

УДК 621.039.542.532

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ДИОКСИДА УРАНА

Божко Ю.В., Малыгин В.Б.

*Государственное учреждение федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (115409, г. Москва, Каширское ш., 31), [rector@mephi.ru](mailto:rector@mephi.ru)*

В статье представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований по разработке оксидного ядерного топлива с низким сопротивлением деформированию. Поставленная проблема может быть решена путем легирования топлива. Анализ показал, что к уменьшению сопротивления деформированию приводит легирование муллитом ( $3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ ), который образует межзеренную фазу, и оксидом ниобия, образующего твердый раствор в матрице. В лабораторных условиях и в процессе облучения при разных температурах проведены исследования влияния оксидов железа, алюминия, кремния, ниобия и их комбинаций на скорость ползучести диоксида урана. Исследования показали, что сопротивление деформированию диоксида урана с указанными добавками существенно ниже по сравнению с диоксидом урана штатной технологии без добавок.

Ключевые слова: диоксид урана, размер зерна, ползучесть, состав, структура, сопротивление деформированию.

## INFLUENCE OF STRUCTURE AND COMPOSITION ON STRAIN RESISTANT OXID NUCLEAR FUEL

Bozhko Y.V., Malygin V.B.

*State Institution Federal Autonomous Educational Establishment for Higher Vocational Education National Research Nuclear University MEPhI (115409, Moscow, Kashirskoye shosse, 31), [rector@mephi.ru](mailto:rector@mephi.ru)*

This paper is presented the theoretical and experimental results for developing and produced low-strain resistant oxide nuclear fuel. This problem can be solved via the alloying of uranium dioxide fuel. The subsequent comparative analysis proved that the most promising approach to the resolution of the problem relevant to lowering down the strain resistance is to alloy uranium dioxide with mullite ( $3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ ) which forms intergranular precipitates of low shear resistance strength phases and niobium oxide as a solid solution. Under laboratory and irradiation conditions at different temperatures the influence was studied that is produced by various additives, namely, oxides of iron, niobium, silicon, aluminum and their combinations, on creep. The investigations have demonstrated that the strain resistance of modified uranium dioxide is much lower compared that of the fuel having the standard composition.

Keywords: uranium dioxide, grain size, creep, composition, structure, strain resistant.

При высоких выгораниях, по мере накопления повреждений в оболочке вследствие облучения, механического нагружения, износа, коррозии и других причин существенным фактором, ограничивающим работоспособность твэлов, может быть силовое взаимодействие топливного сердечника и оболочки в стационарных и переходных режимах (ВТО). Снижение напряжений при ВТО приведет к уменьшению повреждений оболочки и, соответственно, к увеличению ресурса твэла. Нагрузки на оболочке могут быть снижены путем использования топлива с низким сопротивлением деформированию.

Целью настоящей работы является обоснование методов снижения сопротивления деформированию диоксида урана и их экспериментальная проверка. Основным показателем сопротивления деформированию является величина скорости ползучести. Ползучесть

поликристаллических материалов, в частности диоксида урана, определяется взаимосогласованными процессами деформации зерна и скольжения по границам зерен. Скорость деформации зависит от размера зерна, пористости, состояния границ зерен, морфологии границ, стехиометрии, состава примесей и легирующих элементов.

Рассмотрим поликристаллический образец, который деформируется со скоростью  $\xi$  под действием одноосного напряжения, приложенного по оси  $Y$ . Из условия сохранения объема скорости деформирования по осям  $X$  и  $Z$  равны  $-\xi/2$ . Будем считать, что образец состоит из зерен в форме куба с осями  $x$ ,  $y$  и  $z$ , произвольным образом ориентированными относительно осей образца  $X$ ,  $Y$  и  $Z$ . Пусть угол между плоскостью образца  $X$ ,  $Y$  и осью  $x$  зерна равен  $\theta$ , а угол между осью  $Z$  и  $z$  равен  $\phi$ . Компоненты тензора скорости деформаций в любой точке ( $\xi_{ij}$ ) можно получить из условия плоской деформации, зная скорость макроскопической деформации образца ( $\xi$ ) [8]:

$$\begin{aligned} & \xi \left( \sin^2 \theta - \frac{1}{2} \cos^2 \theta \right) & -\frac{3}{2} \xi \sin \theta \cos \theta \cos \phi & -\frac{3}{2} \xi \sin \theta \cos \theta \sin \phi \\ & -\frac{3}{2} \xi \sin \theta \cos \theta \cos \phi & \xi \left( \cos^2 \theta \cos^2 \phi - \frac{1}{2} \sin^2 \theta \cos^2 \phi - \frac{1}{2} \sin^2 \phi \right) & \frac{3}{2} \xi \cos^2 \theta \sin \phi \cos \phi \\ & -\frac{3}{2} \xi \sin \theta \cos \theta \sin \phi & \frac{3}{2} \xi \cos^2 \theta \sin \phi \cos \phi & \xi \left( \cos^2 \theta \sin^2 \phi - \frac{1}{2} \sin^2 \theta \sin^2 \phi - \frac{1}{2} \cos^2 \phi \right) \end{aligned} \quad (1)$$

Относительное перемещение любой точки зерна обеспечивается комбинацией его деформации и скольжения по границам с сохранением сплошности поликристалла. Компоненты относительной скорости деформаций равны:

$$\xi_{ij} = \xi_{ij}^v + \xi_{ij}^s, \quad i \neq j \quad \text{и} \quad \xi_{ij} = \xi_{ij}^v \quad \text{если} \quad i = j, \quad (2)$$

где верхний индекс  $v$  и  $s$  соответствует компонентам деформации зерна и компонентам скольжения по границам. Действующее в зерне эффективное напряжение  $\tau$ , определяющее изменение формы и размеров зерна, можно представить в виде [4]:

$$\tau^2 = \frac{3}{2} (\tau_{xx}^2 + \tau_{yy}^2 + \tau_{zz}^2 + 2\tau_{xy}^2 + 2\tau_{xz}^2 + 2\tau_{yz}^2). \quad (3)$$

Компоненты скоростей объемной и граничной деформации равны:

$$\xi_{ij}^v = \frac{3}{2} A \tau^{n-1} \tau_{ij}, \quad \xi_{ij}^s = \frac{3}{2} B \tau^{m-1} \tau_{ij}, \quad (4)$$

где  $A$  и  $B$  – коэффициенты, зависящие от температуры, структуры и состава материала,  $n$  и  $m$  – постоянные, определяющие зависимость скорости от напряжения. Если в уравнении (3) заменить компоненты напряжений компонентами деформаций с использованием

соотношений (1), (2) и (4), получим связь между эффективными напряжениями  $\tau$  и макроскопической скоростью деформаций  $\xi$ :

$$\frac{2}{3} \left( \frac{\tau}{\xi} \right)^2 = \frac{1/3 - \sin^2 \theta \cos^2 \theta - \cos^4 \theta \cos^2 \varphi \sin^2 \varphi}{(A \tau^{n-1})^2} + \frac{\sin^2 \theta \cos^2 \theta + \cos^4 \theta \cos^2 \varphi \sin^2 \varphi}{(B \tau^{m-1} + A \tau^{n-1})^2} \quad (5)$$

Напряжение  $\sigma$ , действующее в поликристаллическом образце, связано с эффективными напряжениями соотношением:

$$\sigma^2 = \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{\pi/2} \tau^2 \cos \varphi d\varphi d\theta. \quad (6)$$

Предположим, что сопротивление сдвигу на границах зерен пренебрежительно мало, что соответствует  $B \rightarrow \infty$  в представленных выше уравнениях. В этом случае из уравнений (5) и (6) следует, что макроскопическая скорость ползучести образца определяется деформацией зерен:

$$\xi = \alpha A \sigma^n. \quad (7)$$

Величина  $\alpha$  определяется численным интегрированием и зависит от показателя степени при напряжении  $n$  [14]. В случае диффузионной ползучести ( $n=1$ )  $\alpha=2,9$ . Для дислокационной ползучести ( $n=3-5$ )  $\alpha$  изменяется в пределах (3,1 – 3,26). Это означает, что обеспечение свободного скольжения границ увеличивает скорость ползучести в 2,9–3,3 раза за счет изменения напряженного состояния зерен.

Требование малого сопротивления сдвигу равносильно полной релаксации касательных напряжений на границе зерна. В работе [7] рассмотрена диффузионная ползучесть зерен квазисферической формы. Показано, что обеспечение релаксации напряжений на границах увеличивает скорость ползучести в 2,5 раза. Увеличение проскальзывания по границам может быть реализовано путем легирования соединениями, образующими межзеренную фазу с низким сопротивлением сдвигу. На рис.1 представлены результаты исследований влияния добавок оксидов железа [2] и алюмосиликата (каолина) [10] на ползучесть диоксида урана. Указанные добавки образуют в основном межзеренную фазу и повышают скорость ползучести в 2–4 раза, что находится в полном согласии с приведенными выше оценками.

