

23. **Golubev I., Kadarmetov I.** Current status of development of coated particle performance code GOLT. — In: Proc. Conf. on High Temperature Reactors. Johannesburg, South Africa, October 1—4, 2006, p. B176.
24. **Phelip M.** European programme on HTR fuel technology. — In: Proc. 2 Intern. Top. Meeting on High Temperature Reactor Technology HTR-2004. Beijing, China, Sept. 22—24 2004. Vienna: IAEA, HTR-2006, p. 1—9.
25. **Phelip M., Golubev I., Petti D. e.a.** The CRP-6 benchmark on HTGR fuel behaviour under normal operation. — In: Proc. the Nuclear Fuel and Structural Materials for the Next Generation Nuclear Reactors. Reno, USA, June 6—8, 2006.
26. **Maki J., Petti D., Hobbins D. e.a.** NP-MHTGR Fuel Development Program Results. INEEL/EXT-1268, 2002.
27. **Платонов П.А., Штромбах Я.И., Карпухин В.И. и др.** Действие излучения на графит высокотемпературных газоохлаждаемых реакторов. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомно-водородная энергетика и технология, 1984, вып. 6, с. 77—81.

Поступила в Редакцию 2.04.08

УДК 621.039.536

ТЕОРИЯ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ГРАФИТА

Панюков С.В. (Физический ин-т им. П.Н. Лебедева), Субботин А.В. (ЗАО НПК «Атомтехпром»)

Графит различных марок, используемый в ядерной технике в качестве одновременно замедлителя и конструкционного материала, подвергается высокодозовому повреждающему радиационному воздействию, в основном, нейтронному. Возникающие при этом в графите радиационно-индуцированные физико-механические и размерные эффекты существенно влияют на его эксплуатационные характеристики.

Детальный анализ таких радиационных эффектов, как формоизменение [1—6], эволюция с дозой облучения модуля упругости [1, 3, 7, 8], коэффициента термического расширения, температуро- и электропроводности, радиационной ползучести и др., позволил сделать вывод, что при прочих равных условиях существенную

Ансамбль микротрещин изначально является следствием сильной анизотропии свойств на уровне микрокристаллита и ослабленной, более или менее переменной на уровне зерна. Под действием облучения ансамбль микротрещин эволюционирует, что в значительной степени и является причиной наблюдаемых радиационных эффектов. На уровне поликристалла в целом радиационные эффекты либо изотропны, либо ортотропны в зависимости от способа получения графита — от изостатического до экструзионного.

Движущей силой всех перечисленных процессов является радиационно-индуцированное изменение формы микрокристаллита, вызываемое развитием в нем микроструктуры, преимущественно в базисной плоскости. Хотя перечисленные эффекты описаны эмпирически и поняты на качественном уровне, теория, позво-

роль играет морфология графита, а для небольших образцов и соотношение размера зерна к минимальному линейному размеру образца [9].

Морфология графита характеризуется двумя главными составляющими — наполнителем и связующим и наличием ансамбля микротрещин и технологических пор [1, 2, 10]. Связующее имеет мелкокристаллическую однородную структуру, наполнитель — иерархическую, в основе которой лежит микрокристаллит с более или менее совершенной кристаллической структурой. Микрокристаллиты образуют различного рода образования — зерна с разной степенью выраженности текстуры, и наиболее типичной является упаковка микрокристаллитов с резко выраженной текстурой [10].

Для описания радиационных эффектов в графите на макроуровне (для поликристалла), отсутствует.

В настоящей работе предлагается теория радиационных эффектов в графите, в основу которой положено радиационно-индуцированное изменение формы кристаллитов, вызывающее эволюцию ансамбля трещин.

Микропористую подсистему графита моделировали ранее численно методом конечных элементов [11—13]. Однако наличие огромного числа параметров и неизвестных функций распределения делает такой подход неконструктивным. Нами предлагается аналитическая модель, в которой на основе рассмотрения ортотропного континуума со случайно расположенными формоизменяющимися включениями (кристаллитами) удалось связать развитие внут-

ренных напряжений с эволюцией ансамбля трещин.

Рассматриваемая модель учитывает два основных эффекта, определяющих упругие свойства графита и ранее не принимавшихся во внимание, — рост внутренних напряжений в графите вследствие формоизменения кристаллитов под действием облучения и изменение упругих свойств графита из-за эволюции в нем ансамбля микротрещин. Мы покажем, что именно эти эффекты ответственны за наблюдаемую усачную кривую графита и позволяют понять многообразие его упругих свойств.

