



INSTABILIDADE DIMENSIONAL DO URÂNIO CICLADO TERMICAMENTE

ERBERTO FRANCISCO GENTILE

PUBLICAÇÃO IEA N.º 265
Março — 1972

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

**INSTABILIDADE DIMENSIONAL DO URÂNIO
CICLADO TÊRMICAMENTE ***

Erberto Francisco Gentile

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

**Publicação IEA Nº 265
Março - 1972**

* Separata de "METALURGIA - REVISTA DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS", vol. 28 - Nº 172, Março, p.203-209, 1972.

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. Renato Helios Migliorini	}	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

Divisão de Física do Estado Sólido -
Chefe: Prof.Dr. Shigueo Watanabe

INSTABILIDADE DIMENSIONAL DO URÂNIO CICLADO TÊRMICAMENTE ⁽¹⁾

ERBERTO FRANCISCO GENTILE ⁽²⁾

R E S U M O

O presente trabalho faz um apanhado geral sobre o problema da instabilidade dimensional do urânio metálico, quando submetido a ciclos de alternância térmica. O autor apresenta as variáveis, tanto de produção do urânio, como do ciclo de alternância térmica, que influem na instabilidade dimensional desse urânio. Instabilidade essa manifestada tanto por alongamento exagerado, como por enrugamento superficial. Posteriormente, são descritas pelo autor experiências efetuadas na Divisão de Metalurgia Nuclear, utilizando urânio produzido na própria Divisão, com o objetivo de comprovar a influência de variáveis e tentar levantar alguns dados necessários para futuras experiências relativas à fabricação de elementos combustíveis.

1. INTRODUÇÃO

A Divisão de Metalurgia Nuclear do Instituto de Energia Atômica, no sentido de estar presente ao desenvolvimento da tecnologia nacional, cumpre um extenso programa de pesquisa sobre a obtenção, refino e propriedades do urânio metálico ^(1,2,3,4).

O presente trabalho relaciona-se com o tópico referente às propriedades físicas do urânio metálico.

Este metal apresenta um fenômeno interessante, decorrente da anisotropia de sua estrutura cristalina, o que obriga a se tomar uma série de providências antes de usá-lo como núcleo de um elemento combustível nuclear. Esse fenômeno consiste numa instabilidade dimensional. Praticamente, é esse fato que determina a vida útil do elemento combustível com urânio metálico, o que influirá diretamente no custo do mesmo.

A instabilidade dimensional do urânio metálico pode ser causada por dois fatores independentes, porém, simultâneos:

— ciclagem térmica, oriunda de flutuação de fluxo de neutrons, interrupções ou postas em marcha do reator, etc.

— dano de radiação, originado exclusivamente da interação entre o fluxo de neutrons e o material, o urânio metálico.

As diferenças entre esses dois fatores foi muito bem apresentada por Holden ⁽⁵⁾, que as relatou nos seguintes tópicos:

1) A ciclagem térmica atua apenas em material policristalino, enquanto que a radiação opera também em monocristais.

(1) Contribuição Técnica n.º 984. Apresentada ao XXVI Congresso Anual da ABM; Rio de Janeiro, GB. — Jun./jul. de 1971.

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

2) A ciclagem térmica não provoca fragilização do urânio.

3) A porosidade que aparece no urânio tem origem mecânica na ciclagem térmica e no caso da radiação é devida ao coalescimento de bôlhas de gás de fissão.

4) A instabilidade aumenta com a temperatura durante a ciclagem térmica, inexistindo abaixo de 350°C. No caso da radiação o efeito deixa de existir para temperaturas superiores a 450°C.

O presente trabalho tenta avaliar o problema da instabilidade dimensional do urânio metálico, submetido a alternância térmica.

2. ESTRUTURAS CRISTALOGRAFICAS DO URÂNIO

O urânio apresenta três formas alotrópicas distintas, denotadas pelas letras: α , β , γ .

A forma alotrópica α tem estrutura cristalina considerada ortorrômbica. O modelo apresentado por Jacob e Warren ⁽⁶⁾, baseado na existência de dois grupos de valores de parâmetros de reticulado, é composto por planos corrugados paralelos a (010), onde existe evidências de ligação covalente entre os átomos, o que não se dá entre átomos de dois planos distintos (Fig. 1) ⁽⁷⁾.

Pode-se notar que os átomos dessa estrutura não se encontram nos vértices do reticulado ortorrômbico considerado, havendo um deslocamento dos planos basais na direção $\langle 010 \rangle$.

A forma β , conforme modelo de Tucker ⁽⁸⁾, apresenta célula unitária contendo 30 átomos não perfeitamente planas, ocorre a 1/4 e 3/4 da altura total da célula, enquanto que as planas ficam nas bases e a meia altura dessa célula (Fig. 2).