Рассмотрим влияние морфологии границ на проскальзывание. Поверхность зерен представляет собой случайное чередование выступов и впадин. Относительному смещению зерен препятствуют выступы с усредненной длиной  $L$  и высотой  $H$ . В этом случае скольжение зерен контролируется диффузионным массопереносом из области сжимающих напряжений на противоположную сторону выступа. Решение задачи дает следующее выражение для скорости проскальзывания [12]:

$$\xi_s = \frac{2D_{gb}W\Omega\sigma}{dHLkT}, \quad (8)$$

где  $D_{gb}$  – коэффициент зернограничной диффузии,  $W$  – ширина границы,  $d$  – размер зерна,  $\Omega$  – атомный объем,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура.

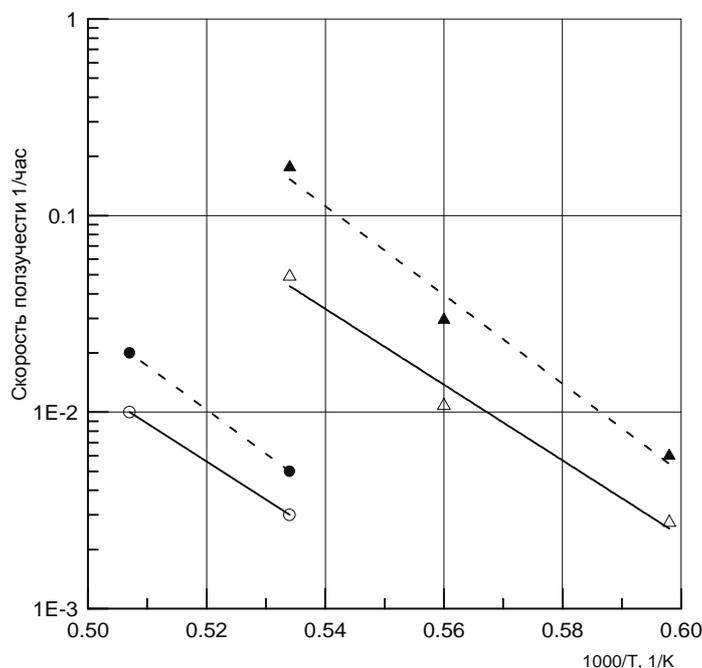


Рис.1. Зависимость скорости ползучести диоксида урана от температуры.  
 O, ● – исходный состав и с добавками 0,25 % каолина, напряжение 6,9 МПа;  
 Δ, ▲ – исходный состав и с добавками 0,25 % оксидов железа, напряжение 50 МПа.

Из анализа следует, что положительное влияние образования межзеренной фазы для увеличения скорости проскальзывания по границам реализуется за счет сглаживания рельефа границ (уменьшения  $H$  и  $L$ ), увеличения ширины  $W$  и коэффициента зернограничной диффузии.

Рассматривая перенос вещества с помощью объемной и зернограничной диффузии, для двумерного кристалла с периодическими границами получено выражение [13]:

$$\xi = \frac{\beta\Omega\sigma D_v}{kTd^2} \left( 1 + \frac{\pi W D_{gb}}{\lambda D_v} \right), \quad (9), \text{ где}$$

$D_v$  – коэффициент объемной диффузии, параметр  $\beta$  равен 16, если напряжения на границе не релаксируют и 40, в случае их релаксации на границах с малым сопротивлением сдвигу. Величина  $\lambda$  – основная периодичность границы. Если ее заменить на  $2d$ , то последнее выражение представится суммой соотношений для объемной и зернограничной ползучести. Из (9) при некоторых допущениях можно получить, что отношение скоростей ползучести материала с разной структурой границ пропорционально  $w_1 D_{gb1}/w_2 D_{gb2}$ , или отношению скоростей ползучести зернограничных фаз. Это очень важное заключение, из которого следует, что из-