В дальнейшем под кристаллитом будем понимать область, которая радиационно-индуцированно деформируется афинно, как единое целое, из-за наличия ближнего текстурного порядка. При этом дальний текстурный порядок в графите либо значительно ослаблен, либо отсутствует из-за наличия беспорядка в ориентации кристаллитов. Различие ориентации соседних кристаллитов приводит к появлению микротрещин на их границах.

Решеточная модель. Рассмотрим сначала огрубленную на масштабе кристаллита решеточную модель упругого тела. В этой модели размеры кристаллита, «вырезанного» из среды, определяются векторами $\mathbf{R}_i$ вдоль его главных направлений. Соответствующие размеры до облучения обозначим $\mathbf{R}_i^0$. Таким образом, формоизменение кристаллита из-за наличия радиационных эффектов определяется векторами

$$\Delta \mathbf{R}_i = \mathbf{R}_i - \mathbf{R}_i^0. \quad (1)$$

Для описания упругих свойств графита рассмотрим решеточную модель поликристалла, в которой кристаллиты находятся в узлах решетки с координатами $\mathbf{x}_i$. Вследствие взаимодействия с упругой средой размеры кристаллита изменяются, и энергия всего упругого тела в гармоническом приближении

$$E = \frac{1}{2} \sum_{ija\beta} k_{a\beta}^{ij} (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j - \mathbf{R}_i + \mathbf{R}_j)_a (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j - \mathbf{R}_i + \mathbf{R}_j)_\beta. \quad (2)$$

В этом выражении суммирование ведется по всем соседним узлам решетки; $k_{a\beta}^{ij}$ — компоненты модуля упругости между кристаллитами i и j .

Поскольку в дальнейшем нас будет интересоваться изменением размеров тела как следствие

формоизменения кристаллитов под действием облучения, определим вектор деформации выражением

$$\mathbf{u}(\mathbf{x}_i) = \mathbf{x}_i - \mathbf{x}_i^0, \quad (3)$$

где $\mathbf{x}_i^0$ — координаты границ кристаллита вдоль главных направлений в необлученном образце; $\mathbf{x}_i$ — координаты соответствующих точек после облучения. Отметим, что наше определение вектора деформации $\mathbf{u}$ отличается от введенного в обычной теории упругости, в которой в качестве начального состояния выбираются координаты недеформированного тела с той же внутренней структурой. В случае графита такое определение не имеет смысла, поскольку его морфология изменяется даже в процессе деформации из-за изменения формы, числа и размеров микротрещин.

В дополнение к этим изменениям включим в определение вектора деформации $\mathbf{u}$ также деформацию тела вследствие формоизменения кристаллитов (1). Раскладывая энергию поликристалла (2) по векторам деформации (3), находим выражение для упругой энергии решеточной модели

$$E = \frac{1}{2} \sum_{ija\beta} k_{a\beta}^{ij} [u_a(\mathbf{x}_i) - u_a(\mathbf{x}_j)] [u_\beta(\mathbf{x}_i) - u_\beta(\mathbf{x}_j)] + \sum_{ija} \mathbf{f}^{ij} [\mathbf{u}(\mathbf{x}_i) - \mathbf{u}(\mathbf{x}_j)]; \quad \mathbf{f}_a^{ij} = \sum_{\beta} k_{a\beta}^{ij} (\Delta \mathbf{R}_i - \Delta \mathbf{R}_j)_\beta. \quad (4)$$

Здесь изменение размеров кристаллита $\Delta \mathbf{R}_i$ определено выражением (1) и сила $\mathbf{f}^{ij}$ описывает внутренние напряжения между кристаллитами i и j . Наличие этого члена не учитывалось ранее в теории упругости структурно неупорядоченных тел. Его значение пропорционально амплитуде формоизменения кристаллитов $\Delta \mathbf{R}$, $\mathbf{f}^{ij} = 0$ при $\Delta \mathbf{R} = 0$. Под действием облучения кристаллиты изменяют свою форму, и в поликристалле возникает поле внутренних напряжений $\mathbf{f}^{ij} \neq 0$, которое и приводит к макроскопической деформации образца.

