados na interface de sinterização.

Idêntica confirmação foi obtida a partir dos dados de superfície específica. Os valores, obtidos pelo método BET, são apresentados na tabela III. Esses resultados mostraram-se bem acima daquele especificado para os elementos combustíveis do reator HFIR, que era de $0,05 \text{ m}^2/\text{g}$ ⁽²⁶⁾.

Observa-se, assim, a correlação existente entre esses três parâmetros estudados em função da quarta variável, exposta de início, que é a faixa granulométrica.

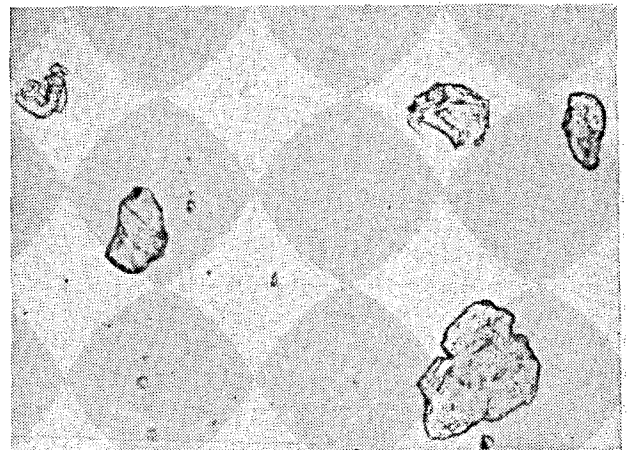


Fig. 8 — Micrografia de partículas de U_3O_8 , da faixa granulométrica — 325 malhas por polegada linear. Campo claro. Aumento: $320 \times$.

Como já citado em trabalhos anteriores publicados pela Divisão, ocorre, na operação de homogeneização de mistura dos pós, uma grumação de partículas de U_3O_8 . Para se ter uma idéia do grau de grumação, procurou-se determinar as faixas granulométricas após a operação de homogeneização (tabela IV).

Observa-se que, independente das faixas granulométricas utilizadas para U_3O_8 , se tem da ordem de 50% da amostra retida nas peiras + 100 malhas por polegada linear. Esse aumento de granulometria deve-se à grumação de partículas de U_3O_8 entre si ou em tórno de partículas de alumínio com 65% U_3O_8 , — 325 malhas por polegada linear, apresenta apenas 1,6% na faixa granulométrica — 325 malhas por polegada linear, enquanto que, teoricamente, deveria ter no mínimo 65%.

A ocorrência desse fato dá origem a cermets nos quais as regiões de U_3O_8 são formadas por concentração de partículas pequenas em simples contacto. Na deformação mecânica essas regiões não sofrem fragmentação, mas dão origem ao alinhamento das pequenas partículas, podendo resultar uma textura fibrosa.

Com o aumento das faixas granulométricas, apesar da constituição de regiões de grumação de U_3O_8 , estas são formadas de partículas maiores que, na deformação, apresentaram menor grau de alinhamento (figs. 9 e 10). A pequena variação observada deve-se ao fato de que as partículas das faixas granulométricas de maior tamanho apresentam baixa resistência à fragmentação, como pode ser depreendido dos valores obtidos para a densidade.

Para o estudo da influência da faixa granulométrica de U_3O_8 , há de se ter a necessidade de proceder uma sinterização do pó a fim de, como já comentado, aumentar a resistência da partícula.

No entanto, no que se refere à homogeneidade do produto, a alteração da faixa granulométrica foi bastante satisfatória. As placas não apresentaram trincas, mesmo a densidades mais ele-

vadas, como ocorria no caso da fração granulométrica — 325 malhas por polegada linear. Esse comportamento pode ser explicado, levando-se em