меня состояние границ, можно регулировать сопротивление деформированию поликристалла. Таким образом, скольжение по границам зерен может быть активировано образованием межзеренных фаз с низким сопротивлением сдвигу при рабочих температурах. Этому условию в большей степени соответствуют добавки, образующие аморфные или аморфизируемые под облучением выделения по границам зерна. Как показано в работе [5], переход в аморфное состояние сопровождается существенным увеличением скорости ползучести. Вводимые добавки должны удовлетворять следующим требованиям: высокая температура перехода в кристаллическое состояние или использование исходно аморфных материалов; расположение фаз по границам зерен; малые объемные изменения при переходе из кристаллического в аморфное состояние; низкая проницаемость для газообразных и летучих продуктов деления; низкое сечение поглощения нейтронов. Перечисленным требованиям удовлетворяют алюмосиликаты, например, муллит состава  $2\text{SiO}_2\cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Из соотношения (9) следует, что скорость деформации зерна определяется коэффициентом объемной диффузии. Коэффициент объемной диффузии ( $D_v$ ) равен произведению коэффициента самодиффузии на концентрацию вакансий ( $V_m$ ) в подрешетке урана:

$$D_v = (1/8)V_m a^2 j_0 f_v \text{EXP}[-(\Delta H_v^m - \Delta S_v^m T)/kT], \quad (10)$$

где  $a$  – параметр решетки,  $j_0$  – частота колебаний атомов,  $f_v$  – геометрический фактор,  $\Delta H_v^m$  и  $\Delta S_v^m$  – энергия и энтропия миграции вакансий урана.

Концентрация вакансий урана может быть найдена из закона действующих масс для пар Френкеля и дефектов Шотки [12]:

$$\begin{aligned} V_o O_i &= \text{EXP}[-(\Delta G_{FO} - \Delta S_{FO} T)/kT]; \\ V_m V_o^2 &= \text{EXP}[-(\Delta G_S - \Delta S_S T)/kT], \end{aligned} \quad (11)$$

где  $\Delta G_{FO}$ ,  $\Delta S_{FO}$ ,  $\Delta G_S$  и  $\Delta S_S$  – энергии и энтропии образования дефектов Френкеля и Шотки,  $V_o$  и  $O_i$  – концентрации вакансий и промежуточных атомов кислорода,  $V_m$  – концентрации вакансий урана. В случае отклонения от стехиометрии или наличия примесей с валентностью, отличной от валентности урана, в ионном кристалле диоксида урана образуются примесные точечные дефекты, обеспечивающие электронейтральность. В несовершенном кристалле с добавками, например, ниобия, концентрация вакансий урана может быть определена из системы уравнений (11) с учетом условия электронейтральности при замещении четырехвалентного иона урана пятивалентным ниобием:  $2(O_i - V_o) = (X + C_{Nb}/2)$ , где  $X$  – отклонение от стехиометрии,  $C_{Nb}$  – атомная концентрация ниобия. Решая систему (11) с условием электронейтральности относительно  $V_m$  и подставляя решение в (10), получим выражение для коэффициента объемной диффузии:

$$D_v = Df(X, T, C_{Nb}) = 1,2 \cdot 10^{-6} \frac{\text{EXP}(-\Delta G_S/kT) \left[ \sqrt{(2X + C_{Nb}^2) + 176 \text{EXP}(-\Delta G_{FO}/kT)} + 2X + C_{Nb} \right]^2}{\text{EXP}(-2\Delta G_{FO}/kT)} \quad (12)$$

При высоких концентрациях возрастает вероятность образования комплексов точечных дефектов, что приводит к снижению коэффициента диффузии на величину  $1+R(2X+C_{Nb})^2$ . Оценки дают для  $R$  значение  $6 \cdot 10^4$  в случае образования дивакансий. Подставляя коэффициент диффузии в соотношение (9) и учитывая вероятность образования дивакансий, получим выражение для расчета скорости термической ползучести:

$$\xi = A_1 \frac{f(X, T, C_{Nb})\sigma}{[1 + 6 \cdot 10^4 (2X + C_{Nb})^2] d^2}, \quad (13), \text{ где}$$

$A_1$  – вычисляемая величина, зависящая от степени релаксации напряжений на границе.

Экспериментальные результаты по термической ползучести согласуются расчетом при энтальпиях образования пары Френкеля и дефекта Шотки 2,44 эВ и 5,7 эВ, соответственно, что не противоречит известным литературным данным [3]. Согласно представленной модели увеличение скорости ползучести диоксида урана при легировании ниобием эквивалентно влиянию отклонения от стехиометрии. На рис.2 представлена зависимость скорости ползучести диоксида урана от отклонения от стехиометрии, рассчитанная по соотношению (13) при нулевой концентрации оксида ниобия. Результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными, полученными в работе [9].