O urânio- γ tem uma estrutura bem mais simples, que as outras duas, é uma célula CCC.

As temperaturas de transição entre as formas alotrópicas variam, dependendo do método de obtenção. Os valores internacionalmente aceitos, obtidos durante o aquecimento e com urânio

com teor de impureza da ordem de 50-100 ppm, são os seguintes:

- temperatura de transição $\alpha \rightarrow \beta$: 665,6°C
- temperatura de transição $\beta \rightarrow \gamma$: 771,1°C

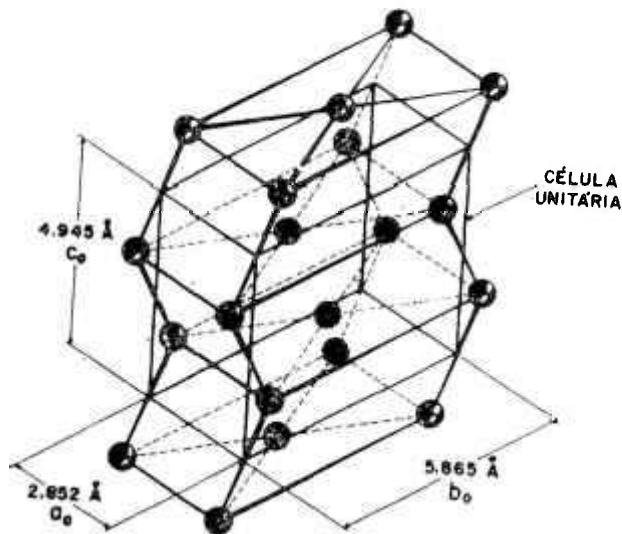


Fig. 1 — Modelo da estrutura cristalina do urânio-alfa (ref. 7)

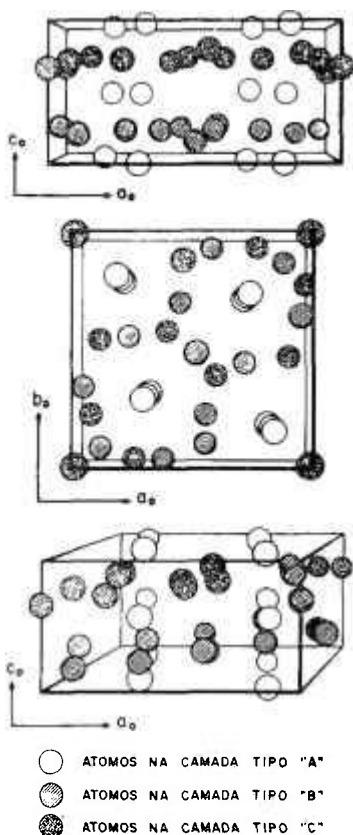


Fig. 2 — Modelo da estrutura cristalina do urânio-beta (ref. 8)

A forma α apresenta interessante comportamento, quando submetida a um aumento de temperatura. Talvez devido a sua anisotropia intrínseca, enquanto os parâmetros do reticulado a e c sofrem expansão linear, o parâmetro b se retrai (Fig. 3) ⁽⁹⁾.

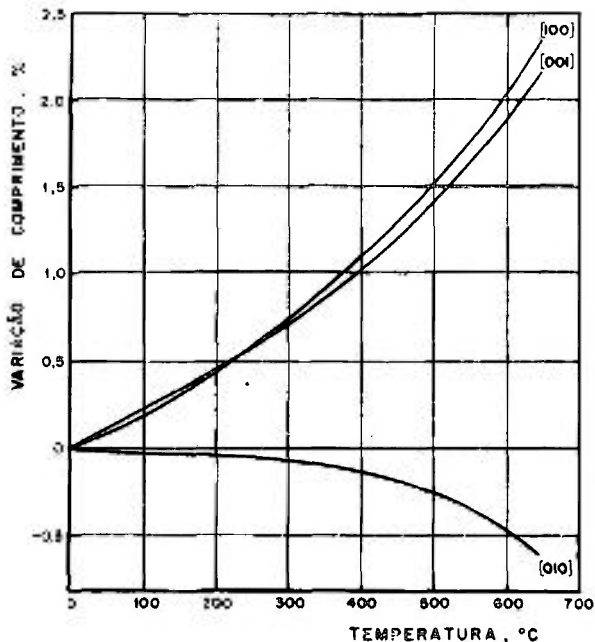


Fig. 3 — Variação percentual do reticulado do urânio-alfa, nas principais direções cristalográficas, em função da temperatura (ref. 9).

3. A INSTABILIDADE DIMENSIONAL

O urânio metálico pode sofrer deformações, quando submetido a repetidos ciclos de aquecimento e resfriamento, dentro do intervalo de temperaturas de estabilidade da fase alotrópica α .