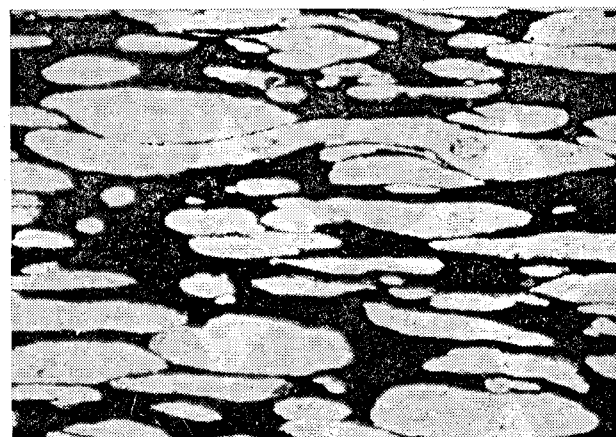
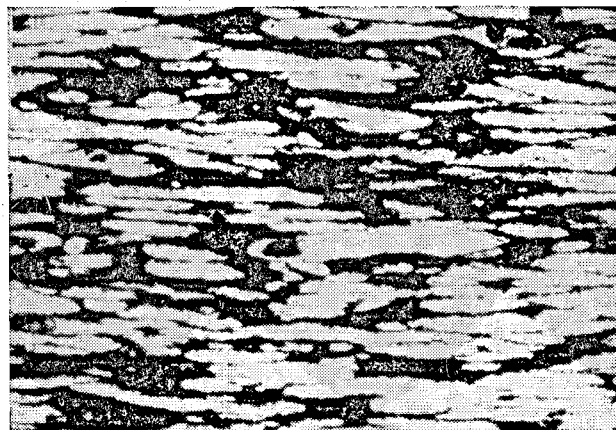


Fig. 9 (ao alto) — Micrografia de cermet Al-65% U_3O_8 , com o U_3O_8 classificado na faixa granulométrica — 325 malhas por polegada linear. Sem ataque. Aumento: 200 X.

Fig. 10 (em baixo) — Micrografia de cermet Al-65% U_3O_8 , com o U_3O_8 classificado na faixa granulométrica — 100 + 325 malhas por polegada linear. Sem ataque. Aumento: 200 X.

TABELA IV — Análise granulométrica de misturas Al-65% U_3O_8 após a operação de homogeneização

| Faixa granulométrica (malhas/polegada) | U_3O_8 classificado | | | | | |
|--|-----------------------|-----------|--------------|-----------|--------------|-----------|
| | (-325) | | (-200 + 325) | | (-100 + 325) | |
| | (%) | (% acum.) | (%) | (% acum.) | (%) | (% acum.) |
| + 65 | 16,9 | 16,9 | 31,0 | 31,0 | 18,4 | 18,4 |
| - 65 + 100 | 32,0 | 48,9 | 21,2 | 52,2 | 27,2 | 45,6 |
| - 100 + 150 | 23,9 | 72,8 | 31,5 | 83,7 | 36,7 | 82,3 |
| - 150 + 200 | 16,9 | 89,7 | 12,0 | 95,7 | 13,9 | 96,2 |
| - 200 + 270 | 6,9 | 96,6 | 3,5 | 99,2 | 3,5 | 99,7 |
| - 270 + 325 | 1,7 | 98,3 | 0,7 | 99,9 | 0,2 | 99,9 |
| - 325 | 1,7 | 100,0 | 0,1 | 100,0 | 0,1 | 100,0 |

consideração que o aumento da granulometria de U₃O₈ provocou maior concentração desse pó, dando maior continuidade para a matriz de alumínio (figs. 11 e 12).

Quanto às variáveis de processamento de cermet, destaca-se aquela que se refere ao teor da fase cerâmica. Estudos feitos com teores de 55 e 75% U₃O₈ mostram, conforme as figuras 13 e 14, que com o aumento do teor tem-se uma diminuição da continuidade de alumínio. Este fato pode ser prejudicial ao desempenho das placas de elevado teor da fase cerâmica em reatores. Os autores não podem fazer qualquer afirmativa face a não disponibilidade, no presente momento, de ensaios em pilha.

A fim de se obter placas combustíveis homogêneas quanto à distribuição das fases metálica e cerâmica, pode-se observar que, como indicado na

tabela I, para teores crescentes de U₃O₈ teve-se que trabalhar com densidades decrescentes. Com o objetivo de aumentar-se o teor da fase cerâmica, uma série de experiências foram programadas, utilizando-se cermets de densidades crescentes. Para realização de tais experiências foi adotado o conceito de múltiplos cermets, já exposto em outro trabalho da Divisão ⁽⁶⁾. A adoção de tal solução deveu-se a duas condições. Como a prensa hidráulica disponível tem um esforço máximo de 80 t, não se podia obter corpos densos nas dimensões em que, anteriormente, se tinha trabalhado. Variou-se, então a geometria do cermet, usando-se uma matriz com área de 65 × 32 mm, contra a anteriormente empregada de 65 × 50 mm. Assim, pode-se usar maiores pressões, obtendo-se porcentagens de densidades teóricas mais elevadas. A segunda vantagem de utilização desse conceito é que se pode tornar invariáveis as condições de

