
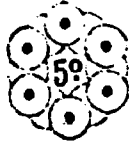


**ANAIS**



PPGEMM - UFRGS

**5º Congresso Brasileiro  
de Engenharia e  
Ciência dos Materiais**



**CBECIMAT**

Dezembro de 1982

Trabalho/Paper Nº 65 PP 667-674

**"INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO E DA TEMPERATURA NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS CERMETS  $U_3O_8$ -Al"**

**Paulo Iris Ferreira**

Físico, Mestre em Física do Estado Sólido, PhD.  
Metallurgical Engineering - CMN-IPEN

**Anacleto Martim de Figueiredo**

Engenheiro de Minas - CMN-IPEN

**RESUMO** - Foram preparados cermets  $U_3O_8$ -Al, com composição variando de 0 a 80% em peso de  $U_3O_8$ , através do forjamento rotativo de pré-compactados a 500°C. Corpos de prova obtidos desses cermets foram submetidos a ensaios de tração nas temperaturas 25, 200, 300 e 400°C, sob velocidade de deformação igual a  $4,3 \times 10^{-5} s^{-1}$ . O comportamento do limite de escoamento,  $\sigma_E$ , e do limite de resistência,  $\sigma_R$ , foi analisado em função da temperatura do ensaio e da composição do cermet. Os resultados obtidos mostram que a variação de  $\sigma_E$  e  $\sigma_R$  com a composição pode ser explicada em termos da variação da área da matriz de alumínio com a concentração de  $U_3O_8$ , na seção transversal do cermet. Em relação à temperatura, observou-se que a dependência de  $\sigma_E$  e  $\sigma_R$  dos cermets é similar à que ocorre com  $\sigma_E$  e  $\sigma_R$  do alumínio, isto é, o comportamento mecânico dos cermets é ditado pela matriz metálica.

**ABSTRACT** -  $U_3O_8$ -Al nuclear cermets, with  $U_3O_8$  content varying from zero to 80 wt%, were prepared by rotary swaging of  $U_3O_8$ -Al compacts at 500°C. Specimens were fabricated from these materials and tensile tested at the temperatures 25°, 200°, 300° and 400°C at a strain rate of  $4.3 \times 10^{-5} s^{-1}$ . The yield stress  $\sigma_E$  and the ultimate tensile strength  $\sigma_R$ , were analysed as a function of the test temperature and cermet composition. The results show that the dependence of  $\sigma_E$  and  $\sigma_R$  on composition can be explained in terms of the variation of the minimum load bearing cross-sectional area of the aluminum matrix with  $U_3O_8$  concentration. The temperature dependence of  $\sigma_R$  and  $\sigma_E$  of the cermets was seen to be similar to the temperature dependence of these parameters of the aluminum matrix.

## 1. Introdução

A utilização do urânio de baixo enriquecimento em substituição ao urânio altamente enriquecido nos combustíveis para reatores de pesquisa (MTR), impõe o aumento da quantidade de urânio nesses combustíveis, de modo a ser mantida a mesma densidade do isótopo fssil ( $^{235}\text{U}$ ) no núcleo do reator.

Os combustíveis com núcleo de cermets (dispersão)  $\text{U}_3\text{O}_8\text{-Al}$  demonstraram boa estabilidade sob irradiação tanto em uso, como através de ensaios em protótipos (1,2). Dessa forma, o aumento da quantidade de  $\text{U}_3\text{O}_8$  nesses combustíveis, constitui-se numa das alternativas atuais para permitir o uso de urânio a 20% em oposição ao enriquecimento em 93% do isótopo  $^{235}\text{U}$ .

Da mesma forma que outras propriedades físicas (condutividade térmica, calor específico, etc). a resistência mecânica dos cermets  $\text{U}_3\text{O}_8\text{-Al}$  depende primariamente do conteúdo da fase cerâmica nestes, sendo um fator decisivo no seu desempenho sob irradiação.

Em vista disso, considerando o emprego de altas concentrações de  $\text{U}_3\text{O}_8$ , buscou-se com esse trabalho fazer uma avaliação qualitativa e quantitativa da influência do conteúdo de  $\text{U}_3\text{O}_8$  e da temperatura no comportamento mecânico dos cermets  $\text{U}_3\text{O}_8\text{-Al}$ .