Нелинейная теория упругости. Для описания медленно изменяющихся деформаций перейдем к континуальному описанию упругой среды, усредняя упругую энергию (4) на масштабе размера микротрещин. В непрерывном пределе локальные смещения $\mathbf{u}(\mathbf{x})$ становятся непрерывной функцией координат, которая учитывается как упругую деформацию кристаллитов и связующего материала, так и изменение раз-

меров микротрещин. Усредненная упругая энергия локально зависит от тензора деформации

$$\varepsilon_{\alpha\beta} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_\alpha}{\partial x_\beta} + \frac{\partial u_\beta}{\partial x_\alpha} \right) \quad (5)$$

и в квадратичном приближении по $\varepsilon_{\alpha\beta}$ принимает вид

$$E = \int d\mathbf{x} \left[\frac{1}{2} \sum_{\alpha\beta\gamma\delta} \mu_{\alpha\beta\gamma\delta} \varepsilon_{\alpha\beta} \varepsilon_{\gamma\delta} - \sum_{\alpha\beta\gamma\delta} \sigma_{\alpha\beta} \varepsilon_{\alpha\beta} \right].$$

Упругая энергия поликристалла в дополнение к квадратичному по тензору деформации ε члену, пропорциональному тензору модулей упругости μ , имеет новый линейный член $\sigma_{\alpha\beta}$. Введенный нами тензор радиационной повреждаемости $\sigma_{\alpha\beta}$ определяет усредненные внутренние напряжения, появляющиеся в материале из-за наличия микроскопических случайных сил внутренних напряжений $\mathbf{f}^{ij}$ (см. выражение (4)).

Число компонентов тензора $\varepsilon_{\alpha\beta}$ (5) может быть уменьшено при рассмотрении координатной системы, совпадающей с главными осями деформации образца. В главных осях отличны от нуля только диагональные компоненты $\varepsilon_\alpha = \varepsilon_{\alpha\alpha}$ и $P_\alpha = -\sigma_{\alpha\alpha}$ тензоров деформации и радиационных воздействий, и формула определения упругой энергии принимает вид

$$E = \int d\mathbf{x} \left[\frac{1}{2} K \varepsilon^2 + \sum_\alpha \mu_\alpha \left(\varepsilon_\alpha - \frac{1}{3} \varepsilon \right)^2 + \sum_\alpha P_\alpha \varepsilon_\alpha \right]. \quad (6)$$

Здесь K — модуль всестороннего сжатия; μ_α — модуль сдвига в направлении α . Диагональные компоненты тензора деформации $\varepsilon_\alpha = \Delta l_\alpha / l_\alpha$ определяют относительное изменение размеров Δl_α образца в направлении α , их сумма

$$\varepsilon = \sum_\alpha \varepsilon_\alpha = \Delta V / V \quad (7)$$

характеризует относительное изменение локального объема, которое имеет место как из-за упругости кристаллитов, так и вследствие изменения объема микротрещин.

Обсудим теперь зависимость параметров P_α и μ_α упругой энергии от внешних условий. Согласно решеточной модели внутренние напряжения P_α в уравнении (6) пропорциональны

изменению размеров кристаллитов $\Delta \mathbf{R}$ в направлении α , и они растут в результате формоизменения кристаллитов под действием облучения. При наличии микротрещин деформация кристаллитов приводит к изменению их объема. Поскольку упругие напряжения могут передаваться только через непосредственные контакты с соседними кристаллитами, вклад в последний член выражения (6) вносят только такие контакты. Следует отметить, что при выводе выражения (6) предполагалось наличие беспорядка в ориентации и размерах кристаллитов. В результате их формоизменения под действием облучения на кристаллиты со стороны недеформированной матрицы действуют случайные силы $\mathbf{f}^{ij}$. В гипотетическом случае регулярной решетки кристаллитов эти силы соответствуют сжатию вдоль оси кристалла и более слабому растяжению вдоль двух других осей, приводя к его афинной деформации.

В реальных неупорядоченных твердых телах распределение кристаллитов по размеру существенно бимодально. Наряду с кристаллитами больших размеров (наполнитель), учитываемых явно в решеточной модели, имеется множество мелких, входящих в состав связующего. Предполагается, что упругость структурно-разупорядоченных тел в существенной степени определяется наличием микротрещин между соседними кристаллитами. Это предположение поддерживается также экспериментальными наблюдениями существенной ортотропии радиационных эффектов при незначительной анизотропии кристаллографической текстуры графита.