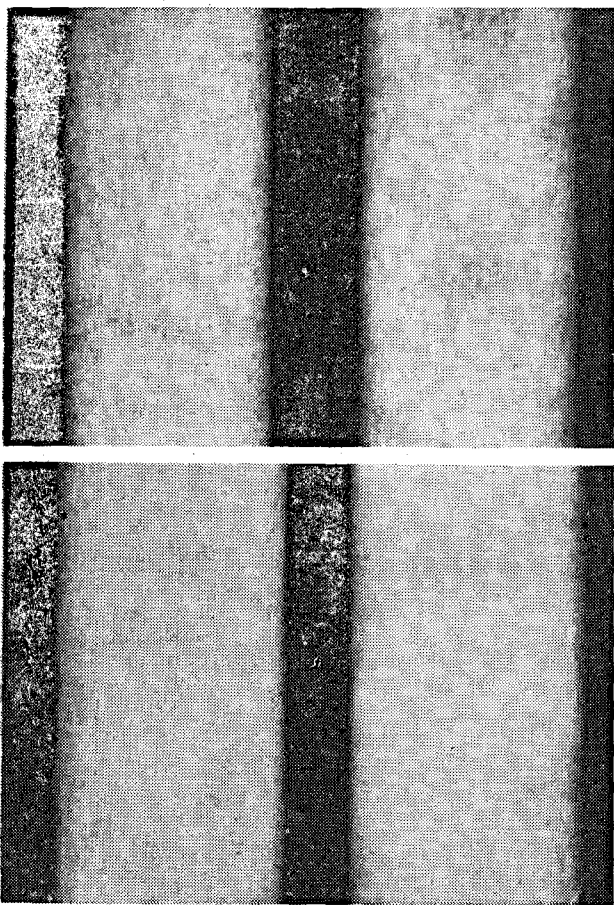


Fig. 11 (ao alto) — Gamagrafia de placa múltipla contendo dispersão Al-65% U₃O₈, com a fase cerâmica classificada na faixa granulométrica — 100 + 325 malhas por polegada linear. O cermet da direita tendo, originalmente, densidade de 69,5% da teórica e o da esquerda, 73,6%.

Fig. 12 (em baixo) — Gamagrafia de placa múltipla contendo dispersão Al-65% U₃O₈, com a fase cerâmica na faixa granulométrica — 200 + 325 malhas por polegada linear. O cermet da direita tendo, originalmente, densidade de 70,0% da teórica e o da esquerda, 74,0%.

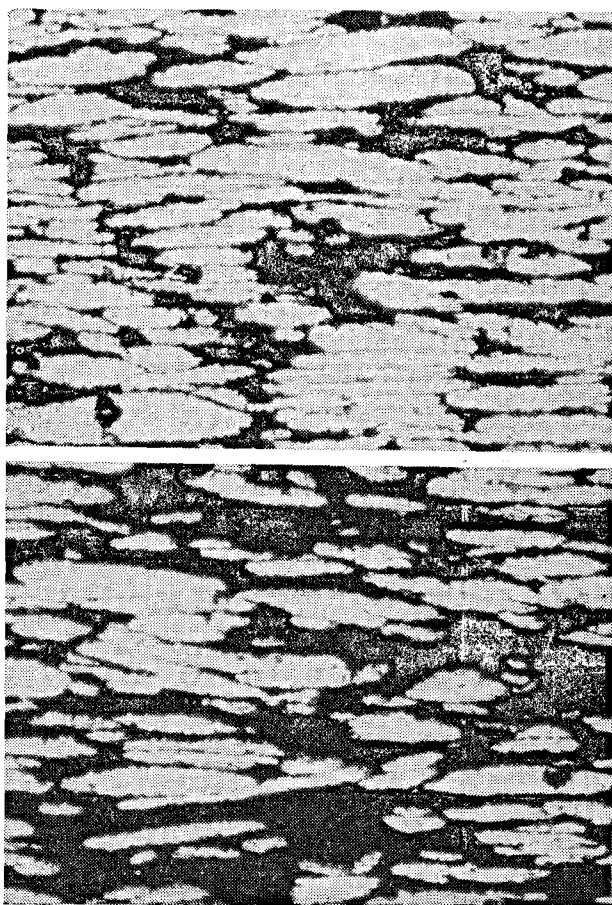


Fig. 13 (ao alto) — Micrografia apresentando textura de cermet Al-55% U₃O₈, sendo o U₃O₈ classificado a — 325 malhas por polegada linear. Sem ataque. Aumento: 200 ×.

