



**DESENVOLVIMENTO DE PLACAS COMBUSTÍVEIS  
CONTENDO NÚCLEO DE LIGAS Al-U (20%) E  
Al-U (20%)-Si (0,8%)**

*SEBASTIÃO HERMANO LEITE CINTRA, ERBERTO FRAN-  
CISCO GENTILE, HELITON MOTTA HAYDT, JOSÉ DEODO-  
RO TRANI CAPOCCHI*

**PUBLICAÇÃO IEA N.º 173**  
Novembro — 1968

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

DESENVOLVIMENTO DE PLACAS COMBUSTÍVEIS CONTENDO NÚCLEO

DE LIGAS Al-U (20%) E Al-U (20%)-Si (0,8%)\*

Sebastião Hermano Leite Cintra

Erberto Francisco Gentile

Heliton Motta Haydt

José Deodoro Trani Capocchi

Divisão de Metalurgia Nuclear

Instituto de Energia Atômica

São Paulo - Brasil

Publicação IEA Nº 173

Novembro - 1968

---

\* Separata de "METALURGIA - REVISTA DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS", vol. 24, nº 131, outubro, p. 781-787, 1968.

Comissão Nacional de Energia Nuclear

Presidente: Prof. Uriel da Costa Ribeiro

Universidade de São Paulo

Reitor: Prof.Dr. Luis Antonio da Gama e Silva

Instituto de Energia Atômica

Diretor: Prof. 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. Marcello D.S. Santos

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. Rui Ribeiro Franco

## R E S U M E N

La Divisão de Metalurgia Nuclear desarrolló estudios experimentales de obtención de placas combustibles, conteniendo núcleo de aleación Al-U (20%) con revestimiento de aleación 1100 y 8001. Con el objeto de mejorar la plasticidad del núcleo fueron analizados, comparativamente, los efectos de: tratamientos isotérmicos de la aleación Al-U; adición de 0,8% de silicio; tratamientos isotérmicos de la aleación con silicio. El agregado de silicio tuvo como finalidad la supresión de la transformación peritética  $UAl_3$  para  $UAl_4$  y los tratamientos isotérmicos, el crecimiento por aglutinación de la estructura laminar eutectica. Evalúese una mejora, midiéndose la dureza Knoop. Los lingotes de las aleaciones fueron laminados en caliente, pasando de 20 mm para 3,2 mm de espesor, y los núcleos fueron colaminados, según la técnica de moldura-revestimiento, hasta un espesor final de  $1,45 \pm 0,02$  mm de placa. Fueron realizados controles de calidad desde el lingote hasta la placa final. Los ensayos de ampollamiento, radiográficos y metalográficos evidenciaran una buena calidad de las placas producidas. Resultados más satisfactorios fueron obtenidos con núcleo de aleación conteniendo silicio y sujeta a tratamiento isotérmico a  $600^\circ\text{C}$ .

## R É S U M E

La Divisão de Metalurgia Nuclear a développé des études experimentales de plaques combustibles, contenant un noyan d'alliage Al-U (20%) avec une gaine de alliages 1100 et .. 8001. Avec l'objectif de rendre meilleur la plasticité du noyan ont été analysés comparativement les effets: des traitements isothermiques de l'alliage Al-U; l'addition de 0,8% de silicium; et des traitements isothermiques de l'alliage avec silicium. L'addition de silicium eût pour objectif la suppression de la transformation peritectique  $UAl_3$  pour  $UAl_4$ , et les traitements isothermiques de coalescence de l'eutectique. On a évalué l'augmentation de la plasticité par des mesures de la dureté Knoop. Les lingots des alliages furent laminés à chaud, en passant de 20 mm pour 3,2 mm d'épaisseur, et les noyaux furent co-laminés, selon la technique de cadre et gaine, jusque l'épaisseur finale de  $1,45 \pm 0,02$  mm. Il furent réalisés des controles de qualité dès les lingot jusque la plaque finale. Les essais de soufflure, radiographiques et metallographiques ont montré la bonne qualite des plaques produites. Les meilleurs resultats furent obtenus avec le noyau d'alliage avec silicium et soumise au traitement isothermique.

## R E S U M E

Experimental studies to obtain fuel elements with U (20%)-Al alloy for core and 1100 or 8001 aluminium alloys for cladding were developed in the Divisão de Metalurgia Nuclear. With the purpose to improve the core plasticity the following effects were analyzed: isothermic treatment of the U-Al alloy; addition of 0,8% Si; and isothermic treatment of the alloy with silicon. Silicon addition had objective to suppress the peritectic transformation  $UAl_3$  to  $UAl_4$  and the isothermic treatment the spheroidizing. The improvement was evaluated by Knoop Hardness. Alloy ingots were hot rolled from 20 mm to 3,2 mm and the cores were roll bonded in the picture-frame techniques, to the final thickness  $1,45 \pm 0,02$  mm. Quality controls from ingot to plate were fulfilled. Blister, radiographic and metallographic tests proved the good quality of the plate. Better plates were produced of U-Si-Al alloy for core and subject to isothermic treatment at  $600^\circ\text{C}$ .