Essas deformações, podem ocorrer ou como alongamento exagerado, ou como enrugamento superficial. A grandeza dessas deformações dependerá tanto de variáveis de fabricação, como também das variáveis dos ciclos de alternância térmica.

Dentre as variáveis de fabricação pode-se ressaltar: tamanho de grão, textura de orientação preferencial, e adições de elemento de liga. No que se refere ao ciclo de alternância térmica, tem-se: temperatura, intervalo de temperatura, tempo à temperatura e velocidade de variação de temperatura ⁽¹⁰⁾.

A textura de orientação preferencial influencia diretamente ao exagerado alongamento observado no urânio deformado. Por exemplo, uma peça de urânio laminada a baixas temperaturas, provocará uma predominância de orientação $\langle 010 \rangle$, obtendo-se, assim na ciclagem térmica, um máximo de alongamento na direção de deformação.

Se esta mesma amostra fôr laminada em temperaturas elevadas (acima de 300°C), a textura predominante será <110>, observando-se aí uma acentuada queda no ritmo de crescimento (11). Porém, sendo esta amostra tratada termicamente na região da fase β, após deformação plástica, ter-se-á um ritmo de crescimento mínimo.

Para se poder quantificar essas velocidades de crescimento sob alternância térmica, foi apresentada uma expressão (12), função do número de ciclos:

$$G_t = \frac{1}{N} \cdot \ln \frac{L_N}{L_0} \quad (\text{para } n.º \text{ pequeno de ciclos})$$

onde:

- N... número de ciclos de alternância térmica
- L₀... comprimento original da amostra
- L_N... comprimento da amostra após N ciclos

No caso da deformação ser apenas um enrugamento superficial, a variável mais importante será o tamanho de grão do urânio metânico. Entretanto, esta variável está sempre ligada a outras, tais como: orientação preferencial e grau desta orientação.

Chiswik (13) apresentou uma série de experiências onde, para uma dada orientação preferencial e um dado grau de deformação mecânica, estudava a influência do tamanho de grão no urânio submetido a alternância térmica. Foi observado por Chiswik que o alongamento era uma função direta da orientação e que a grandeza desse crescimento está intimamente ligada ao grau de orientação e ao tamanho de grão. Sendo que os maiores alongamentos deu-se para os menores tamanhos de grão.

Outra observação foi o fato de que as barras de urânio cicladas termicamente e que antes sofreram um tratamento-β, dando assim uma textura de orientação ao acaso, teve pequeno alongamento, porém obteve-se superfície rugosa, devido ao crescimento de grão durante o tratamento efetuado (14).

Uma outra variável importante no estudo da instabilidade dimensional é a adição de um elemento de liga. Esse elemento de liga pode atuar, tanto como estabilizador de uma fase diferente que a fase α, como também por efeito de dispersão de uma segunda fase (caso dos carbonetos de urânio).

Elementos de liga adicionados até 0,6%, provavelmente vão influir quanto a temperatura de laminação, condições do ciclo de alternância, tamanho de grão e possivelmente sobre características de texturas. Porém, essas alterações não são tão acentuadas de maneira a se ter um decréscimo apreciável no alongamento.

Outro fator importante, na instabilidade dimensional de urânio, refere-se às variáveis do ciclo de alternância térmica. Pode-se salientar resumidamente, que as variáveis importantes são: velocidades de aquecimento e resfriamento, temperaturas máxima e mínima do ciclo, intervalos de temperaturas e tempo às temperaturas.

Mayfield (15) observou, através de suas experiências, que obtinha o máximo de crescimento para velocidades de resfriamento maior que de aquecimento, e o mínimo para a situação inversa. No caso de velocidades iguais de aquecimento e resfriamento, o crescimento da amostra era moderado.

No que se refere à temperatura máxima do ciclo, observou Mayfield que quanto maior esta fosse, maior seria o ritmo de crescimento, e sendo, ainda, diretamente proporcional também à diferença de temperaturas máxima e mínima do ciclo.

Mayfield relacionando o logaritmo do coeficiente de crescimento, G_t, com o inverso da temperatura máxima do ciclo, encontrou uma reta, com uma inflexão à temperatura correspondente a 425°C, denotando a existência de dois mecanismos nessas deformações (Fig. 4).