## 2. Parte Experimental

Os cermets  $\text{U}_3\text{O}_8\text{-Al}$  utilizados no presente trabalho foram preparados através de forjamento rotativo a  $500^\circ\text{C}$  de pré-compactados, de acordo com os procedimentos descritos em trabalhos anteriores (3,4). Corpos de prova cilíndricos, com comprimento útil de 19 mm e diâmetro de 3 mm foram fabricados através de usinagem especial em fresa de alta rotação. Ensaios de tração foram realizados em cermets  $\text{U}_3\text{O}_8\text{-Al}$  contendo frações volumétricas de  $\text{U}_3\text{O}_8$  entre zero e 53,8% (zero - 80% em peso de  $\text{U}_3\text{O}_8$ ) em temperaturas compreendidas entre a temperatura ambiente e  $400^\circ\text{C}$  sob velocidade nominal de deformação igual a  $4,3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Com exceção dos ensaios à temperatura ambiente todos os ensaios foram realizados em presença de uma atmosfera dinâmica de argônio de alta pureza. Em todos os ensaios, a temperatura no centro do comprimento útil do corpo de prova foi controlada de modo a restringir as oscilações à faixa  $0,5^\circ\text{C}$ . A variação da temperatura ao longo do corpo de prova foi inferior a  $1^\circ\text{C}$ .

### 3. Resultados e Discussões

As curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração realizados mostraram-se similares às observadas para o alumínio puro, isto é, são caracterizadas por uma região inicial onde ocorre uma dependência linear entre a tensão e a deformação (Lei de Hooke), seguida de uma região com uma taxa de deformação  $d\alpha/dc$  decrescente. Os valores do limite de escoamento (0,2% "offset"),  $\sigma_E$ , e do limite de resistência,  $\sigma_R$ , foram determinados através dos métodos convencionais utilizados para os metais puros.

Nas figuras 1 e 2 são apresentados, respectivamente, os resultados obtidos para o limite de escoamento e o limite de resistência em função da variável  $F$  que representa a fração volumétrica de  $U_3O_8$  somada à fração volumétrica de poros ou porosidade residual. A porosidade residual foi determinada de acordo com os métodos citados em trabalho anterior <sup>(4)</sup> e, em geral, corresponde a uma pequena parcela (não superior a 4%) de  $F$ . Esse procedimento foi adotado tendo em vista as evidências experimentais indicarem que as influências da porosidade (num metal puro obtido por metalurgia do pó) ou da fração volumétrica de uma fase cerâmica sem ligação (num cermet), na resistência mecânica desses materiais, são semelhantes <sup>(5)</sup>. Os resultados apresentados nas figuras 1 e 2 evidenciam que tanto o limite de escoamento como o limite de resistência decrescem com o aumento da temperatura do ensaio ou com a fração volumétrica  $F$ . Esses resultados podem ser descritos pelas equações.

$$\sigma_E(T, F) = \sigma_E(T) \cdot \exp(-K_E F) \quad (1)$$

$$\sigma_R(T, F) = \sigma_R(T) \cdot \exp(-K_R F) \quad (2)$$

onde  $\sigma_E(T)$  e  $\sigma_R(T)$  representam, respectivamente, o limite de escoamento e o limite de resistência do alumínio puro à temperatura do ensaio,  $T$ , e  $K_E$  e  $K_R$  são constantes. Os valores dos parâmetros  $\sigma_E$ ,  $\sigma_R$ ,  $K_E$  e  $K_R$  que melhor se ajustam às equações (1) e (2) são apresentados na tabela I para as diversas temperaturas analisadas.