# DESENVOLVIMENTO DE PLACAS COMBUSTÍVEIS CONTENDO NÚCLEO DE LIGAS Al-U (20%) E Al-U (20%)-Si (0,8%)<sup>(1)</sup>

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

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

HELITON MOTTA HAYDT<sup>(3)</sup>

JOSÉ DEODORO TRANI CAPOCCHI<sup>(2)</sup>

## RESUMO

A Divisão de Metalurgia Nuclear desenvolveu estudos experimentais de obtenção de placas combustíveis, contendo núcleo de liga Al-U (20%) com revestimento de liga 1100 e 8001. Com o objetivo de melhorar a plasticidade do núcleo foram analisados, comparativamente, os efeitos de: tratamentos isotérmicos da liga Al-U; adição de 0,8%, em peso, de silício; tratamentos isotérmicos da liga com silício. A adição de silício teve como fim a supressão da transformação peritética  $UAl_3$  para  $UAl_4$  e os tratamentos isotérmicos, o coalescimento da estrutura lamelar eutética. Avaliou-se a melhoria, medindo-se a dureza Knoop. Os lingotes das ligas foram laminados a quente, passando de 20 mm para 3,2 mm de espessura, e os núcleos foram co-laminados, segundo a técnica de moldura-revestimento, até a espessura final de  $1,45 \pm 0,02$  mm da placa. Foram realizados controles de qualidade desde o lingote até a placa final. Os ensaios de empolamento, radiográficos e metalográficos evidenciaram a boa qualidade das placas produzidas. Resultados mais satisfatórios foram obtidos com núcleo de liga contendo silício e sujeita a tratamento isotérmico a 600°C.

## 1. INTRODUÇÃO

As ligas alumínio-urânio, com ampla utilização na obtenção dos elementos combustíveis de reatores de pesquisa, têm sido objeto de intensos estudos em diversos centros.

As faixas de composição, de maior interesse, são as seguintes: 10 a 20% U, em peso, quando o teor de U-235 no urânio utilizado é de 90 a 93%; 40 a 50% U, em peso, quando o teor de U-235 for de 20%. As ligas deste último intervalo tiveram acelerado desenvolvimento, como consequência da limitação do enriquecimento a 20% em U-235 do urânio disponível para cessão, segundo o programa "Átomos para a Paz"<sup>1, 2, 3</sup>. Este é o caso do reator IEAR-1, do Instituto de Energia Atômica de São Paulo, do tipo "MTR" ("Material Testing Reactor"), com 2 MW de potência, que emprega elementos combustíveis de liga alumínio-urânio, com 45% U, em peso<sup>4</sup>.

A Divisão de Metalurgia Nuclear, ante à necessidade de domínio da técnica de fabricação de elementos combustíveis em liga Al-U, tem desenvolvido estudos experimentais neste campo<sup>5, 6</sup>. Devido à possibilidade potencial de se

adquirir o urânio com alto teor de enriquecimento, ao menor consumo de urânio e a maiores facilidade de fabricação, os trabalhos orientaram-se, inicialmente, para ligas com teor em U da ordem de 20%, em peso.

## 2. LIGA ALUMÍNIO-URÂNIO, COM 20% U, EM PÊSO

Para a fabricação da liga foram utilizados liga de alumínio 1100 e urânio metálico produzido na Divisão. A carga inicialmente constituída apenas de alumínio, foi fundida e superaquecida a 1100°C em cadinhos de carboneto de silício, dentro de muflas elétricas. O urânio foi adicionado em pequenos pedaços e após sua completa solubilização, a liga foi vazada a 950°C, em lingoteiras de ferro fundido. Para se conseguir maior homogeneidade de distribuição de urânio na liga, a mesma sempre foi refundida após o primeiro lingotamento. A carga foi desoxidada na fusão e desgaseificada durante a refusão, por meio de fluxos fornecidos por firma local.

A estrutura da liga caracteriza-se por cristais primários de  $UAl_3$ , circundados por matriz eutética, formada por lamelas de  $UAl_4$  e Al (fig. 1). Os cristais primários de  $UAl_3$  apresentam-se na forma de agulhas ou de losangos, enquanto que os obtidos da transformação  $UAl_3$  para  $UAl_4$ , fissuram-se devido ao aumento de volume do composto final<sup>5</sup>. A presença de cristais de  $UAl_3$  primários acarreta um empobrecimento de alumínio na matriz, o que ocasiona uma baixa plasticidade da mesma.

(1) Contribuição Técnica n.º 777. Apresentada no XXIII Congresso Anual da ABM; Belo Horizonte, MG; julho de 1968.

(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.

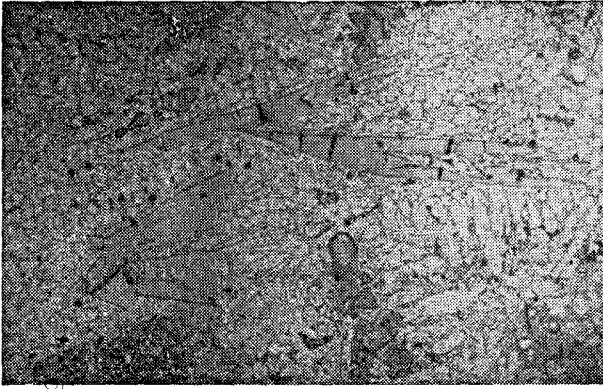


Fig. 1 — Micrografia da liga Al-U (20%), sem ataque, mostrando cristais primários de  $UAl_3$  e  $UAl_2$  (atacados), circundados por matriz eutética de  $UAl_3$  e Al. Os cristais de  $UAl_3$  fissurados são originários da transformação  $UAl_3$  para  $UAl_2$ . Ataque: HF a 1%. Aumento: 250  $\times$ .