Fig. 14 (em baixo) — Micrografia apresentando textura de cermet Al-75% U₃O₈, sendo o U₃O₈ classificado a — 325 malhas por polegada linear. Sem ataque. Aumento: 200 ×.

conformação por laminação. Com base nessa solução, foram realizados ensaios com placas contendo cermets de 65% de U_3O_8 e com densidades crescentes de 68,8 a 80,4% de densidade teórica, usando-se o U_3O_8 na faixa granulométrica — 325 malhas por polegada linear.

Os resultados obtidos mostram que a melhor homogeneidade, medida por gamagrafia, ocorreram para os demais baixas densidades (fig. 15). Cermets compactados a mais altas pressões romperam-se na deformação. Tal comportamento pode ser explicado com base na capacidade de deformação do cermet. Como exposto quando se tratou da densidade do cermet, para corpos de baixa densidade, deve-se levar em consideração os poros preenchidos ou não pela fase cerâmica. Como um corpo de alta porosidade tem quase coincidentes os seus limites de escoamento e de ruptura, na deformação tem-se apenas uma redistribuição do pó no espaço da moldura. Com o aumento de densidade do cermet, já ocorre alguma deformação plástica na estrutura, mas a capacidade de alongamento é ainda baixa, ocorrendo rupturas. A gamagrafia apresentada (fig. 15) confirma a análise realizada. Evidentemente, pode-se obter núcleos homogêneos a partir de cermets de alta densidade desde que o exposto seja levado em consideração na programação da laminação.

A alteração da faixa granulométrica possibilita a obtenção de núcleos homogêneos mesmo com densidades mais elevadas (figs. 11 e 12). Infelizmente não foi possível, para esse caso, face a baixa densidade inicial dos pós, estudar-se o efeito da densidade dentro do intervalo utilizado para o caso da fração granulométrica — 325 malhas por polegada linear.

No que se refere à geometria do cermet, foram estudados os seguintes aspectos: espessura inicial, a fim de analisar-se o efeito da porcentagem de redução e da relação de espessura entre núcleo e moldura, os dois influenciando na zona difusa; e ajustagem entre núcleo e moldura, influenciando sobre os empolamentos no produto final.

Na figura 16, é comparativamente mostrado o efeito da relação de redução sobre a zona difusa. Pode-se observar o marcante aumento do comprimento da zona difusa, com o aumento da relação de redução. O efeito da variação relativa entre espessura de núcleo e moldura é mostrado na figura 17, indicando que, com o aumento de espessura do núcleo, pode ocorrer entrada de material entre a moldura e o revestimento, contribuindo, assim, para a formação da zona difusa.

Quanto à ajustagem, observou-se que, quando adotada a técnica de colocação de cermet com a moldura aquecida a $600^\circ C$, minimizaram-se os empolamentos, pelo motivo já exposto anteriormente.

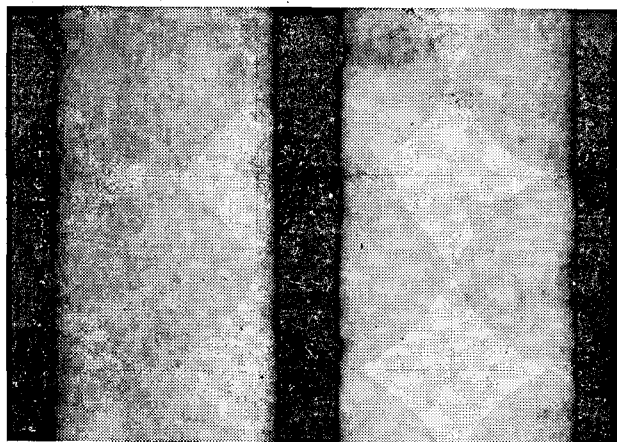


Fig. 15 — Gamagrafia de placa múltipla contendo dispersões Al-65% U_3O_8 , sendo o U_3O_8 classificado a — 325 malhas por polegada linear. O cermet da direita tendo, originalmente, 68,0% da densidade teórica e o da esquerda, 70,0%.