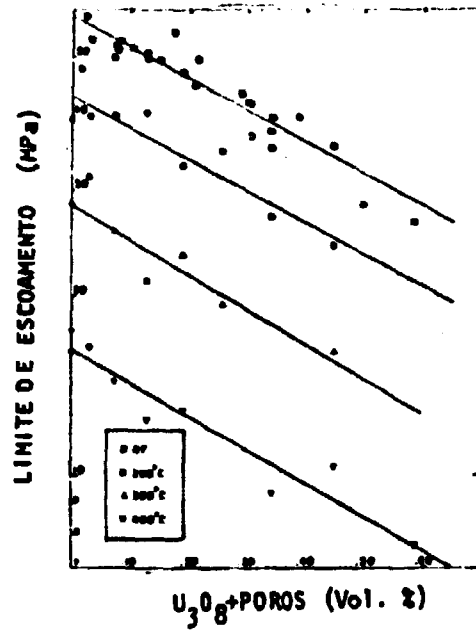


Figura 1 - Variação do limite de escoamento,  $\sigma_E$ , com a fração volumétrica de ( $U_3O_8$ +poros) e a temperatura.

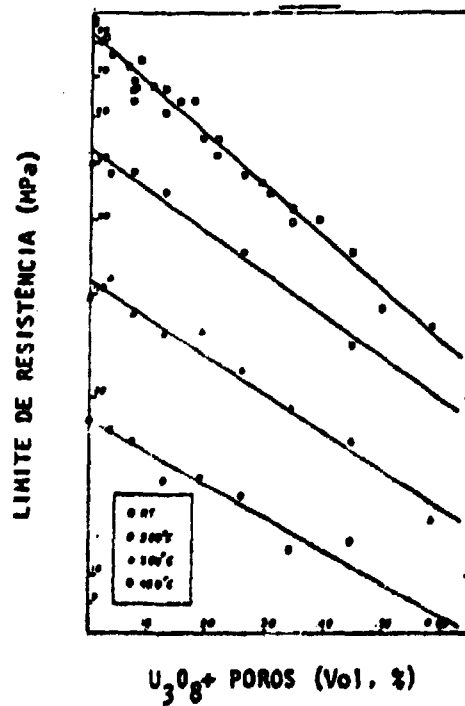


Figura 2 - Variação do limite de resistência,  $\sigma_R$ , com a fração volumétrica de ( $U_3O_8$ +poros) e a temperatura.

TEMPERATURA (°C)	$K_E$	$K_R$
T.A.	$1,01 \pm 0,10$	$2,03 \pm 0,05$
200°C	$1,18 \pm 0,17$	$1,63 \pm 0,09$
300°C	$1,54 \pm 0,19$	$1,53 \pm 0,10$
400°C	$1,26 \pm 0,15$	$1,26 \pm 0,11$

Tabela 1 - Variação dos parâmetros  $K_E$  e  $K_R$  com a temperatura

Em trabalho anteriormente publicado por esses autores <sup>(3)</sup>, uma outra equação foi proposta para descrever os resultados experimentais disponíveis à época para a temperatura ambiente. Entretanto, à medida que mais resultados experimentais foram sendo obtidos, verificou-se que, considerando várias temperaturas e composições, o melhor ajuste dos pontos experimentais corresponde à dependência exponencial expressa nas equações (1) e (2). Resultados semelhantes foram obtidos por Ryshkevitch e Duckworth <sup>(6)</sup> para a resistência à compressão de amostras porosas de alumina e zircônia sinterizadas, e por Arthur e Coulson <sup>(7)</sup>, para a resistência à tração de cermets  $UO_2$  - aço inoxidável. Recentemente, A. Salak e outros <sup>(8)</sup> após uma compilação dos resultados de limite de resistência citados na literatura para o Fe sinterizado, mostraram que a 834 pontos experimentais pode ser ajustada uma equação do tipo (2).

Uma possível explanação para essa dependência exponencial observada foi sugerida por Exner e Pohl <sup>(9)</sup> a partir de considerações probabilísticas sobre a variação, numa secção transversal, da área disponível para suportar a força aplicada ao material,  $A_{min}$ , com a porosidade (ou conteúdo da fase cerâmica incorporada). De acordo com esses autores, para um arranjo aleatório de poros (ou partículas), a propagação da fratura pode ser assumida como mostrado na figura 3. Numa camada adjacente à superfície de fratura não são incluídos os poros (ou partículas) cuja projeção seja encoberta pela projeção dos poros maiores e/ou mais favoravelmente localizados. O aumento na concentração de poros (ou partículas),  $dP$ , provoca uma redução,  $dA$ , na área de metal contida entre eles. Essa redução é proporcional à probabilidade dos poros adicionais se localizarem sobre a projeção da superfície de fratura. Como tal probabilidade é tanto maior, quanto maior for a área de projeção da superfície de fratura,  $A'$ , se que:

$$\frac{dA'}{dP} = K A' \quad (3)$$

onde  $K$  é uma constante. Integrando a equação (3) entre  $P = 0$  e  $P$ , com  $A' = A_0$  para  $P = 0$ , obtém-se

$$A' = A_0 \exp(-K.P) \quad (4)$$

Como, na ausência de microtrincas, a área  $A'$  representa a área mínima da seção transversal do corpo de prova, que suporta a carga aplicada, segue que a tensão de escoamento,  $\sigma$ , deve ser descrita por uma equação do tipo

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-K.P) \quad (5)$$

onde  $\sigma_0$  representa a tensão de escoamento de material sólido puro. De fato, os resultados obtidos nesse trabalho mostram que a equação (5) pode ser utilizada para descrever tanto os dados do limite de escoamento como os do limite de resistência. Os resultados obtidos, no presente estudo, para o parâmetro  $K$  (Tabela 1) indicam que:

- Os valores de  $K_E$  são insensíveis à temperatura do ensaio, enquanto que os valores de  $K_R$  tendem a decrescer com o aumento da temperatura;
- À temperatura ambiente,  $K_R$  é aproximadamente igual ao dobro de  $K_E$  mas os valores desses parâmetros tendem a se igualar à medida que a temperatura é aumentada.

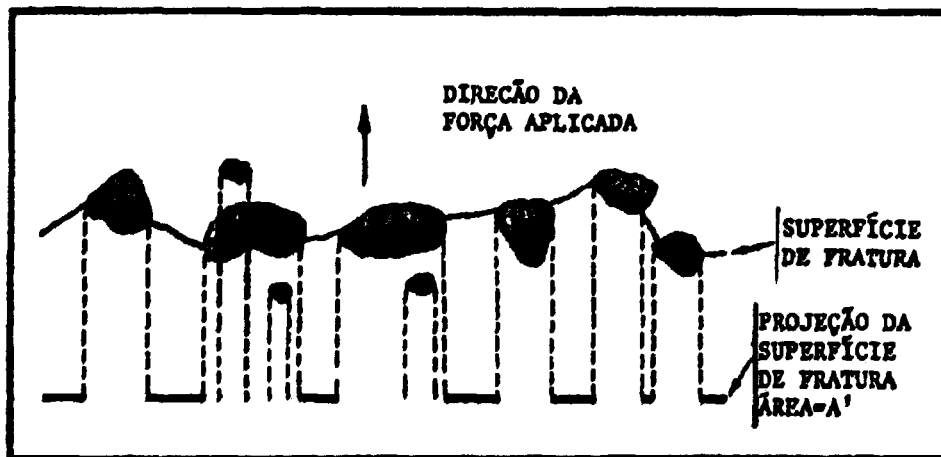


Figura 3 - Representação Esquemática da superfície de Fratura num corpo Poroso.

Uma possível explicação para esses resultados seria através da influência de microtrincas, presentes durante a deformação. Quando os cermets são submetidos à tensão eles se deformam. Em presença de microtrincas, além das componentes elástica e plástica da deformação, uma componente associada às microtrincas deve ser considerada. A contribuição associada a essas microtrincas será tanto mais pronunciada, quanto maior a tensão, isto é, quanto mais próximo se está do limite de resistência. De fato valores da tensão de escoamento para deformação de 0,5% e 1,0%, quanto ajustados à equação (5), levam a valores de K similares aos obtidos para o limite de escoamento. De acordo com esse raciocínio, quando a temperatura é aumentada, a contribuição à deformação, associada às microtrincas, deve decrescer devido, provavelmente, à auto difusão, e consequentemente, valores de K iguais para os limites de escoamento e resistência são observados.