É interessante notar-se que, sendo o fenômeno de instabilidade dimensional dependente de tempo e temperatura, Mayfield mostrou experimentalmente que o tempo acima de 15 minutos à

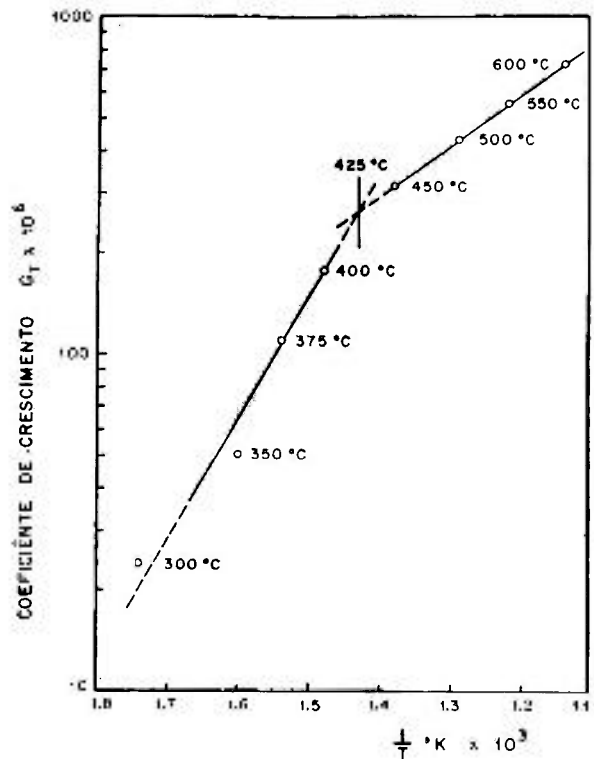


Fig. 4 — Variação do coeficiente de crescimento a diversas temperaturas, em função do inverso da temperatura absoluta (ref. 15).

temperatura máxima determina uma constância de G_i nesse ciclo.

4. EXPERIÊNCIAS REALIZADAS

Para os ensaios realizados foi utilizado urânio produzido na Divisão de Metalurgia Nuclear ⁽¹⁶⁾. O excesso de Mg foi retirado por fusão a vácuo no forno Wild-Barfield de 25 kW, com aquecimento por resistência de tungstênio ⁽¹⁷⁾. Foi usado cadinho de grafita para fabricação das ligas U-0, 4% C e U-5% Mo.

Para evitar-se contaminação por grafita no urânio não ligado, utilizou-se método desenvolvido por Souza Santos ⁽¹⁸⁾. Este método consiste numa refusão do urânio, feita ao ar, sob banho de criolita fundido. A parte inferior do cadinho constitui o molde onde o urânio é vazado tão logo esteja fundido. Para este processo usou-se o forno de indução HWG de alta frequência e 25 kW de potência.

Os corpos de prova eram cilindros fundidos e tinham diâmetros da ordem de 4 a 7 mm.

Como nenhum dos corpos de provas sofrera tratamento mecânico, não esperou-se alongamento, mas sim o fenômeno de enrugamento superficial. Para isso os corpos foram usinados e posteriormente lixados com lixas 600 granas.

Tratamentos térmicos

O objetivo precípuo dos tratamentos térmicos foi de estudar diferentes tamanhos de grão, diferentes fases presentes, assim como o efeito de uma textura orientada ao acaso, ao submeter-se o urânio a ciclos de alternância térmica.

Os tratamentos térmicos foram realizados em banho de sal fundido. O sal usado foi uma mistura eutética de Li_2CO_3 e K_2CO_3 . (Ponto Eutético = 44% Li_2CO_3 e 56% K_2CO_3 ; 494°C) ⁽¹⁹⁾, fundido em cadinho de grafite.

As amostras de urânio sofreram diversos tratamentos térmicos, tais como abaixo descritos:

Tratamento térmico na região da fase α — Esse tratamento foi efetuado no sentido de se obter tamanho de grão grande. Para evitar-se efeito de uma segunda fase dispersa no urânio, utilizou-se temperaturas mais elevadas possíveis, pois poder-se-á ter o coalescimento dessa fase, diminuindo, assim, o efeito de travamento de migração do contorno de grão.

O tratamento consistiu em aquecer a amostra por 1 h a 600°C. O resfriamento foi feito ao ar.

Tratamento térmico na região da fase β — O objetivo sobre tratamento é fazer com que a amostra tenha orientação ao acaso.

O tratamento consistiu em aquecer a amostra por 20 min a 750°C em banho de sal, resfriando-se posteriormente em água.

Tratamento térmico na região da fase γ — Esse tratamento consistiu no aquecimento da amostra por 20 min a 850°C e posterior resfriamento em água.

Este tratamento foi efetuado na liga U-5% Mo, com o objetivo de homogeneizar a estrutura toda na fase γ . O resfriamento rápido faz com que haja uma transformação do tipo martensítica, aparecendo uma fase notada por α'_p que é ortorrômbica distorcida ^(20, 21).

Para o urânio sem liga, não existe a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, porém tentou-se verificar qual dos tratamentos é mais eficaz em tirar a textura de orientação preferencial da fase α .