При деформации графита как в результате эволюции внутренних напряжений, так и под действием внешних сил происходит изменение формы и объема микротрещин. Хотя этот эффект не рассматривается в первоначальной решеточной модели поликристалла (2), влияние ансамбля микротрещин на модули упругости может быть учтено феноменологически. Нелинейная деформация тела на малых масштабах вследствие изменения объема микротрещин приводит к зависимости модулей μ_α от тензора деформации ε . В случае изотропного связующего модуль упругости μ_α может зависеть только от относительного изменения объема ε (см. уравнение (7)), а не от отдельных компонентов

ε_a , и при малой деформации $\varepsilon \ll 1$ изменяется линейно с ε :

$$\mu_a = \mu_a^0 - 9\varepsilon. \quad (8)$$

В этом выражении первый член определяет диагональные элементы тензора модулей упругости недеформированного графита. Для упрощения рассмотрения пренебрегается эффектом упрочнения кристаллитов под действием облучения, который в дальнейшем может быть легко учтен заданием зависимости модулей упругости μ_a^0 от флюенса нейтронов ϕ . Второй член в выражении (8) описывает эволюцию модуля упругости из-за эволюции подсистемы микротрещин при макродеформации образца.

Рассмотрим сначала случай свободных граничных условий. Равновесные значения относительной деформации образца находятся минимизацией энергии по ε_a . Решение полученных уравнений имеет вид

$$\varepsilon_a = \frac{\varepsilon}{3} - \frac{Q_a}{2\mu_a}; \quad Q_a = P_a - \sum_{\beta} \frac{P_{\beta}}{\mu_{\beta}} / \sum_{\beta} \frac{1}{\mu_{\beta}}, \quad (9)$$

где

$$\varepsilon = \frac{1}{K} \sum_a \left[-\frac{P_a}{3} + \frac{9}{4} \frac{Q_a^2}{\mu_a^2} \right]. \quad (10)$$

Уравнения (9), (10) описывают различные режимы деформации графита в зависимости от приложенных сил $\{P_a\}$. В отсутствие внешних сил внутренние напряжения P_a определяются только дозой облучения. При малой дозе они малы, и в уравнении (10) достаточно удерживать только линейные по P_a члены:

$$\varepsilon \cong -\frac{1}{3K} \sum_a P_a. \quad (11)$$

При малой дозе облучения размеры кристаллита в направлении оси c (где c — нормаль к базисной плоскости) уменьшаются, что приводит к отрицательной силе P_c и слабому растяжению $\varepsilon > 0$. Однако с ростом дозы облучения размеры кристаллита в направлении оси c увеличиваются, приводя к отрицательным значениям ε , возрастающим с повышением дозы облучения. При дальнейшем увеличении внутренних напряжений становится существенным квадратичный по силе P член в уравнении (10), и при большой

дозе облучения изменение объема ε меняет знак и становится положительным:

$$\varepsilon \cong \frac{9}{4K} \sum_a \frac{Q_a^2}{\mu_a^2}. \quad (12)$$

При дальнейшем увеличении дозы облучения материал распухает из-за формирования нового ансамбля микротрещин. Описанные здесь режимы определяют форму усадочной кривой графита. Аналогичные зависимости находятся и для отдельных компонентов деформации $\varepsilon_a = \Delta l_a / l_a$.

Аналитическое выражение для деформационных кривых может быть получено при наличии ортотропии. При $P_1 = P_2$ и $\mu_1^0 = \mu_2^0$ удобно ввести безразмерные переменные

$$p_i = P_i / \mu^0; \quad \kappa = K / \mu^0; \quad \nu = 9 / \mu^0,$$

где эффективный модуль упругости определен выражением

$$\mu^0 = 2\mu_1^0 + \mu_3^0.$$

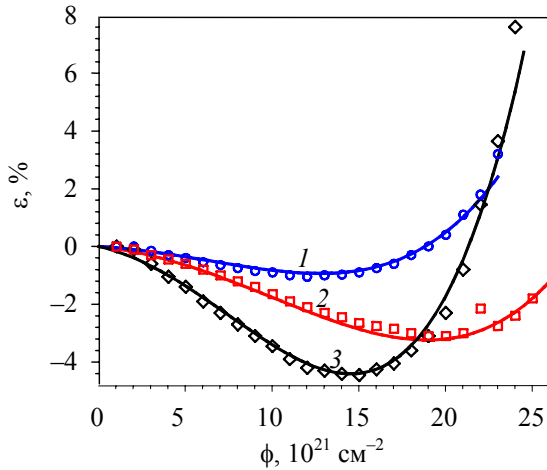
Поскольку в реальных образцах малые вариации $|\varepsilon| \ll 1$ приводят к большим изменениям модуля упругости, то $\nu \gg 1$. В новых переменных уравнения (9) принимают вид

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \frac{\varepsilon}{3} - \frac{p_1 - p_3}{1 - 3\nu\varepsilon}; \quad \varepsilon_3 = \frac{\varepsilon}{3} + 2 \frac{p_1 - p_3}{1 - 3\nu\varepsilon}$$