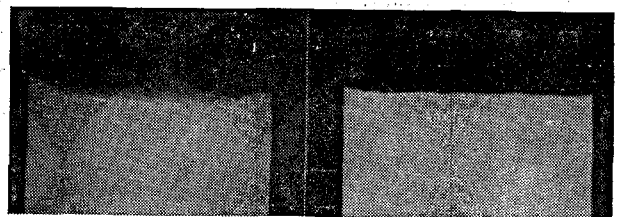


Fig. 16 — Radiografias de placas contendo dispersões Al-65% U_3O_8 , mostrando o efeito da porcentagem de redução na laminação, sobre a zona difusa; à esquerda — espessura final 2,45 mm; à direita — espessura final 1,45 mm.



Fig. 17 — Radiografia de placa múltipla contendo dispersões Al-65% U_3O_8 , mostrando o efeito da relação de espessura entre cermet e moldura sobre a zona difusa. No da direita as espessuras eram iguais, e no da esquerda o cermet era 0,05 mm mais espesso.

As variáveis dependentes do processo de conformação por laminação não foram estudadas durante as experiências realizadas, a fim de possibilitar o estudo comparativo daquelas decorrentes das fases anteriores. Todas as laminações foram feitas a $600^\circ C$ a partir de conjuntos moldura-revestimento soldados lateralmente.

As experiências relatadas no presente trabalho procuraram observar as influências das variáveis no produto final, mantidas constantes as da laminação, a partir de um mesmo lote de pó.

Futuros estudos devem ser realizados, utilizando-se outros materiais como matéria-prima e, afinal, analisada a influência das variáveis do processo de conformação por laminação.

4. CONCLUSÕES

Com base na experiência anteriormente obtida, quando dos trabalhos de fabricação de placas combustíveis por laminação, os autores realizaram um estudo dos diversos parâmetros que influenciam no processo, do qual se destacam as seguintes conclusões:

1) No que se refere ao pó de U_3O_8 utilizado, as variáveis que devem ser levadas em consideração são: densidade aparente, morfologia, superfície específica e faixa granulométrica.

2) O pó de alumínio a ser utilizado na confecção do cermet deve ser analisado no que se refere à faixa granulométrica e à composição, tendo em vista a resistência à corrosão e mecânica.

3) As variáveis do processamento do cermet, que devem ser objeto de pesquisas são densidade e geometria do cermet.

4) Quanto a moldura e revestimento, deve ser analisado o material empregado para suas confecções no que se refere à resistência a corrosão, propriedades mecânicas, caldeamento, capacidade de deformação compatível com a do cermet e propriedades inerentes ao seu uso em reatores nucleares. Destaque-se ainda a atenção que deve ser dada à ajustagem entre moldura-núcleo e diferenças de espessuras entre núcleo e moldura, assim como entre moldura e revestimento.

5) Estudando-se o processo de conformação e caldeamento, verifica-se a importância dos seguintes parâmetros: redução total a quente, redução por passe, seqüência dos passes, temperatura de trabalho e redução a frio.

As experiências realizadas com um pó de U_3O_8 , cujas características foram determinadas, permitem concluir que:

1) A baixa densidade do U_3O_8 analisado mostrou que o pó resistia muito pouco aos esforços de laminação, ocasionando alinhamento de par-

tículas, dando origem a uma textura fibrosa ao núcleo e conseqüente degeneração das células combustíveis microscópicas.

2) O emprêgo de pó nas faixas granulométricas — 200 + 325 e — 100 + 325 malhas por polegada linear deu origem a regiões mais concentradas de U_3O_8 , porém ainda não totalmente satisfatórias, face à baixa densidade do pó nestas faixas e conseqüente baixa resistência aos esforços.

3) Os resultados obtidos para a superfície específica dos pós empregados mostraram-se compatíveis com os valores determinados para outros parâmetros estudados.