Tratamento de ciclagem entre as fases α e β — Tem o objetivo refinar tamanho de grão. Pois, a transformação alotrópica de um metal abre a possibilidade de se obter uma estrutura de grão fino, como se fosse um processo de nucleação e crescimento.

Porém, como o resfriamento em água dá uma reação $\beta \rightarrow \alpha$ do tipo martensítico, o efeito de refino é pouco pronunciado. Daí a necessidade de se repetir diversos ciclos desse tratamento.

O ciclo deste tratamento é o seguinte: aquecimento por 20 min a 750°C em banho de sal, resfriamento em água.

Ensaio de alternância térmica

O ensaio de alternância térmica foi efetuado em aparelho projetado e construído na Divisão de Metalurgia Nuclear. O aparelho consiste num tubo de aço inoxidável, de 14 mm de diâmetro e 80 cm de comprimento, por onde se introduzia um par-termoelétrico, cromel-alumel, para controle de temperatura da câmara onde estavam as amostras de urânio. A câmara era cilíndrica de 34 mm de diâmetro por 16 cm de comprimento. Na parte inferior desta, está ligada um tubo de aço inoxidável de 6 mm de diâmetro por onde era admitido argônio, com objetivo de evitar-se a oxidação das amostras (Fig. 5). Esse aparelho era, alternativamente, colocado num banho de chumbo líquido e resfriado bruscamente em água corrente.

O ciclo de alternância térmica empregado, teve por objetivo causar o máximo de deformação para pequeno número de ciclos. Teve as seguintes características:

- temperatura máxima do ciclo =
= 600°C \pm 10°C
- temperatura mínima do ciclo =
= 100°C \pm 5°C
- velocidade de aquecimento =
= 110°C \pm 10°C/min

- velocidade de resfriamento =
= 120°C/min ± 5°C/min
- tempo a temperatura máxima =
= 3 min.

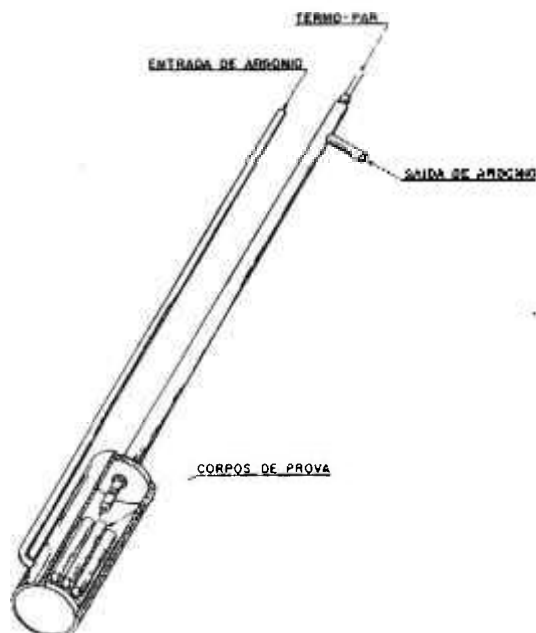


Fig. 5 - Esquema do aparelho de alternância térmica.

O aparelho apresentava uma vazão de 1 l/min de argônio, garantindo uma sobrepressão de 30 cm H₂O.

Para o ensaio de alternância térmica foram preparados os seguintes corpos de prova, denotados com letras maiúsculas do nosso alfabeto:

- A : urânio refundido sob criolita e tratado em α , para aumento do tamanho de grão.
- B : urânio fundido a vácuo do Argonne National Laboratory, Illinois, EE.UU. Tratamento de ciclagem entre α e β , para refino de grão.
- C : urânio refundido sob criolita, com mesmo tratamento que B.
- D e E : liga U-C e urânio fundido sob criolita, respectivamente, que sofreram tratamento em β .
- F e G : liga U-Mo e refundido sob criolita, respectivamente, que sofreram tratamento γ .
- H, I e J : liga U-C, refundido sob criolita e proveniente de Argonne, brutos de fusão, respectivamente.

5. RESULTADOS e DISCUSSÃO

Os resultados, tabelados, correspondem a 300 ciclos de alternância térmica. Deve-se res-

saltar que nenhuma amostra apresentou alongamento, como era de se esperar, uma vez que o urânio ensaiado não havia sofrido transformação mecânica, para resultar uma orientação preferencial.

TABELA I — Resultados dos ciclos de alternância térmica

corpo prova	aumento de diâmetro (%)	observações
A	3,3	enrugamento grosseiro
B	2,0	certa rugosidade uniforme
C	—	pouca rugosidade
D	3,4	deformado
E	0,7	pouca rugosidade
F	—	superfície inalterada
G	—	superfície pouco alterada
H	7,0	deformado, enrugamento grosseiro
I	2,5	pouco enrugamento e uniforme
J	3,7	enrugamento grosseiro

Por essa tabela pode-se depreender que o urânio refundido sob criolita apresentou uma boa estabilidade, com excessão do corpo A, que sofreu tratamento de crescimento de grão, e do corpo I, que era bruto de fusão e mesmo assim com pouco enrugamento.