Para a melhoria do comportamento plástico da liga, ela foi tratada isotêrmicamente. Com amostras retiradas de um mesmo lingote, o qual foi laminado à quente até a espessura de 3,2 mm, foi realizado o estudo desse tratamento, utilizando-se temperatura de 600°C, durante tempos crescentes (fig. 2). Observou-se uma diminuição do valor KHN (Knoop Hardness Number)

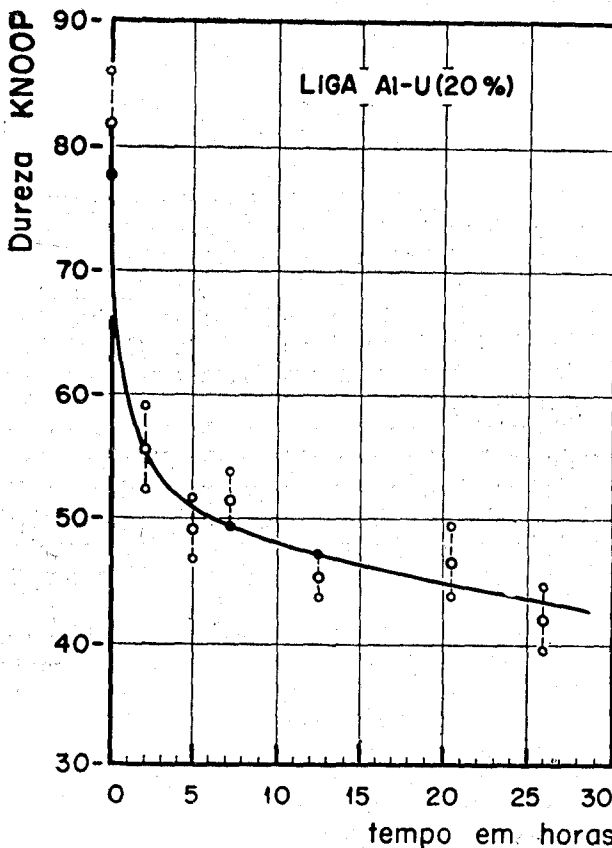


Fig. 2 — Gráfico da influência do tempo no tratamento isotérmico, a 600°C, de uma liga Al-U (20%), sobre a dureza Knoop, com carga de 50 g.

da matriz, provavelmente, como conseqüência da globulização do eutético, que pode ser interpretada como um alívio de tensões.

Trabalho realizado por Saller<sup>7</sup>, medindo propriedades mecânicas (alongamento, limite de proporcionalidade 0,2%, limite de ruptura), confirma a melhoria da plasticidade das ligas alumínio-urânio com os tratamentos isotérmicos.

As propriedades mecânicas alcançadas com este tratamento apresentam todavia, valores que tornam críticas as condições de laminação das chapas de elementos combustíveis, obtidas por processo de moldura-revestimento.

### 3. LIGA ALUMÍNIO-URÂNIO-SILÍCIO

Em alguns casos ocorre na chapa um defeito terminal, denominado efeito halteres, que se caracteriza por um aumento localizado da espessura do núcleo, com o correspondente adelgaçamento do revestimento (fig. 3). Foi demonstrado que o efeito halteres é resultado de uma marcada diferença de plasticidade, à temperatura de laminação<sup>8,9</sup>, entre o núcleo de liga alumínio-urânio, e o material de revestimento de liga Al-1100. Face a isso, o revestimento torna-se mais fino, enquanto que o núcleo fica mais espesso nas regiões terminais o que é indesejável, pois concentra combustível nas extremidades da placa<sup>9</sup>.

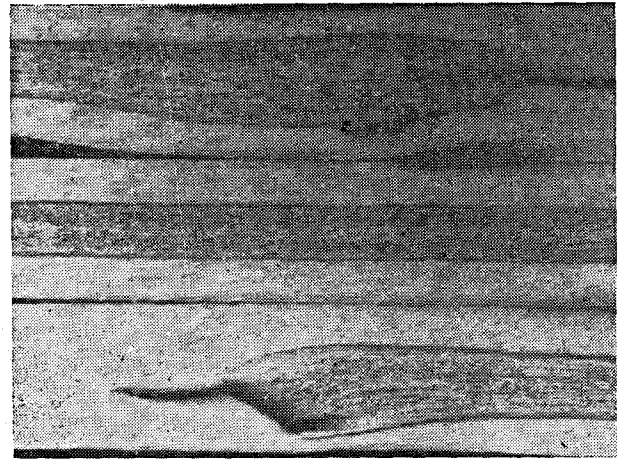


Fig. 3 — Micrografia de cortes longitudinais de chapa combustível com núcleo constituído de liga Al-U, sem tratamento térmico e revestimento de liga de alumínio — 1100. Observa-se o efeito halteres das regiões terminais, que deu origem a empolamentos. Ataque: HF a 1%. Aumento: 10  $\times$ .