и относительное изменение объема ε находится из решения уравнения

$$\kappa\varepsilon = -\frac{2p_1 + p_3}{3} + \frac{3\nu(p_1 - p_3)^2}{(1 - 3\nu\varepsilon)^2}. \quad (13)$$

В дальнейшем мы будем полагать, что формоизменение кристаллитов и силы p_i пропорциональны флюенсу нейтронов — $p_i = p_0 \phi (1 - c_i)$. Для решеточной модели вклад в силы p_i вносят только непосредственные контакты между соседними кристаллитами. Поэтому параметр c_i равен доле разорванных контактов между соседними кристаллитами из-за наличия микротрещин вдоль направления i . Эта доля уменьшается с ростом флюенса, поскольку сохраняются растущие микротрещины и могут исчезнуть уменьшающиеся. Зависимость сред-



Р и с. 1. Зависимость относительного изменения поперечных (1), продольных размеров (3) и объема (2) от дозы облучения для графита ГР-280 при наличии ортотропии и свободных граничных условий: —, о, □, ◇ — теория и эксперимент соответственно

ней доли микротрещин от флюенса можно аппроксимировать линейной функцией

$$c_i = c_{i0}(1 - \beta_i \phi), \quad (14)$$

где c_{i0} — доля микротрещин в отсутствие облучения. Значения параметров p_0 , c_{i0} и β_i зависят от микроскопических механизмов образования микротрещин и в дальнейшем будут рассматриваться как исходные параметры нашей модели — в зависимости от состава наполнителя и связующего, температуры графитации и др.

Вид решения уравнения (13) определяется параметром

$$\alpha \equiv \kappa / \Delta^2. \quad (15)$$

Функция $\varepsilon(\phi)$ монотонно спадает с флюенсом в случае $\alpha > 1/2$. В случае $\alpha < 1/2$ поведение этой функции существенно немонотонно: она спадает до минимума при росте флюенса $\phi < \phi_{\min}$ и растет при $\phi > \phi_{\min}$, причем $\varepsilon(\phi) < 0$ при $0 < \phi < \phi_0$ и $\varepsilon(\phi) > 0$ при $\phi > \phi_0$, где

$$\phi_0 = \frac{\kappa^2}{3\nu\theta\Delta^2} = \frac{\kappa\alpha}{3\nu\theta}.$$

Зависимость флюенса ϕ от относительного объема ε при $\phi < \phi_{\min}$ и $\phi > \phi_{\min}$ определяется

соответственно двумя ветвями аналитической функции $f(y)$:

$$\frac{\phi}{\phi_0} = f_{\pm}(3\nu\varepsilon); \quad f_{\pm}(y) = \frac{(1-y)^2}{2} \left[1 \pm \sqrt{1 + \frac{4y}{\alpha(1-y)^2}} \right].$$

Кривая $\varepsilon(\phi)$ достигает минимума при $\phi = \phi_{\min}$:

$$\phi_{\min} = \frac{2\phi_0}{(1 + \sqrt{1 - \alpha})^2}; \quad \varepsilon(\phi_{\min}) = -\frac{1}{3\nu} \frac{\alpha}{(1 + \sqrt{1 - \alpha})^2}.$$

При малой дозе облучения относительное удлинение $\varepsilon_i(\phi)$ линейно зависит от флюенса и

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 \cong -\frac{\alpha(1 - 3\Delta)}{9\nu} \frac{\phi}{\phi_0}; \quad \varepsilon_3 \cong -\frac{\alpha(1 + 6\Delta)}{9\nu} \frac{\phi}{\phi_0}.$$

На рис. 1 полученные деформационные зависимости от флюенса нейтронов сравниваются с экспериментальными данными, которые хорошо описываются малым параметром α (см. уравнение (15)). Поэтому в дальнейшем для упрощения расчетов примем $\alpha \rightarrow 0$.

Как видно на рис. 1, теория дает хорошее согласие с экспериментом. В случае большого набухания $\varepsilon > 0$ развивается новый ансамбль микротрещин, который следует дополнительно принимать во внимание при нахождении зависимости сил внутренних напряжений P_i от дозы облучения. Параметры β_i в выражении (14) выбраны из условия воспроизведения экспериментальной кривой деформации графита. Полученные выражения $\beta_1 \cong \beta_3 \cong 0,33$ показывают, что ансамбль трещин вносит существенный вклад в формирование внутренних напряжений в поликристалле графита.