As previsões teóricas situam os valores do parâmetro K como sendo da ordem da unidade. Embora os valores obtidos para os cermets  $U_3O_8-Al$  sejam dessa ordem de grandeza, os resultados evidenciam que o parâmetro K deve depender de algumas propriedades características do material, assim como da temperatura. Esse fato é reforçado pelos valores de K citados na literatura, obtidos em ensaios à temperatura ambiente:  $K=3,8$  (7) para cermets de  $UO_2$ -aço inoxidável,  $K=4,3$  (8) e  $K=10$  (9) obtidos para o Ferro sinterizado.

As considerações acima indicam que a influência da fase cerâmica, de um modo geral, se restringe à diminuição da resistência à tração do cermet através da redução da área da matriz que suporta a carga, associada ao incremento da fração volumétrica da fase cerâmica. Em outras palavras, os cermets  $U_3O_8-Al$  se comportam, do ponto de vista mecânico, como um material poroso no qual as partículas cerâmicas, por elas próprias, contribuem pouco para a resistência macroscópica, sendo esta ditada principalmente pela diminuição da área da seção transversal da matriz de alumínio que suporta a carga.

#### 4. Conclusões

As conclusões da presente investigação podem ser sumarizadas:

- a. As curvas tensão-deformação dos cermets  $U_3O_8-Al$  têm características similares às observadas para os metais puros e ligas metálicas;
- b. O limite de escoamento e o limite de resistência dos cermets  $U_3O_8-Al$  decrescem com a fração volumétrica de  $U_3O_8$  mais porosidade residual, F, segundo as equações:

$$\sigma_F(T,F) = \sigma_E(T,F) \exp(-K_E F)$$

e

$$\sigma_F(T,F) = \sigma_R(T,F) \exp(-K_P F)$$

onde  $\sigma_E$  e  $\sigma_R$  são, respectivamente, o limite de escoamento e o limite de resistência do alumínio sólido à temperatura do ensaio e  $K_E$  e  $K_P$  são constantes. O parâmetro  $K_P$  apresenta ligeira dependência com a temperatura enquanto que o parâmetro  $K_E$  é praticamente insensível à temperatura. Os resultados sugerem também que os parâmetros  $K_E$  e  $K_P$  estão associados às propriedades do material da matriz. O parâmetro  $K_P$ , de acordo com a explicação proposta, é mais sensível à presença de microtrincas.

#### BIBLIOGRAFIA

- (1) Binford, F.T., Knight, R.W., The use of  $U_3O_8$ -Al cermet fuel in Research Reactors. Trans. Am. Nucl. Soc., vol. 27, pp. 834-835 (1977)
- (2) Hartin, M. M. et al., Irradiation Behavior of Aluminium - Base Fuel Dispersion. ORNL -4856, (1973).
- (3) Figueredo, A.H., Ferreira, P.L., Comportamento Mecânico de Cermets  $U_3O_8$ -Al. Anais do XXXVI Congresso da Assoc. Bras. de Metais, vol. 3 pp. 455-470 (1981).
- (4) Figueredo, A.H., Ferreira, P.L., Fabricação de Dispersões  $U_3O_8$ -Al, 5º Congresso Bras. Eng. Ciência dos Materiais (1982).
- (5) Petzow, G. et al., Structure and Properties of Cermets, ANL-Trans. 735, Transc. for ANL from Z-Metallk., vol. 59, pp. 170-179 (1968)
- (6) Ryshevitch, E., Duclworth, W., Compression Strength of Porous Sintered Alumina and Zirconia, J. Am. Cer. Soc., vol. 36, nº 2, pp. 65-68 (1953)
- (7) Arthur, G., Coulson, J.A., Physical Properties of  $UO_2$ -Stainless Steel Cermets. Journal of Nuclear Materials, vol. 13, pp. 242-253 (1964)
- (8) Salak, A. et al., The Dependence of Mechanical Properties of Sintered Iron Compacts upon Porosity. Powder Met. Intl., vol. 6, nº 3, pp. 128-132 (1974).
- (9) Exner, H.E., Pohl, D., Fracture Behavior of Sintered Iron, Powder Met. Intl., vol. 10, nº 4, pp. 193-196 (1978)