A atenuação desse defeito pode ser conseguida pela substituição do alumínio 1100 por ligas de alumínio de maior resistência, tais como 6061, 5052 e APM-257, ou pela adição de um terceiro elemento à liga Al-U, o que resulta

numa substancial redução do limite convencional de elasticidade<sup>8</sup> ou, ainda utilizando-se os dois fatores concomitantemente.

O terceiro elemento de liga visa a supressão da reação peritética  $UAl_3$  para  $UAl_4$ , que ocorre a  $750^\circ C$ <sup>5</sup>. Escolheu-se para tal finalidade o Si, pois tem sido amplamente citado em literatura, que a adição de 0,8% Si em pêso, na liga Al-20% U, é suficiente para a supressão completa da transformação peritética, retendo o  $UAl_3$  primário como fase estável à temperatura ambiente.

Experiências realizadas por Thurber e Beaver mostram que a distribuição de urânio e silício, numa liga fundida, com 48% U e 2% Si em pêso, são essencialmente idênticas (fig. 4). Isto indica que êsses elementos estão associados no composto intermetálico  $U(Si,Al)_3$ , formando uma estrutura ordenada do tipo  $AuCu_3$ , o que poderia ser esperado pois  $UAl_3$  e  $USi_3$  são isomorfos. A presença do silício no composto intermetálico foi, também, confirmada por êsses autores pela medida dos parâmetros do reticulado. Com base nesses estudos, outros elementos que formem composto isomorfos com  $UAl_3$  podem ter comportamento análogo ao Si.

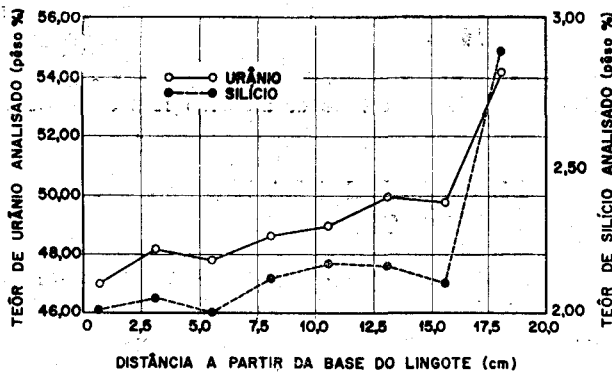


Fig. 4 — Distribuição do urânio e silício numa liga com a seguinte composição nominal Al-U (48%) - Si (2%), conforme experiência realizada por Thurber e Beaver<sup>8</sup>.

A escolha da utilização do silício está ligada à obtenção de melhores propriedades mecânicas, em comparação aos demais inibidores da reação peritética<sup>10</sup> e à sua baixa secção de choque de absorção de neutrons térmicos.

A preparação das ligas Al-20% U-0,8% Si para o presente trabalho foi feita a partir da liga Al-U, liga eutética Al-Si e U metálico adicionado para a correção do teor. A técnica de fabricação é equivalente à citada no item anterior.

As experiências realizadas na Divisão de Metalurgia Nuclear, confirmaram os resultados obtidos em bibliografia. Obteve-se a supressão da formação de cristais primários de  $UAl_4$ , porém observou-se a que a matriz eutética era constituída de lamelas de  $UAl_4$  e Al (fig. 5).

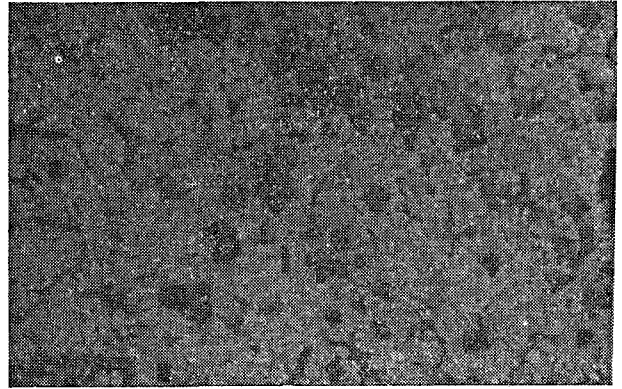


Fig. 5 — Micrografia de uma liga de Al-U (20%) - Si (0,8%), no estado bruto de fusão, mostrando a supressão dos cristais primários de  $UAl_4$ , porém apresentando uma matriz eutética constituída de lamelas de  $UAl_4$  e Al. Ataque: HF a 1%. Aumento: 75 ×.

A adição de silício, aumentou a plasticidade, mas não o suficiente para conferir características de conformabilidade, por laminação, totalmente satisfatórias. Com a finalidade de melhorá-las, os autores do presente trabalho realizaram o estudo de tratamento isotérmico em corpos de prova de uma mesma amostra, de forma análoga à da liga sem silício. Êste tratamento coalesce o eutético, sem causar a reversão de  $UAl_3$  para  $UAl_4$ , como tem sido divulgado na literatura<sup>3, 11</sup> e confirmado nas experiências realizadas pelos autores (fig. 6), desde que os tempos não sejam longos.