Esse fato pode ser explicado pela existência de uma segunda fase que está em rede contínua em contôrno de grão (Fig. 6), que apareceu após os 300 ciclos de alternância. Como o mecanismo de deformação parece ser operante com as regiões de contôrno de grão e sendo esta fase dútil (provavelmente magnésio não retirado durante a refusão sob criolita) a deformação se dá nessa segunda fase, não passando para o grão vizinho.

Os corpos de prova D e H apesar do tratamento sofrido e a adição de carbono, mostraram-se bastante deformados, denotando que a segunda fase dispersa (carbonetos) não travou o cresci-

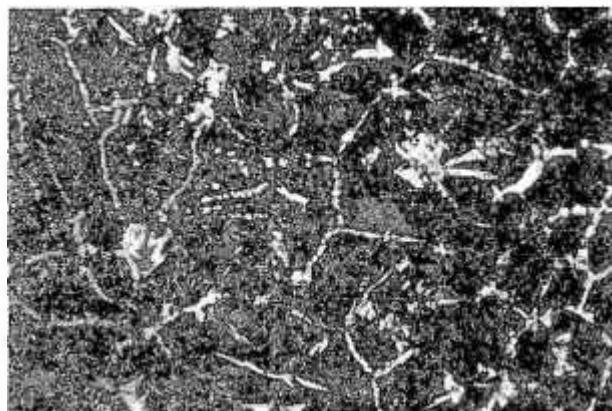


Fig. 6 — Micrografia do corpo de prova I, após 300 ciclos de alternância térmica. Oxidado ao ar. Aumento: 200x.

mento de grão e inclusive auxiliou na deformação da amostra, desde que houve coalescimento da mesma (Fig. 7).

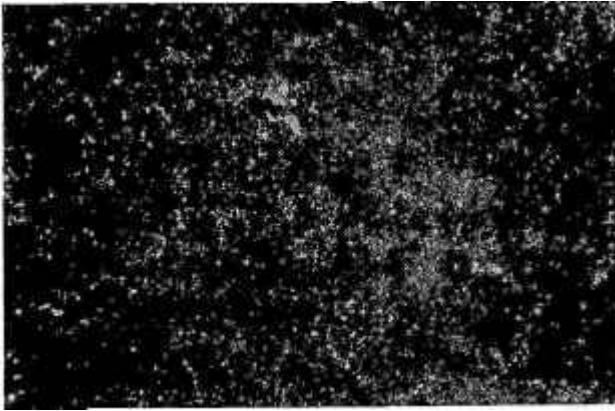


Fig. 7 — Micrografia da liga U-C, bruta de fusão, apresentando forma e distribuição dos carbonetos. Oxidado ao ar. Aumento: 100X

As amostras de urânio de Argonne resultaram no esperado, uma vez que o efeito de tratamento de ciclagem α - β , com resfriamento brusco dá pouca eficácia ao refino de grão.

Nas figuras 8 e 9 pode-se observar o aspecto geral das amostras submetidas à ciclagem térmica.

Como era também esperado o corpo de prova F foi o que melhor se comportou, uma vez que houve a estabilização da fase γ , numa estrutura do tipo perlita, o que travou toda deformação da fase α . (Fig. 10).

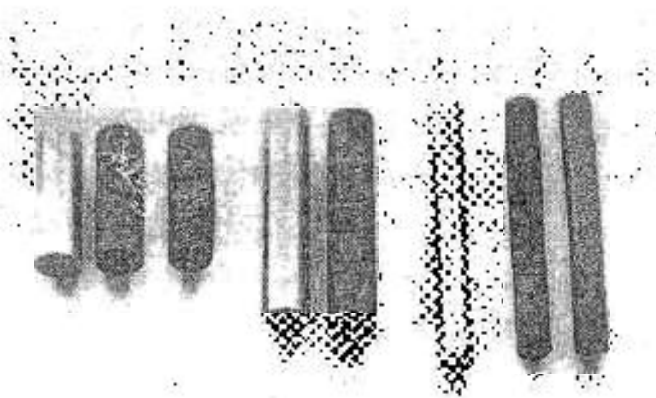


Fig. 8 — Aspecto superficial dos corpos de prova submetidos a 300 ciclos de alternância térmica. Da esquerda para a direita observam-se os seguintes corpos de prova: não ensaiado, H e D; não ensaiado e F; não ensaiado, J e B.