4) A morfologia dos pós, estudada por microscopia, indicou que nas frações de menor dimensão elas eram constituídas de partículas arredondadas, apresentando cavidades reentrantes oriundas, possivelmente, de um processo de sinterização incipiente. Nas faixas granulométricas superiores encontraram-se algumas partículas de forma angulosa. Essa forma não seria muito conveniente para a transformação mecânica, devido à facilidade de se fragmentarem e darem origem a partículas alinhadas.

5) Na obtenção de placas com teores elevados de U_3O_8 , observa-se uma degenerescência das células combustíveis. Estas placas foram obtidas com cermets de baixa densidade para compensar a falta de plasticidade. Estudos realizados com o objetivo de aumentar a densidade inicial, que significaria um incremento da quantidade global de urânio contido por placa mostraram que, apenas quando se alterou a faixa granulométrica, obtiveram-se resultados mais significativos.

6) No que se refere à geometria do cermet, observa-se a influência da relação de espessuras de núcleo e moldura e da redução total na laminação sobre a extensão da zona difusa, isto é, região terminal onde a espessura do núcleo não é constante.

7) A ajustagem entre núcleo e moldura, realizada de forma que o cermet fôsse inserido com a moldura aquecida a $600^\circ C$, minimizou a incidência de empolamento no produto final.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Eng.º Luiz Carlos Guimarães, da Cadeira de Físico-Química e Eletroquímica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, as determinações das densidades dos pós de U_3O_8 ; ao Dr. Rômolo Ciolla e ao Licenciado e Bacharel em Química Joaquim Gonçalves da Silva Filho, dos laboratórios da Refinaria União S/A, pelos ensaios realizados com o objetivo de medir a superfície específica dos pós de U_3O_8 .

BIBLIOGRAFIA

1. SOUZA SANTOS, T. D.; BIDWELL, R. M.; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. — *Nota preliminar sobre propriedades e estruturas de dispersões de U_3O_8 -Al*. ABM — Bol. Ass. Bras. Met., v. 20, n.º 84, p. 567-576, 1964.
2. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. — *Fabricação de elementos combustíveis para o reator Argonauta do Instituto de Engenharia Nuclear*. Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 21, n.º 90, p. 369-376, 1965.
3. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. — *Principais característicos metalúrgicos dos elementos combustíveis produzidos para o reator Argonauta do Instituto de Engenharia Nuclear*. Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 21, n.º 97, p. 909-921, 1965.
4. 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.
5. SOUZA SANTOS, T. D.; CAPOCCHI, J. D. T. & CINTRA, S. H. L. — *Estudo experimental de elementos combustíveis planos dotados de múltiplos cermets*. Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 24, n.º 125, p. 295-300, 1968.
6. CAPOCCHI, J. D. T.; CINTRA, S. H. L. & GENTILE, E. F. — *Estudo experimental de fabricação de elementos combustíveis planos contendo núcleos de cermets*. Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 24, n.º 124, p. 201-211, 1968.
7. CAPOCCHI, J. D. T.; CINTRA, S. H. L. & GENTILE, E. F. — *Estudo de fabricação de elementos combustíveis planos com núcleos de cermets de 65% U_3O_8 -35% Al, revestidos com liga de alumínio*. Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 24, n.º 133, p. 913-919, 1968.
8. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. — *Development Studies for Argonauta Fuel Plates Fabrication*. Transactions, "Study Group Meeting on the Utilization of Research Reactors", São Paulo, 1963, v. 1, p. 279-297, AIEA, Viena, 1965.
9. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. — *Experimental Studies on the Fabrication of Thin Fuel Plates with U_3O_8 -Al cermets*. Proceedings "Third International Conference on the Peaceful Uses of Atomic Energy", v. 10, p. 26-29, ONU, New York, 1965.
10. HOBSON, D. O. & LEITEN JR., C. F. — *Characterization of U_3O_8 dispersions in aluminum*. ORNL — TM-1962, p. 1, fev., 1967.
11. Ref. 7, p. 914.
12. WERNER, W. J. & BARKMAN, J. R. — *Characterization of U_3O_8 for the high flux isotope reactor*. ORNL — 4052, p. 1-3, abr., 1967.
13. Ref. 10, p. 1-5.
14. TAYLOR, A. J.; CHERUBINI, J. H.; ROBBINS, J. M. & HAYTON, M. P. — *Characterization of spheroidal UO_2 particles and studies of fabrication variables for core B fuel plates of the Enrico Fermi Fast Breeder Reactor*. ORNL — 3645, ago., 1964.
15. Ref. 10, p. 19-20.
16. Ref. 10, p. 17.
17. TINKLEUPAUGH, J. R. & CRANDALL, W. B. — *Cermets*, p. 2-3, New York, Reinhold Publishing Corp., 1960.
18. COPE, L. H. — *The mechanical properties of nuclear cermets*. Metalurgia, v. 72, n.º 432, p. 165-177, out. 1965.
19. Ref. 12, p. 2.
20. Ref. 18, p. 169-170.
21. HOBSON, D. O.; HEESTAND, R. L. & LEITEN JR., C. F. — *Fabrication development of U_3O_8 -aluminum composite fuel plates for the advanced test reactor*. ORNL — 3644, p. 7-15, jul., 1964.
22. TYLECOTE, R. F. — *The solid phase welding of metals*. Edward Arnold Publishers Ltd., p. 130, Londres 1968.
23. GENTILE, E. F.; CINTRA, S. H. L. & TRACANELA, R. B. — *Estudo da reatividade de dispersões U_3O_8 -Al*. Apresentado ao XXIV Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, São Paulo, julho 1969, a ser publicado em Metalurgia.
24. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M.; FREITAS, C. T.; CAPOCCHI, J. D. T.; CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F. & PUCCINI, E. C. — *Principais característicos metalúrgicos dos elementos combustíveis fabricados para o conjunto sub-crítico "Re-Suco"*. Metalurgia, Rev. Ass. Bras. Met., v. 23, n.º 112, p. 175-190, mar, 1967.
25. BELLE, J. — *Uranium Dioxide: properties and nuclear applications*. p. 254, USAEC, jul., 1961.
26. Ref. 12, p. 5 e 6.