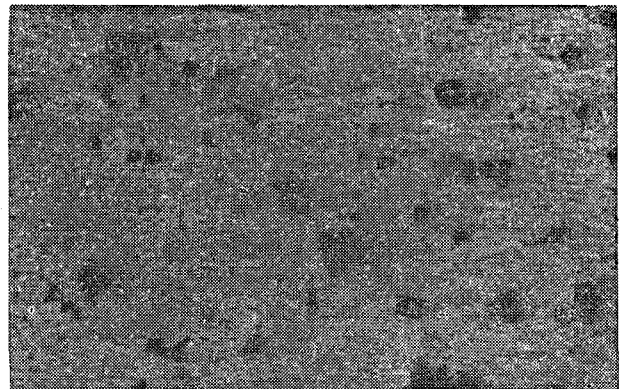


Fig. 6 — Micrografia de uma liga Al-U (20%) - Si (0,8%), mostrando a globulização do eutético, pelo tratamento isotérmico a  $600^\circ C$ , por 24 horas. Ataque de HF a 1%. Aumento: 75 ×.

Como medida da melhoria de plasticidade foram determinados os valores KHN para os corpos de prova tratados (fig. 7) pois, apesar da dureza não ser uma medida de plasticidade, ela pode, qualitativamente, dar uma indicação da mesma<sup>12</sup>.

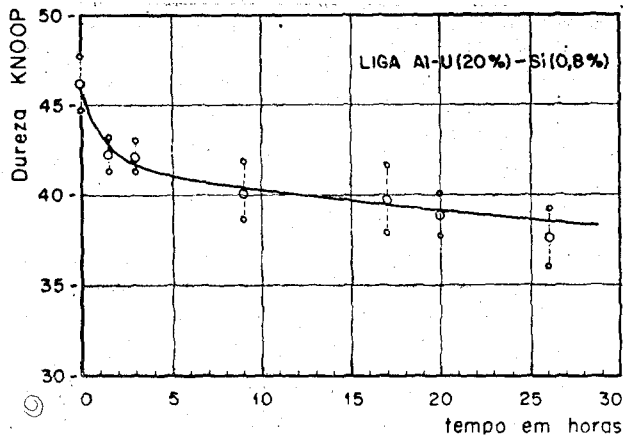


Fig. 7 — Gráfico da influência do tempo de tratamento isotérmico a 600°C, de uma liga Al-U(20%)-Si(0,8%), sobre a dureza Knoop, com carga de 50 g.

Com base nos dados das figuras 2 e 7, podemos observar a diminuição dos valores KHN pelo tratamento térmico da liga sem silício, pela adição de silício e pelo tratamento térmico da liga com silício.

#### 4. MATERIAL DE REVESTIMENTO

Para a escolha da liga de alumínio para revestimento de elementos combustíveis de liga alumínio-urânio, devem ser analisadas as seguintes características: resistência à corrosão, propriedades mecânicas a altas temperaturas, comportamento sob radiação e secção de choque de absorção de neutrons.

Diversas são as ligas que têm sido consideradas na literatura, tais como 1100, 5050, 5052, 5154, 6061, 8001 e a série APM<sup>3, 8, 9</sup>. Na Tabela I são indicados os principais componentes de liga.

TABELA I — Principais componentes de ligas de alumínio, utilizados para o conjunto mo'dura e revestimento de placas combustíveis do tipo MTR<sup>13</sup>

Liga	Principais componentes de ligas
1100	(Si + Fe) 1% máx.
5052	Mg — 25%; Cr — 0,25%
5154	Mg — 3,5%; Cr — 0,25%
6061	Mg — 1,0%; Si — 0,6%; Cu — 0,25%; Cr — 0,25%
8001	Ni — 1,0%; Fe — 0,5%
APM-257	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> — 6%

Nos trabalhos experimentais realizados na Divisão de Metalurgia Nuclear foram utilizadas as ligas 1100 e 8001. A primeira, por ser mais comumente usada no revestimento dos elementos combustíveis do tipo MTR e a segunda, face a sua melhor resistência à corrosão (fig. 8), aliada às suas propriedades mecânicas satisfatórias<sup>16</sup>.

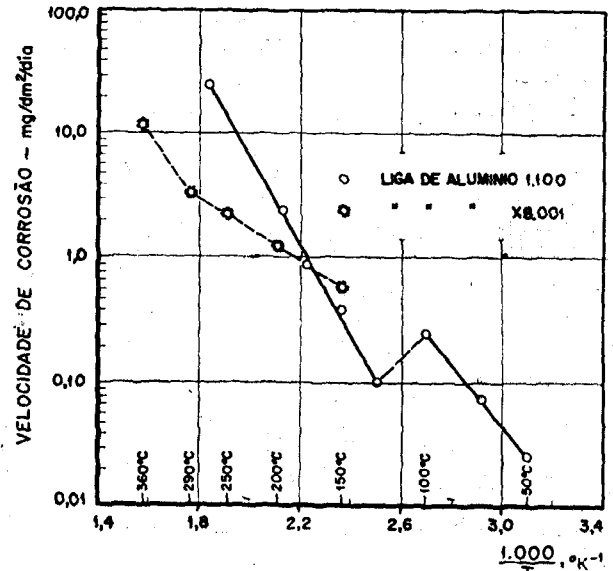


Fig. 8 — Gráfico do efeito da temperatura sobre a velocidade de corrosão de ligas de alumínio 1100 e X-8001<sup>14</sup>.