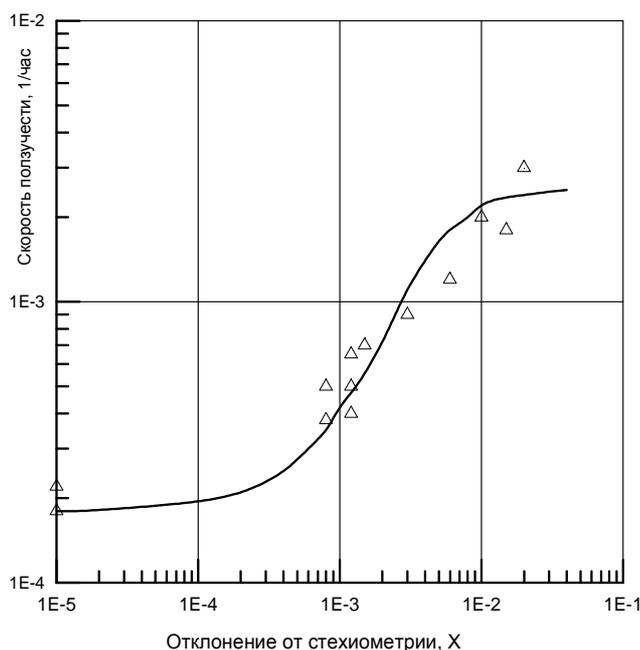


Рис.2. Зависимость скорости ползучести диоксида урана от нестехиометрии. Точки – эксперимент [9], сплошная линия – расчет

Представленный анализ определяет два направления снижения сопротивления деформированию: легирование с образованием межзеренных фаз и легирование с образованием твердых растворов и повышением концентрации примесных вакансий в решетке диоксида урана. При модификации топлива для твэлов энергетических реакторов нами реализованы обе возможности путем введения добавок алюмосиликата и оксида ниобия [6]. На рис. 3 представ-

лены экспериментальные данные по ползучести диоксида урана с добавками 0,25 % алюмосиликата и 0,1 % оксида ниобия. Исследования показали, что скорость ползучести легированного диоксида урана повышается в 15–30 раз по сравнению с диоксидом исходного состава.

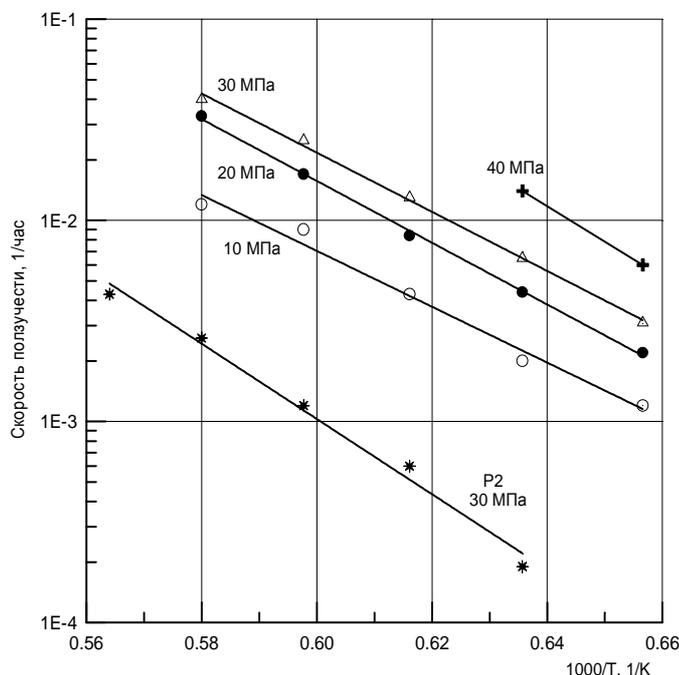


Рис. 3. Зависимость скорости ползучести диоксида урана, легированного муллитом и оксидом ниобия от обратной температуры. P2 – исходный состав. Цифрами указаны напряжения