ABSTRACT

Based upon previous experience gained at the Divisão de Metalurgia Nuclear of the Instituto de Energia Atômica in the fabrication of aluminum clad, U_3O_8 -Al dispersion, fuel plates, the authors discuss the parameters that should be analysed in the various phases of the production, in order to determine the influence of each one of them. The recognized parameters are: the composition and the characteristics of the materials employed, the fabrication of the "cermet", the assembly of the components of the picture frame set and the characteristics of the roll bonding technique utilized.

After the analysis of each parameter, the authors present and discuss the results obtained with a given U_3O_8 powder.

The results show the importance of the powder utilized to withstand the stresses during the rolling process.

R E S U M É

Après l'expérience acquise avec la fabrication d'éléments combustibles de U_3O_8 -Al dispersé et revêtus par un alliage d'aluminium, on discute dans ce rapport les paramètres qui doivent être analysés et leur influence sur les différentes étapes de la production.

Les paramètres sont groupés suivant qu'ils dépendent des matériaux, du traitement du "cermet", de l'encadrement, du revêtement et du procédé de conformation et de soudage par laminage.

Après l'analyse de l'influence de chaque paramètre, on présente et on discute les résultats obtenus avec la poudre de U_3O_8 .

Les résultats concordent avec les études effectuées, ce qui montre l'importance fondamentale d'avoir à travailler avec une poudre capable de résister les contraintes subies pendant le procédé de conformation par laminage.

R E S U M E N

Teniendo en cuenta la experiencia acumulada por la Divisão de Metalurgia Nuclear, del Instituto de Energia Atômica, en el campo de fabricación de elementos planos constituidos por dispersiones de U_3O_8 en aluminio y revestidas por cintas de aluminio, los autores discuten en el presente trabajo los parámetros que deben ser analizados en las diversas etapas de producción, con el objetivo de determinasse la influencia de cada uno de ellos.

Con base en el proceso utilizado, los autores agrupan los parámetros en dependientes de los materiales, del procesamiento del cermet, marco y revestimiento; y del proceso de conformation y caldeoamiento por laminación.

Después del análisis de la influencia de cada uno de los parámetros, los autores presentan y discuten los resultados obtenidos con un polvo de U_3O_8 , cuyas características.. fueron determinadas. (6)

Los resultados obtenidos se muestran coherentes con el estudio realizado, indicando ser de fundamental importancia el trabajo con polvo capaz de suportar los esfuerzos a que son sujetos durante el proceso de conformation por laminación.