#### 5. OBTENÇÃO DE PLACAS COMBUSTÍVEIS

Os lingotes, tanto da liga Al-U como da liga Al-U-Si, tinham espessura inicial de 20 mm, aproximadamente. Antes da laminação foram submetidos a ensaios radiográficos para determinação de sua homogeneidade e sanidade, sendo que apenas as regiões que preencheram estas condições é que foram submetidas à transformação mecânica.

A figura 9 apresenta a gamagrafia de um lingote, mostrando zonas de heterogeneidade devido à descontinuidade de vazamento.

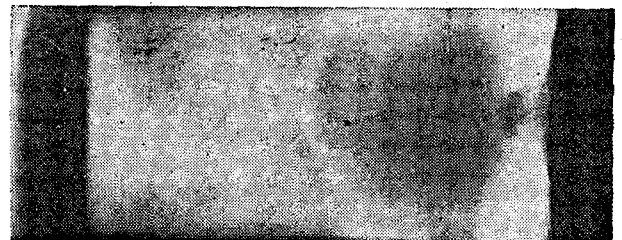


Fig. 9 — Gamagrafia de um lingote de liga Al-U (20%), evidenciando sua heterogeneidade face à descontinuidade de vazamento. Filme: tipo M; Distância fonte-filme: 80 cm; Fonte: Ir-192; Tempo de exposição: 20 minutos.

O lingote foi laminado a quente, até 3,2 mm, por redução de sua espessura ao valor estabelecido para a do núcleo antes da co-laminação. A laminação, feita a 600°C com aquecimento entre cada passe, não apresentou trincas de bordas como já comentado em trabalho dessa Divisão<sup>6</sup>.

Da chapa obtida cortaram-se os núcleos, que foram em seguida co-laminados pela técnica de moldura-revestimento.

Os núcleos eram paralelepípedicos, com as seguintes dimensões iniciais: 50 × 65 × 3,2 mm. A cavidade interna da moldura foi usinada com dimensões pouco menores que as do núcleo; isto para permitir perfeita ajustagem do núcleo na moldura. Para a inserção do núcleo na moldura, foi necessário o aquecimento desta a 600°C. A técnica de montagem, bem como a de caldeamento por laminação do conjunto, já foi amplamente divulgada por outros trabalhos dessa Divisão, seja no campo de placas contendo núcleo de cermet, seja no campo em que o núcleo é constituído de ligas<sup>6</sup>.

A espessura final das placas co-laminadas era de  $1,45 \pm 0,02$  mm, tendo os núcleos deformados as seguintes dimensões:  $310 \pm 5$  mm de comprimento,  $66,0 \pm 0,5$  mm de largura (medidas sobre radiografias) e  $0,47 \pm 0,02$  mm de espessura (medida metalográfica).

## 6. ENSAIOS

As placas combustíveis foram submetidos a ensaios não destrutivos: empolamento e radiográfico; destrutivos: metalográfico:

6.1. *Ensaio de empolamento* — O adequado caldeamento entre o alumínio do revestimento e a liga do núcleo pode ser determinado por ensaio de empolamento e exame por ultrassom. No presente trabalho, apenas o ensaio de empolamento foi realizado. Este consiste no aquecimento da placa combustível a 500°C, por um mínimo de 30 minutos, antes da laminação a frio. Uma inspeção visual é feita após a sua retirada do forno, a fim de se verificar a existência de áreas empoladas. A existência destas causa a rejeição da placa<sup>16</sup>.

As placas de alumínio-urânio, objeto do presente trabalho, foram submetidas ao ensaio de empolamento por uma hora. Este ensaio permitiu uma primeira avaliação do comportamento sob transformação mecânica, das ligas do núcleo em relação às do revestimento. Obtiveram-se os seguintes resultados:

— Liga Al-20%U, sem tratamento térmico, com revestimento de liga 1100 ou 8001: as chapas produzidas apresentam regiões empoladas nas extremidades do núcleo.

— Liga Al-20%, tratada termicamente, com revestimento de liga 1100 ou 8001: as placas podem não apresentar empolamentos, mas para isso necessitam de perfeito controle das variáveis de transformação mecânica, bem como da ajustagem núcleo-moldura.

— Liga Al-20%-0,8%Si, sem tratamento térmico, com revestimento de liga 1100 ou 8001: apenas as placas com revestimento em 8001 foram aprovadas, porém com condições de reprodutibilidade críticas, como no caso anterior; as placas com liga 1100 foram rejeitadas no ensaio por apresentarem defeito terminal, possivelmente devido à maior plasticidade da liga 1100 em relação à do núcleo.

— Liga Al-20%U-0,8%Si, tratada termicamente, com revestimento de liga 1100 ou 8001: todas as placas fabricadas, após o ensaio, não evidenciaram regiões defeituosas.

6.2. *Ensaio radiográfico* — A homogeneidade da distribuição do urânio na liga, após a fabricação da placa combustível, pode ser detectada por radiografia ou cintilometria, comparando-se os resultados obtidos com os tomados de um padrão estabelecido<sup>16</sup>. Apenas os exames radiográficos baseia-se na impressão de um filme pelo elemento radioativo contido no objeto em estudo<sup>17</sup> e foi utilizada para o estabelecimento do padrão. A técnica empregada foi a seguinte:

— obtenção da auto-radiografia de uma placa de elemento combustível, ainda não utilizado do reator IEAR-1, fabricado pela "Babcok-Wilcox" (EE.UU.) (fig. 10);



Fig. 10 — Auto-radiografia de uma placa de elemento combustível do IEAR-1. Filme: tipo M; Tempo de exposição: 72 horas.