Первоначальное уменьшение относительного объема ε связано с упругим откликом на внутренние напряжения, появляющиеся в результате формоизменения кристаллитов под действием облучения (см. уравнение (11)). Появление минимума и дальнейший рост объема ε объясняется эволюцией модуля упругости под действием радиационного облучения (см. уравнение (12)).

В случае, если образец находится под действием внешних сил или давлением P , к линейному члену упругой энергии (6) следует добавить также внешние силы, действующие на образец и приводящие к его деформации. При малых размерах образца, сравнимого с размерами кристаллитов, следует учитывать поверхностные эффекты, и для микросталлов вблизи поверхности коэффициент при линейной по вектору деформации $\mathbf{u}$ составляющей упругой энергии в уравнении (4) принимает вид $f_{\alpha}^{ijS} = \sum_{\beta} k_{\alpha\beta}^{ij} (\Delta \mathbf{R}_i)_{\beta}$.

В главном приближении учет влияния поверхности сводится к уменьшению среднего давления $(2P_1 + P_3)/3$, действующего на кристаллит со стороны недеформированной матрицы, в то время как силы p_i внутренних напряжений остаются существенно анизотропными. Пренебрегая изменением анизотропии сил $P_3 - P_1$, энергия образца объема V и площади поверхности S принимает вид

$$E = V \left[\frac{K}{2} \varepsilon^2 + \sum_{\alpha} \mu_{\alpha} \left(\varepsilon_{\alpha} - \frac{1}{3} \varepsilon \right)^2 \right] + V(-SR) \sum_{\alpha} P'_{\alpha} \varepsilon_{\alpha},$$

где

$$\frac{2P'_1 + P'_3}{3} = C \frac{2P_1 + P_3}{3}; \quad P'_3 - P'_1 = P_3 - P_1 \quad (16)$$

и параметр C оценивается как

$$C = 1 - \frac{SR}{V} < 1.$$

Здесь R — характерный размер кристаллита. Минимизируя энергию по ε_{α} , мы приходим к прежним выражениям с заменой сил в уравнении (16). Изменение деформационной кривой под давлением и для образца размером $L \approx 5R$ показано на рис. 2.

Скорость звука в графите определяется изменением упругой энергии тела под действием малых деформаций при прохождении звуковой волны. При наличии микротрещин происходит упругая деформация не только кристаллитов, но и самих микротрещин. В рамках решеточной модели микротрещины могут моделироваться как «дырки» в идеальной кристаллической структуре. Вклад микротрещины в квадратичную часть энергии системы равен энергии таких

дырок с противоположным знаком и описывается выражением

$$E_c = -\frac{1}{2} \sum_{\alpha\beta} k_{\alpha\beta}^{ij} [u_{\alpha}(\mathbf{x}_i) - u_{\alpha}(\mathbf{x}_j)] [u_{\beta}(\mathbf{x}_i) - u_{\beta}(\mathbf{x}_j)]. \quad (17)$$

Раскладывая вектор смещений по градиенту деформации, находим

$$u_{\alpha}(\mathbf{x}_i) - u_{\alpha}(\mathbf{x}_j) = \sum_{\beta} \frac{\partial u_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} \mathbf{n}_{\beta} l,$$

где $\mathbf{n}$ — вектор нормали к поверхности микротрещины; l — толщина микротрещины. Подставляя это выражение в уравнение (17) и усредняя по направлению микротрещин, находим в континуальном приближении их вклад в энергию системы

$$E_c = -\frac{1}{2} \rho \nu \int d\mathbf{x} \frac{\partial u_{\alpha}}{\partial x_{\beta}} \frac{\partial u_{\alpha}}{\partial x_{\gamma}} S_{\beta\gamma}, \quad (18)$$

где ρ — безразмерная концентрация микротрещин, и безразмерный параметр $\nu = l/R$ зависит от строения микротрещин.

Ориентация микротрещин описывается матрицей S с компонентами $S_{\beta\gamma} = \langle n_{\beta} n_{\gamma} \rangle$. В отсутствие ориентационного порядка они пропорциональны символу Кронекера, $S_{\beta\gamma} = \delta_{\beta\gamma}/3$. При наличии ортотропии ориентация микротрещин не является полностью случайной, имеется выделенное направление вдоль единичного вектора $\mathbf{e}$. Поэтому корреляционная функция имеет вид

$$S_{\beta\gamma} = \frac{1-S}{3} \delta_{\beta\gamma} + S e_{\beta} e_{\gamma},$$

где S — введенный впервые в физике жидких кристаллов параметр упорядочения:

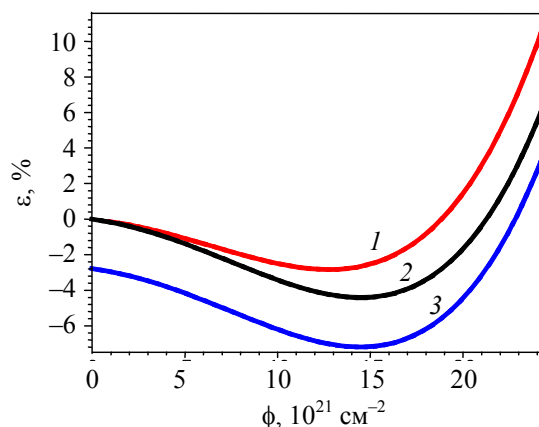
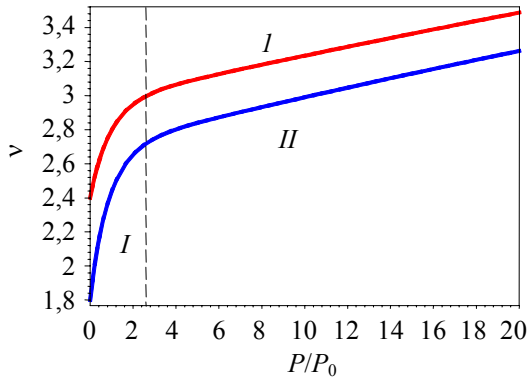


Рис. 2. Влияние размера образца L и внешнего давления P на форму деформационной кривой при $L = 5R$, $P = 0$ (1), $L \gg R$, $P = 0$ (2), $L \gg R$, $P > 0$ (3)



Р и с. 3. Зависимость максимальной (I) и минимальной скорости звука (2) от приложенного давления

$$S = \frac{1}{2} \langle 3 \langle (\mathbf{n}\mathbf{e})^2 \rangle - 1 \rangle,$$

и среднее $\langle \rangle$ в этом выражении вычисляется по всем ориентациям микротрещин.

Для понимания физического смысла скалярного параметра порядка S рассмотрим различные предельные случаи. При $S = 0$ направления $\mathbf{n}$ микротрещин полностью разупорядочены, и они не имеют преимущественной ориентации. В этом случае вклад микротрещин сводится только к перенормировке модуля сдвига μ изотропного твердого тела, $\mu \rightarrow \mu(1 - 2\nu/3)$. В случае $S = 1$ нормаль $\mathbf{n}$ к микротрещинам направлена вдоль оси $\mathbf{e}$, в другом предельном случае $S = -1/2$ она лежит в плоскости, перпендикулярной оси $\mathbf{e}$. В общем случае $-1/2 < S < 1$, параметр порядка характеризует вероятность нахождения микротрещины с заданной ориентацией нормали к поверхности.

Используя выражения (6) и (18), находим эффективный модуль упругости на волновом векторе $\mathbf{q}$

$$\mu_*(\theta) = \mu^0 - 9\epsilon - \rho\mu\nu \left(\frac{1-S}{3} + S \cos^2 \theta \right), \quad (19)$$

определяющий скорость звука поперечных звуковых волн $v(\theta) = \sqrt{\mu_*(\theta)/\rho_G}$. Здесь ρ_G — плотность графита; θ — угол между направлением волнового вектора $\mathbf{q}$ звуковой волны и осью ортотропии $\mathbf{e}$. Член 9ϵ описывает деформационную зависимость модуля упругости (8). Последний член в этом выражении определяет анизотропный вклад ансамбля микротрещин в эффективный модуль упругости для заданного направления волнового вектора $\mathbf{q}$ звуковой волны.

Рассмотрим изменение скорости звука под действием внешнего давления P . При сдавливании образца объем, занятый микротрещинами, уменьшается, и они могут схлопнуться при $P \gg P_0$. При малом давлении их толщина линейно уменьшается с ростом давления P . С увеличением давления становятся существенными нелинейные эффекты, и при больших $P \gg P_0$ параметр $\nu = l/R$ экспоненциально мал. Поэтому для произвольного давления P зависимость $v(P)$ может быть экстраполирована выражением

$$v(P) = v_0 \exp(-P/P_0),$$

где параметр $v_0 \approx 1$; P_0 — характерное давление схлопывания микротрещин. Зависимость относительного изменения объема тела ϵ от давления P находится из условия минимума энергии (6) по ϵ . Подставляя полученное выражение $\epsilon = -P/K$ в формулу (19), для эффективного модуля упругости находим окончательное выражение

$$\mu_*(\theta, P) = \mu + \frac{9}{K} P - \rho\mu\nu_0 \times \exp(-P/P_0) \left(\frac{1-S}{3} + S \cos^2 \theta \right).$$

Последний член в этом выражении определяет вклад кристаллографической текстуры в эффективный модуль. При большом давлении $P \gg P_0$ он обращается в нуль, и скорость звука определяется только первым членом в этом выражении. Характерный вид зависимости скорости звука от давления показан на рис. 3. В области малого давления (I) основной вклад вносят микротрещины, большого давления (II) — кристаллографическая текстура.