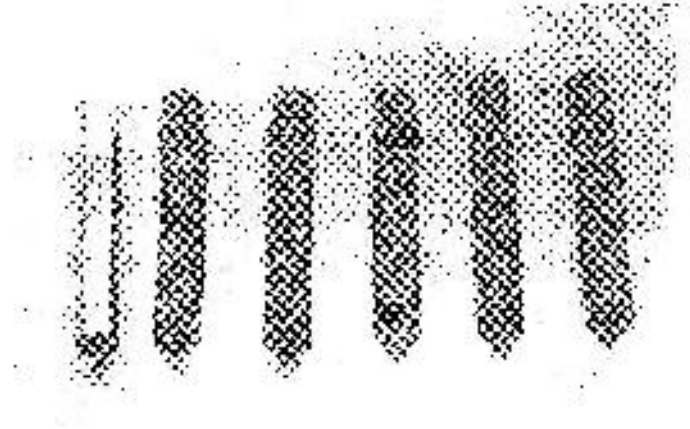


Fig. 9 — Aspecto superficial dos corpos de prova submetidos a 300 ciclos de alternância térmica. Da esquerda para a direita observam-se os seguintes: não ensaiado, A, E, C, G e I.

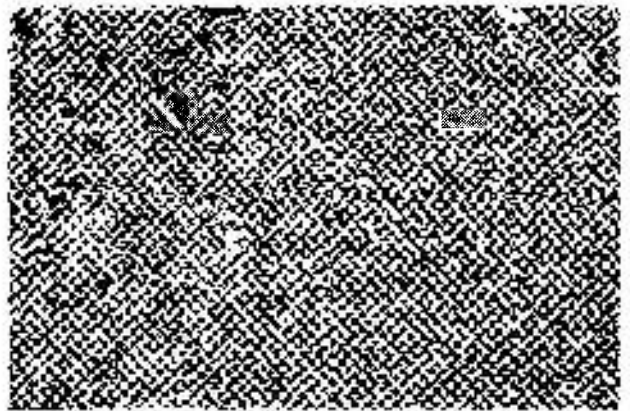


Fig. 10 — Micrografia do corpo de prova F, liga U-5% Mo, após 300 ciclos de alternância térmica, apresentando o constituinte perlítico, fases α e γ , e ainda observa-se a presença de carbonetos de molibdênio. Oxidado ao ar. Aumento: 800X.

6. CONCLUSÕES

As conclusões do presente trabalho podem ser divididas em dois grupos. O primeiro grupo referente a revisão bibliográfica efetuada, e que podem ser as seguintes:

1) A instabilidade dimensional do urânio metálico é um fenômeno proveniente da grande anisotropia apresentada pela estrutura cristalina, refletida no coeficiente da dilatação térmica.

2) O fenômeno de alongamento é muito aumentado, quando o metal sofre uma transformação mecânica, na qual resulte uma textura de orientação preferencial (010).

3) As variáveis, tamanho de grão e elemento de liga, tem grande importância nos estudos

desenvolvidos no sentido de estabilizar dimensionalmente o urânio.

4) As variáveis relativas ao ciclo térmico mostraram-se importantes nos trabalhos consultados, tendo-se que destacar: temperaturas, máxima e mínima, do ciclo; velocidades de aquecimento e resfriamento e tempo a temperatura máxima do ciclo.

Da parte experimental obteve-se o seguinte grupo de conclusões:

5) O número de ciclos de alternância térmica escolhido apresentou-se como suficiente para avaliar a influência das variáveis estudadas.

6) O urânio, proveniente do Argonne National Laboratory, que sofreu um tratamento de refino de grão através ciclagem entre α e β , apresentou enrugamento superficial bem menor do que aquele sem tratamento. Esse efeito foi apenas devido ao refino de grão, desde que era pequeno o nível de inclusões nesse urânio.

7) A liga U-Mo mostrou-se mais estável de todas. Isto foi devido à presença de γ , estabilizada pelo Mo.

8) O U contendo mais que 0,4% C apresentou instabilidade dimensional. Isto devido ao coalescimento dos carbonetos de urânio, anulando assim um possível efeito de travamento por dispersão de uma segunda fase.

9) O U, refundido sob criolita, que apresentou rede contínua de uma segunda fase, em contorno de grão, não apresentou enrugamento. Este resultado sugere que o mecanismo de deformação sob alternância térmica é dependente da interação entre grão.