— obtenção da auto-radiografia de uma placa combustível, fabricada na Divisão de Metalurgia Nuclear (fig. 11).

A comparação entre as auto-radiografias indica que a homogeneidade da distribuição do urânio, nas placas fabricadas na Divisão de Metalurgia Nuclear, é satisfatória. A diferença de textura observada deve-se ao fato de que a placa do IEAR-1 tem maior teor de urânio na liga, acarretando uma maior quantidade de cristais primários, em detrimento da matriz eutética.



Fig. 11 — Auto-radiografia de uma placa combustível filmada pela DMN. Filme: tipo M; Tempo de exposição: 90 horas.

A técnica de gamagrafia foi adotada para a análise da homogeneidade das demais placas fabricadas. A escolha desse processo deveu-se à não disponibilidade de máquina de raio-X com energia suficiente para uma boa qualidade radiográfica e foi preferida à técnica de auto-radiografia devido a ser o tempo de exposição, na última, muito maior que o requerido para a gamagrafia. Como padrão, foi usada uma gamagrafia da mesma placa (fig. 12), anteriormente auto-radiografada (fig. 11). As gamagrafias foram obtidas com uma fonte Tm-170, conforme técnica desenvolvida no Instituto de Energia Atômica de São Paulo<sup>16</sup>. Todas as placas sujeitas a este ensaio apresentaram homogeneidade equivalente ao do padrão, como se pode ver na figura 12.



Fig. 12 — Gamagrafia da mesma placa combustível filmada pela DMN, cuja auto-radiografia é apresentada na figura 11. Filme: tipo A-A; Tempo de exposição: 10 minutos; Distância fonte-filme: 80 cm.

O exame radiográfico é utilizado, também, na localização e determinação do tamanho final do núcleo na placa combustível. Com esta finalidade foram obtidas gamagrafias cobrindo toda a extensão das placas (fig. 13). As dimensões do núcleo deformado, já apontadas em item an-

terior, não estão sujeitas a nenhuma especificação, pois o trabalho experimental realizado teve apenas como objetivo a determinação das condições ótimas de transformação mecânica. As especificações só terão significado quando da confecção de placas combustíveis para um determinado tipo de reator. A flutuação no comprimento, porém, é pequena, da ordem de 2% ( $310 \pm 5$  mm).

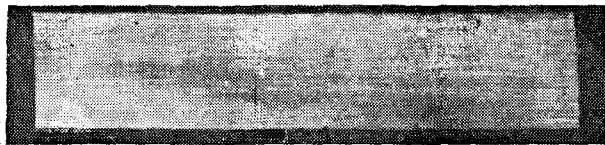


Fig. 13 — Gamagrafia de placa combustível fabricada pela DMN, obtida com filme tipo A-A. Tempo de exposição: 10 minutos. Distância fonte-filme: 80 cm. Observe-se o paralelismo satisfatório dos lados do núcleo.

6.3. *Exame metalográfico* — Os exames metalográficos, por serem destrutivos, têm sempre um caráter de auxílio na interpretação e de complemento às informações dos ensaios não-destrutivos influenciando, decisivamente, na determinação da linha de processo a ser utilizada. Os exames metalográficos foram, assim, realizados com os seguintes objetivos: verificação da região terminal do núcleo; análise da homogeneidade na distribuição do urânio; análise da ligação metalúrgica núcleo-revestimento; determinação da espessura do núcleo.

A figura 14 apresenta a região terminal Al-20% U-0,8% Si e revestimento de liga de alumínio 8001. Observa-se que houve uma profunda atenuação no efeito halteres, devido à substancial melhoria na plasticidade do núcleo. Deve ser notada, ainda, a homogeneidade na distribuição dos cristais primários de  $UAl_3$  do núcleo, que são uma das principais fontes de concentração do urânio presente na liga.

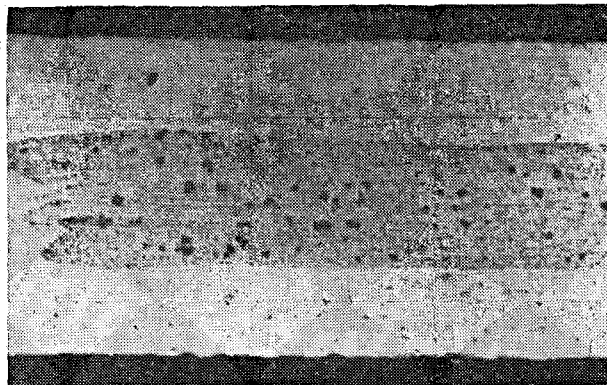


Fig. 14 — Micrografia de um corte longitudinal da extremidade de uma placa combustível, com núcleo de liga Al-U (20%)-Si (0,8%). Ataque HF a 1%. Aumento de 25 ×.

Pode ser observada, na figura 15, a perfeita ligação metalúrgica entre o revestimento e o núcleo. Este mostra-se com a matriz completamente coalescida pelo tratamento térmico já citado.