Выводы. Впервые предложена аналитическая теория, в которой на основе рассмотрения ортотропного континуума со случайно расположенными формоизменяющимися включениями (кристаллитами) удалось связать развитие внутренних напряжений с эволюцией ансамбля микротрещин. Показано, что предложенная теория позволяет объяснить все известные радиационно-индуцированные макроэффекты: эволюцию изменения поперечных и продольных относительно оси ортотропии размеров, объема, модуля упругости с дозой облучения, а также учесть влияние масштабного фактора и внешней нагрузки на кривые формоизменения и модуля уп-

ругости графита. Вычислена угловая зависимость скорости звука относительно оси ортотропии, предсказано ослабление эффекта ортотропии под давлением.

Эффект упрочнения кристаллитов под действием облучения может быть легко учтен соответствующей перенормировкой параметров модели.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Simmons J.** Radiation Damage in Graphite. London: Pergamon Press, 1965.
2. **Островский В.С., Виргильев Ю.С., Костиков В.И., Шипков Н.Н.** Искусственный графит. М.: Металлургия, 1986.
3. **Kelly B.** Radiation damage in graphite and its relevance to reactor design. — *Progress in Nucl. Energy*, 1978, v. 2, p. 219—269.
4. **Shtrombakh Ya.I., Gurovich B.A., Platonov P.A., Alekseev V.M.** Radiation damage in graphite and carbon-graphite materials. — *J. Nucl. Mater.*, 1995, v. 225, p. 273—301.
5. **Kelly B., Martin W., Nettley P.** Dimensional changes in pyrolytic graphite under fast-neutron irradiation. — *Phil. Trans. Roy. Soc. A*, 1966, v. 1260, p. 37—49.
6. **Kelly B., Martin W., Nettley P.** Dimensional changes in polycrystalline graphites under fast-neutron irradiation. — *Ibid.*, p. 51—71.
7. **Hall G., Mansde B., Fok S., Smart J.** The relationship between irradiation induced dimensional change and the coefficient of thermal expansion: a modified simmons relationship. — *Nucl. Engng Des.*, 2003, v. 222, p. 319—330.
8. **Baker C., Kelly A.** The effect of neutron irradiation on the elastic moduli of graphite single crystals. — *Phil. Mag.*, 1964, v. 9, p. 927—951.
9. **Лебедев И.Г.** О влиянии масштабного фактора на формоизменение графитов при нейтронном облучении. — *Труды НИИАР*, 1966, вып. 1(2), с. 23.
10. **Платонов П.А., Гурович Б.А., Штромбах Я.И., Карпухин В.И.** Трансмиссионное электронно-микроскопическое исследование структурных изменений в поликристаллическом конструкционном графите после высокотемпературного облучения: Препринт ИАЭ-4233/11, 1985.
11. **Berre C., Fok S., Marsden B. e.a.** Numerical modeling of the effects of porosity changes on the mechanical properties of nuclear graphite. — *J. Nucl. Mater.*, 2006, v. 352, p. 1—5.
12. **Hall G., Marsden B., Fok S.** The microstructural modeling of nuclear grade graphite. — *Ibid.*, 2006, v. 353, p. 12—18.
13. **Tsang D., Marsden B.** The development of a stress analysis code for nuclear graphite components in gas-cooled reactors. — *Ibid.*, v. 350, p. 208—220.

Поступила в Редакцию 5.06.08

УДК 621.039.59+551

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЯЧЕИСТУЮ СТРУКТУРУ СТенок КАМЕРЫ ЯЭУ

*Соловьев В.О. (Ин-т машиноведения РАН им. А.А. Благонравова),
Христофоров Б.Д. (Ин-т динамики геосфер РАН)*

В связи с предложениями по созданию импульсных ядерных энергетических установок, использующих реакции синтеза и деления, исследуются ударно-волновые процессы в жидкометаллических теплоносителях и жестких стенках камеры реактора при воздействии рентгеновского излучения и других поражающих факторов [1—4]. Для определения способов