B I B L I O G R A F I A

1. SOUZA SANTOS, T. D.; HAYDT, H. M. e FREITAS, C. T. — "Produção Experimental de Urânio e Tório Metálicos no Instituto de Energia Atômica". Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 21, n.º 87, p. 147-152, 1965.
2. FREITAS, C. T. — "Redução do Tetrafluoreto de Urânio por Magnésio. Estudo Experimental da Influência de Algumas Variáveis". Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 24, n.º 123, p. 131-138, 1968.
3. FREITAS, C. T.; CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F. e CAPOCCHI, J. D. T. — "Fusão e Lingotagem de Urânio sob Vácuo em Forno Elétrico de Laboratório". Metalurgia — Rev. Ass. Bras. Met., v. 24, n.º 125, p. 273-280, 1968.
4. AMBROZIO F.º, F. e GENTILE, E. F. — "Observação Metalográfica de Urânio". Apresentado ao XXV Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, RS, 1970.
5. HOLDEN, A. N. — "Physical Metallurgy of Uranium". p. 193, Addison-Wesley Publishing Co., Massachusetts, 1958.
6. JACOB, C. W. e WARREN, B. E. — "The Crystalline Structure of Uranium". J. Am. Chem. Soc., v. 59, p. 2588, 1957.
7. HALL, E. O. — "Twinning and Diffusionless Transformation in Metals". Butterworth Publishing Co., p. 84-85, Londres, 1954.
8. TUCKER, JR., C. W. — "The Crystal Structure of the β — Phase of Uranium". Acta Cryst., v. 4, p. 425-431, 1951.
9. RYLE, B. G. et al. — "Uranium" — "Reactor Handbook", v. 1, Materials cap. 7, p. 117, Interscience Publishers, Nova York, 1960.
10. Ref. (5), p. 181-194.
11. Ref. (5), p. 97-101.
12. ZEGLER, S. T.; MAYFIELD, R. M. e MUELLER, M. H. — "Effects of Fabrication and Heat Treatment Variables Upon the Thermal Cycling Behavior of Uranium". — Trans. ASM, v. 50, p. 913, 1958.
13. CHISWIK, H. H. — "Effects of Preferred Orientation and Grain Size on the Dimensional Stability of Uranium on Thermal Cycling and Irradiation" — USAEC-Report ANL14955, Argonne National Laboratory, 1956.
14. ZEGLER, S. T. e CHISWIK, H. H. — "Effects of Alloying Elements Additions of Mo, Si, Al, Ti, V, and Nb on the Thermal Cycling Stability of Uranium". — Advances in Nuclear Engineering, v. 2, parte 2, p. 148, Pergamon Press, 1957.
15. MAYFIELD, R. M. — "The Effect of Cycling Variables Upon the Growth Rate of 300°C Rolled Uranium". ANL-4905 Illinois, 1955.
16. Ref. (2), p. 131-138.
17. Ref. (3), p. 273-280.
18. SOUZA SANTOS, T. D. — Comunicação pessoal.
19. WILKINSON, W. D. — "Uranium Metallurgy", v. 1, p. 304, Interscience Publishers, 1962.
20. MAY, G. H. — "The Annealing of a Quenched Uranium-5 a/o Molybdenum Alloy". Journal of Nuclear Materials, v. 7, n.º 1, p. 73-79, 1962.
21. BRUN, G. — "Relations d'Orientation entre Phases dans les Transformations $\gamma \rightarrow \alpha$ des Alliages U-Mo". CEA-R 2973, p. 9-10, 1966.

ABSTRACT

A survey of the dimensional instability of uranium when subjected to thermal cycling is attempted by the author. The variables that control those changes are reviewed, including those related to the production method utilized. The dimensional instability is characterized by an exaggerated lengthening of the test pieces under cycling and by a marked roughening of its surfaces. The experimental part describes the work done at the Divisão de Metalurgia Nuclear, with uranium bars produced at the Divisão, as an attempt to gather the basic information required for future work related to the fabrication of uranium metal fuel elements.

RÉSUMÉ

Ce travail donne un aperçu sur le problème de l'instabilité dimensionnelle de l'uranium métallique qui apparaît au cours des cyclages thermiques.

L'auteur présente les variables qui influencent l'instabilité dimensionnelle de l'uranium et provenant soit de la cyclage thermique, soit de la production de l'uranium. Cette instabilité se présente par un allongement exagéré et par une rugosité superficielle.

A fin de prouver l'influence des variables et d'obtenir quelques informations nécessaires pour la fabrication d'éléments combustibles, l'auteur décrit des expériences qui utilisent l'uranium produit dans la Division de Métallurgie Nucléaire.

RESUMEN

El presente trabajo hace una revisión general de la inestabilidad del uranio metálico, cuando es sometido a ciclos de alternancia térmica.

El autor presenta las variables, tanto de producción del uranio, como del ciclo de alternancia térmica, que influyen en la inestabilidad dimensional del uranio. Esa inestabilidad se manifiesta tanto por alargamiento exagerado, como por arrugamiento superficial. Posteriormente, son descritas por el autor experiencias realizadas en la División de Metalurgia Nuclear, utilizando uranio producido en la propia División, con el objetivo de comprobar la influencia de las variables y tentar levantar algunos datos necesarios para futuras experiencias relativas a la fabricación de elementos combustibles.