Fig. 15 — Micrografia de detalhe de secção longitudinal de placa combustível de liga Al-U (20%) - Si (0,8%), evidenciando a ligação metalúrgica núcleo-revestimento e globulização da matriz. Ataque: HF a 1%. Aumento: 100 x.

## 7. CONCLUSÕES

1 — O tratamento isotérmico da liga Al-20% U melhora o comportamento plástico da liga, observando-se uma diminuição do valor KHN para tempos crescentes de tratamento a 600°C. Essa variação é devido a globulização da estrutura eutética lamelar.

2 — A adição de 0,8%, em peso, de silício suprimiu a transformação peritética  $UAl_3$  para  $UAl_4$ , quanto aos cristais primários. A matriz, contudo, manteve a estrutura lamelar Al- $UAl_4$ .

3 — A adição de silício melhorou a plasticidade, porém, não em níveis totalmente satisfatórios.

4 — A liga Al-20% U-0,8% Si, tratada isotérmicamente a 600°C, apresentou uma boa melhoria de plasticidade, sem causar a reversão de  $UAl_3$  para  $UAl_4$ . A avaliação dessa melhoria também foi feita pela medida da dureza Knoop.

5 — As placas combustíveis da melhor qualidade foram obtidas a partir da liga Al-20% U-0,8% Si tratadas isotérmicamente a 600°C.

6 — Os ensaios radiográficos indicaram uma satisfatória homogeneidade de distribuição de urânio, quando comparada com placas do reator IEAR-1.

7 — Os exames metalográficos evidenciaram a atenuação do efeito halteres, a perfeita ligação metalúrgica núcleo-revestimento e a homogeneidade na distribuição dos cristais primários de  $UAl_3$  no núcleo, seja com revestimento de liga 1100, seja de liga 8001.

## BIBLIOGRAFIA

1. MITAMURA, N.; MARUYA, K. & KIMURA, J. — Studies on Al-U alloys. NSJ-Tr-6, jan., 1966.
2. PATTON, F. S.; GOOGIN, J. M. & GRIFFITH, W. L. — Enriched uranium processing. Pergamon Press Incorporated, New York, 1963.
3. THURBER, W. C.; BEAVER, R. J. — Development of silicon-modified 48 wt % U-Al for aluminium plate-type fuel elements. ORNL-2602, mar., 1959.
4. Reator de Pesquisas — Instituto de Energia Atômica, Conselho Nacional de Pesquisas, Universidade de São Paulo. Publicação IEA, n.º 1, 1959.
5. GENTILE, E. F. — Metalografia de ligas alumínio-urânio. Metalurgia, vol. 24, n.º 124, p. 187-192, mar., 1968.
6. HAYDT, H. M. & CINTRA, S. H. L. — Nota preliminar sobre a fabricação de elementos combustíveis planos contendo núcleo de ligas alumínio-urânio Metalurgia. vol. 23, n.º 121. p. 955-959, dez., 1967.
7. SALLER, H. A. — Preparation, properties and cladding of aluminium-uranium-alloys. Proceedings of the International Conference on the Peaceful Uses of Atomic Energy, vol. 9, p. 214-220, ONU, New York, 1956.
8. GIBSON, G. W.; GRABER, M. J. & FRANCIS, W. C. — Annual progress report on fuel element development for FY — 1963. IDO-16943, p. 21-25, 1963.
9. GIBSON, G. W. & SHUPE, O. K. — Annual progress report on fuel element development for FY — 1961. IDO 16727, 1961.
10. DANIEL, N. E.; FOSTER, E. L.; DICKERSON, R. F. — Preparation of aluminium uranium alloys. Progress Relating to Civilian Applications During May, 1959-BMI-1346, p. 15 e 16 — 1959.
11. BOUCHER, R. — Etude des alliages aluminium-uranium application a la transformation a l'état solid  $UAl_3$ - $UAl_4$ . Journal of Nuclear Materials, vol. 1, p. 13-27, 1959.
12. KEHL, L. — Fundamentos de la Practica Metalografica, cap. VI, p. 207-208, 2.ª edição, Editora Aguillar, Madrid, 1963.
13. Metals Handbook — Properties and selection of metals, vol. 1, 8.ª edição, ASM, 1961.
14. DRALEY, J. E. — Problems of fuel element corrosion in water. Nuclear Fuel Elements, cap. 19, (p. 318-324, editores: Hausner, H. H. e Schumar, J. F., Reinhold Publishing Corporation, New York, 1959.
15. MARTIN, W. R. & WEIR, J. R. — Mechanical properties of 8001 Aluminium cladding and 8001 Aluminium-base Fuel dispersion at elevated temperatures. TID-7642, vol. 2, p. 549-564, 1962.
16. USA Standard — USAS N 8-1-1967 — Quality control of plate-type uranium aluminium fuel elements. Publicado pela ANS, 1967.
17. SANCHEZ, W. — Auto-radiografia no controle de processos metalúrgicos. Metalurgia, vol. 24, n.º 130, p. 715-720, set. 1968.
18. PENTEADO, Filho, A. C. & SANCHEZ, W. — Unidade portátil de Tm-170 para gamagrafia de metais leves. Metalurgia, vol. 24, n.º 127, p. 425-432, jun. 1968.