Представленные выше соотношения не учитывают пористости материала. Для ее учета в соотношении (13) можно использовать экспериментальную закономерность:  $\xi \propto 1 + 0,31P^{1,8}$ . Исходя из приведенного анализа, для расчета скорости термической ползучести диоксида урана в зависимости от температуры, напряжения, плотности, размера зерна, содержания легирующих элементов и кислородного коэффициента, можно рекомендовать следующее выражение:

$$\xi = A(1 + 0,31P^{1,8})f_1(X, T, C_{Nb})\frac{\sigma}{G^2} + B(1 + 0,31P^{1,8})f_1(X, T, C_{Nb})\sigma^{4,5}\exp\left(-\frac{4500}{T}\right), \quad (14) \text{ где}$$

$A=9 \cdot 10^8$ ,  $B=59$ , если размер зерна подставлять в мкм, пористость в %, напряжения в МПа. Полученные значения скорости ползучести будут иметь размерность 1/час. Безразмерная функция  $f_1$ , определяющая зависимость скорости ползучести от кислородного коэффициента, содержания ниобия и температуры равна  $f(X, T, C_{Nb}) / [1 + R(2X + C_{Nb})^2]$ , где  $f(X, T, C_{Nb})$  дается выражением (12). Дополнительная энергия активации во втором (дислокационном) члене уравнения (14) связана с энергией взаимодействий точечного дефекта с дислокационной ступенькой при переползании дислокации и оценена нами величиной 0,4 эВ, что соответствует общепринятым значениям [10]. В коэффициенте  $A$ , полученном из его значения для исходно-

го диоксида урана  $A_1$  в соотношении (13), влияние межзеренной фазы учитывается через увеличение ширины границы и релаксацию касательных напряжений на поверхности зерен.

Повышение концентрации примесных вакансий при растворении легирующих добавок в диоксиде урана влияет только на термически активируемую компоненту ползучести. Для повышения скорости ползучести в области низких температур (низкотемпературной составляющей радиационной ползучести) действенным способом является только активация зерно-границного скольжения.

На реакторах ИВВ – 2М и ИРТ – МИФИ нами [11] проведены исследования радиационной ползучести диоксида урана с добавками алюмосиликатов и оксида ниобия. Испытания проведены при напряжениях 10–32 МПа, температурах 280–1180 °С, плотностях деления до  $1,5 \cdot 10^{13}$  1/см<sup>3</sup>. Использовались образцы в виде полых цилиндров внешним диаметром 7,55 мм, внутренним – 4,25 мм с весовым содержанием Al – (0,1-0,13) %, Si – (0,06-0,075) %, Nb – (0,06 – 0,1) %. Средняя плотность образцов равнялась 10,54 г/см<sup>3</sup>, средний размер зерна – 18,5 мкм, кислородный коэффициент – 2,001 – 2,0015. Зависимость скорости радиационной ползучести от обратной температуры для легированных образцов и диоксида исходного состава представлена на рис. 4. Легирование повышает скорость радиационной ползучести в области низких температур 2,5–4 раза, что полностью согласуется с концепцией релаксации касательных напряжений на границах зерна.

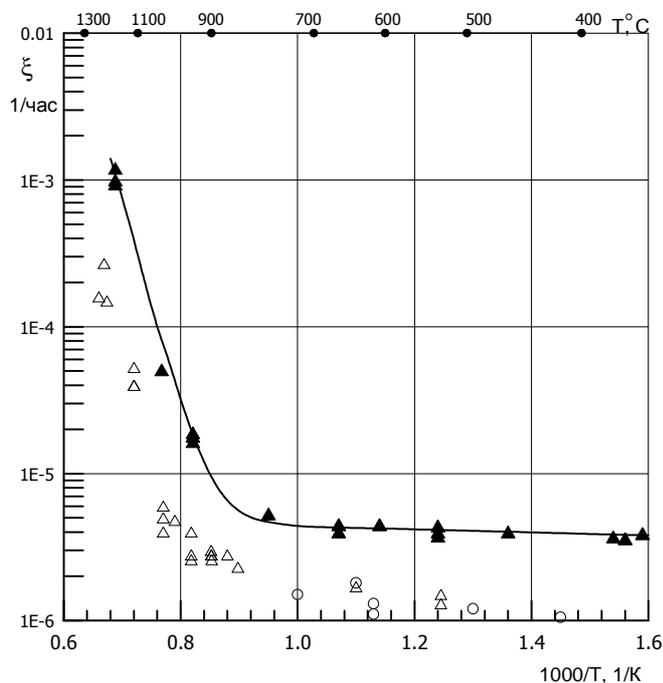


Рис. 4. Зависимость скорости радиационной ползучести от обратной температуры. Приведено к плотности делений  $10^{13}$  1/см<sup>3</sup>, напряжению 30 МПа.

▲ – легированный диоксид урана, △, ○ – диоксид урана без добавок

При температурах ниже 900 – 1000 °С концентрация точечных термических дефектов пренебрежительно мала по сравнению с радиационными, образующимися при торможении

осколков деления. Расчеты показывают, что по сравнению с вакансиями степень упругого взаимодействия промежуточных атомов с дислокациями выше, что приводит к их преимущественному поглощению. Это явление, получившее название преференс, широко используется для построения моделей ползучести и набухания конструкционных материалов. Скорость радиационной ползучести в соответствии с механизмом анизотропии упругого взаимодействия точечных дефектов с дислокациями дается выражением [1]:

$$\xi_p = B\sigma K = \frac{15(1-\mu)(Z_i^0)^2 V_i}{3\pi\Delta V_i E [15(1-\mu) + 2(4-5\mu)]} \sigma K, \quad (15)$$

где  $B$  – модуль ползучести,  $K$  – скорость образования точечных дефектов.  $\mu=0.3$  – коэффициент Пуассона,  $V_i$  – объем промежуточного атома, равный атомному объему  $\Omega$ ,  $\Delta V_i = 0.8\Omega$  – корреляционный фактор для промежуточного атома,  $Z_{i0}$  – параметр предпочтения (равен или очень близок к единице).  $E=2 \cdot 10^5 - 31,2T$  – модуль упругости диоксида урана. Скорость образования радиационных дефектов дается выражением:  $K = \Phi \nu / \rho_{\text{я}}$ , где  $\Phi$  – плотность деления,  $\rho_{\text{я}}$  – ядерная плотность диоксида урана. Число пар точечных дефектов, образующихся за один акт деления –  $\nu$ , обычно принимают равным  $10^5$  1/дел. Подстановка численных значений с учетом зависимости от пористости дает следующее выражение для атермической составляющей радиационной ползучести диоксида урана, 1/час:

$$\xi_p = \left(1 + 0,31P^{1,8}\right) \left[ + \frac{B\sigma\Phi}{2 \cdot 10^5 - 31,2T} \right] \quad (16)$$

В широком интервале температур скорость ползучести модифицированного диоксида урана может быть представлена суммой термического члена (14) и атермической составляющей (16). Аппроксимация результатов по радиационной ползучести при  $B=5,2 \cdot 10^{-15}$  показана сплошной линией на рисунке 5. Соответствие расчетов всей совокупности экспериментальных данных по термической и радиационной ползучести модифицированного диоксида урана показано на рис. 5.

Полученные расчетные соотношения могут быть использованы при обосновании работоспособности и лицензировании новых конструкций твэлов энергетических реакторов.

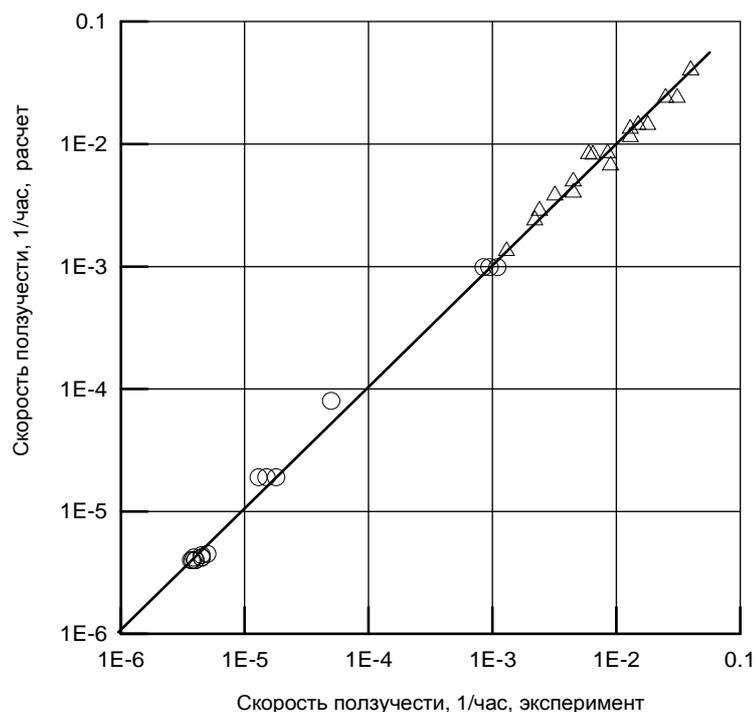


Рис. 5. Сравнение расчетных и экспериментальных данных по ползучести модифицированного диоксида урана. O – радиационная ползучесть, Δ – термическая ползучесть

Размер зерна диоксида урана является важнейшей структурной характеристикой, определяющей многие эксплуатационные характеристики топлива, в том числе сопротивление деформированию и выход газообразных продуктов деления.

Экспериментально и теоретически показано, что сопротивление деформированию возрастает пропорционально квадрату размера зерна, а выход ГПД обратно пропорционален его размеру [12]. Напряжения на оболочке при ее силовом взаимодействии с топливом, в первом приближении, линейно связаны с сопротивлением деформированию. При высоких выгораниях, когда давление под оболочкой превышает давление теплоносителя, напряжения пропорциональны выходу ГПД, т.е. давлению газа под оболочкой твэла.

Если в качестве критерия ресурса твэла выбрать величину растягивающих напряжений на оболочке (длительную прочность), то их значение будет иметь минимум в зависимости от размера зерна. Анализ показал, что существует достаточно узкий интервал размеров зерна, в котором напряжения на оболочке минимальны. В случае малых размеров зерен повышается выход ГПД из топлива, что приводит к увеличению напряжений в оболочке. При больших значениях размера зерна напряжения на оболочке также увеличиваются вследствие снижения сопротивления деформированию. Кроме того, дальнейшее увеличение размера зерна приведет к охрупчиванию таблеток и дополнительным проблемам при производстве и эксплуатации твэлов, связанным с образованием сколов, крошки, растрескиванием и т.д.

По нашим оценкам для модифицированного диоксида урана с низким сопротивлением деформированию оптимальным является размер зерна в интервале 30–40 мкм.

## Список литературы

1. Бородин В.А., Рязанов А.И. Физические механизмы радиационной ползучести металлов // Радиационное материаловедение (Труды Международной конференции, Алушта, 22–25 мая 1990 г.). Харьков, 1990. Т. 3. С. 3.
2. Влияние легирования на характеристики ползучести диоксида урана / А.В. Кулешов, В.Б. Малыгин, О.В. Милованов, Е.Н. Михеев // Научная сессия МИФИ-99: Сборник научных трудов. М.: МИФИ. Т. 5. С. 64.
3. Лемехов С.Е. Диффузионно-трековая модель доспекания диоксида урана в реакторных условиях // Препринт ИАЭ-4553/11, М., 1988.
4. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение, 1975.
5. Пантелеев Л.Д., Малыгин В.Б., Коновалов И.И. и др. // Атомная энергия. Т.77. С.123.
6. Патент РФ № 2193242. Таблетка ядерного топлива // Бибилашвили Ю.К., Милованов О.В., Молчанов В.Л., Малыгин В.Б. и др. // Бюл. № 32, 20.11.2002.
7. Пуарье Ж.П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. М.: Metallurgia, 1982.
8. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1979.
9. V.Barton and G.L.Reynolds // Acta Metall., V.23, December, 1973, p.1641
10. J.H.Davies, S.Vaidyanathan and R.A. Rand Modified UO<sub>2</sub> Fuel for High Burnups / Top Fuel 99, Proc. of the Conf., Avignon, France 13–15 September 1999.
11. Fuel of low resistance to strain / Bibilashvili, Yu.K., Malygin V.B., Kuznetsov, V.I., Medvedev, A.V., Pimenov Y.V., Novikov, V.V. et. a. // Proc. Conf. on IAEA: Technical Committee Meeting on Improved Fuel Pellet Material and Designs, Brussels, 20–24 October 2003.
12. D.R.Olander Fundamental Aspects of Nuclear Reactor Fuel Elements // US Department of Energy, New York, 1976.
13. R.Raj, M.F.Ashby // Metal. Trans. V.2, 1971, pp.1113–1127.
14. Speight M.V. Acta Metal. V.24, no. 8, 1996, pp. 725–729.

### Рецензенты:

Тутнов И.А., д.т.н., профессор ФГАОУ ВПО Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва.

Чернов И.И., д.ф.-м.н., профессор ФГАОУ ВПО Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва.