

## О ВЛИЯНИИ ОБЛУЧЕНИЯ НА УПРУГИЕ МОДУЛИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*И.М. Неклюдов, В.Н. Воеводин, И.Н. Лантев, А.А. Пархоменко*  
*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,*  
*Харьков, Украина*  
*E-mail: parkhomenko@kipt.kharkov.ua*

На основе анализа литературных данных и результатов, полученных авторами, рассмотрены общие закономерности влияния облучения в широком интервале доз и температур на упругие модули металлических материалов. Проанализированы влияние типа кристаллической решетки и роль границ зерен. Изучена связь изменения упругих модулей с температурой испытаний, изменением параметра кристаллической решетки и радиационным охрупчиванием реакторных материалов.

### ВВЕДЕНИЕ

Изучение влияния облучения на механические свойства материалов продолжает занимать одно из ведущих мест в радиационном материаловедении. Наиболее исследованы процессы *пластической деформации облученных материалов с различным типом кристаллической решетки в широком интервале доз и температур облучения* [1]. Вместе с тем, многие вопросы поведения облученных материалов в *упругой области деформаций* оставались не изученными. Среди них – влияние облучения на упругие модули материалов.

Изменение упругих модулей при больших концентрациях точечных дефектов было впервые теоретически исследовано более полувека назад Динсом [2]. Его расчеты показали, что упругие константы меди должны увеличиваться приблизительно на 10% на 1% межузельных атомов, но уменьшаться приблизительно на 1% на 1 ат.% вакансий.

Другие авторы обнаружили отличие величины эффекта от расчетов Динса не только на несколько порядков (!) по величине [3], но также и в знаке самого эффекта. Например, Зенер [4] предсказал уменьшение сдвиговых модулей как вакансиями, так и интерстициями. В обзоре Голанда [5], вышедшем более чем через четверть века после работы Динса, отмечается «...плохое состояние теории влияния дефектов на упругие свойства материалов...» и наличие неоднозначности в предполагаемом изменении под облучением упругих констант.

Анализ современного состояния проблемы показывает, что, несмотря на длительную историю и большой объем информации о влиянии облучения на упругие модули, общие закономерности их изменения под облучением в широком интервале доз и температур еще не установлены. Кроме того, эти изменения до сих пор не учитываются должным образом в *моделях эволюции дефектных структур*. В них упругие модули входят как параметр, но изменение самого модуля не принимается в расчет. Вместе с тем следует ожидать «модульных» эффектов при влиянии облучения не только на изменение механических свойств (что очевидно), но

и на структурно-физические свойства, такие как набухание [6].

Целью работы было установление общих закономерностей влияния облучения на упругие модули металлических материалов в широком интервале доз и температур облучения.

### 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА

В работе приведены результаты исследований влияния облучения на упругие характеристики материалов с различным типом кристаллической структуры: ванадия, алюминиевых сплавов типа Д16АТ, аустенитной стали Х16Н11М3, никеля, ферритоперлитной стали 15Х2НМФА.

Облучение проводилось различными типами частиц.

1. Высокоэнергетическими электронами с энергией  $E = 225$  МэВ (при  $T_{\text{обл}} \leq 190$  °С и дозах 0,002...0,2 сна) на ускорителе ЛУ-2 ГэВ. Достоверность результатов имитации реакторного облучения при этом обеспечивается уникальной возможностью ( $e, \gamma$ )-пучков создавать в материале не только точечные, но и сложные комплексные дефекты, одновременно насыщая материал продуктами ядерных реакций [7].

2. Тяжелыми ионами хрома с энергией 1,8 МэВ на ускорителе ЭСУВИ до доз 1 сна при температурах 200...290 °С.

Кроме этого, нами были использованы полученные ранее экспериментальные результаты влияния облучения нейтронами в реакторе ИВВР-М ИЯИ НАНУ до дозы 1 сна ( $T_{\text{обл}} = 350$  °С).

Для определения упругих модулей было использовано несколько методов:

- «статический», основанный на измерении угла упругого участка кривой растяжения;
- «резонансный», позволяющий определять модули упругости, исходя из частот собственных колебаний образцов [8];
- наноиндентирования по методике Оливера-Фара [9] для определения модуля упругости стали 15Х2НМФА, облученной при температуре 290 °С, соответствующей рабочей температуре реактора ВВЭР-1000.

Понимая, что значения *модулей Юнга и модуля сдвига* различных материалов, определенные этими методами, будут различаться (что затрудняет их

сравнение между собой, а также с литературными данными), мы рассматривали их относительное изменение под облучением. При этом все изменения были соотнесены к параметру, по которому идет сравнение степени повреждаемости материалов в радиационной физике, – числу смещений на атом (сна).

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА УПРУГИЕ МОДУЛИ

На рис. 1 приведены кривые растяжения исходного и облученного ванадия. Видно, что облучение уже при очень низких дозах (порядка тысячных смещений на атом) приводит не только к увеличению предела текучести, уменьшению удлинения до разрушения, но и к увеличению угла наклона упругого участка кривой растяжения, характеризующего модуль Юнга материала ( $\alpha_2 > \alpha_1$ ). Простые оценки показывают, что относительный рост модуля упругости при этом составляет порядка 5...6%.

В условиях полного отсутствия деформационного упрочнения у облученного ванадия, когда величина нагрузки на образец во время деформации не выходит за рамки упругой области, роль упругой деформации после облучения возрастает. Кроме того, изменение вида кривой растяжения однозначно свидетельствует о главном вкладе в радиационное упрочнение так называемого «источникового упрочнения», связанного с затруднением генерации дислокаций в облученных, деформируемых при низких ( $T \leq 0,3T_{пл}$ ) температурах материалах. Наибольший эффект от «источникового упрочнения» наблюдается на ОЦК-металлах и сплавах [1].

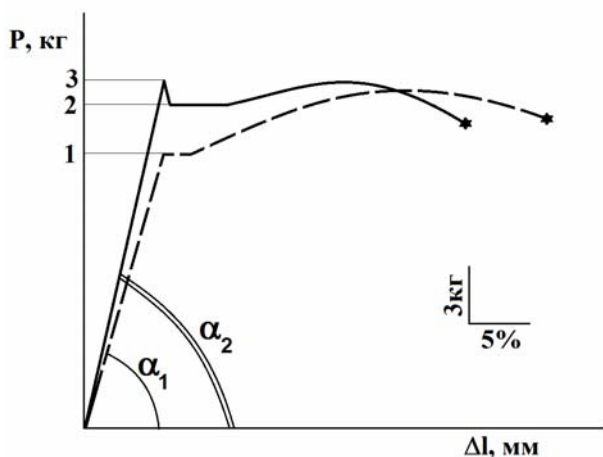


Рис. 1. Кривые растяжения исходного (пунктирная) и облученного (сплошная) до  $2 \cdot 10^3$  сна ванадия ( $T_{исп} = 20^\circ\text{C}$ ). Точка 1 соответствует нагрузке, определяющей предел текучести; точки 2 и 3 – нагрузкам, определяющим соответственно нижний и верхний пределы текучести облученного ванадия

На рис. 2 представлены результаты влияния облучения на относительное изменение модуля упругости алюминиевого сплава. Как и на образцах ванадия, облучение ( $T_{обл} = 100^\circ\text{C}$ ) привело к

относительному увеличению модуля упругости сплава Д16АТ –  $\Delta E/E$  на 5...7%. Как видно из рисунка, величина эффекта слабо зависит от температуры, т. е. носит атермический характер.

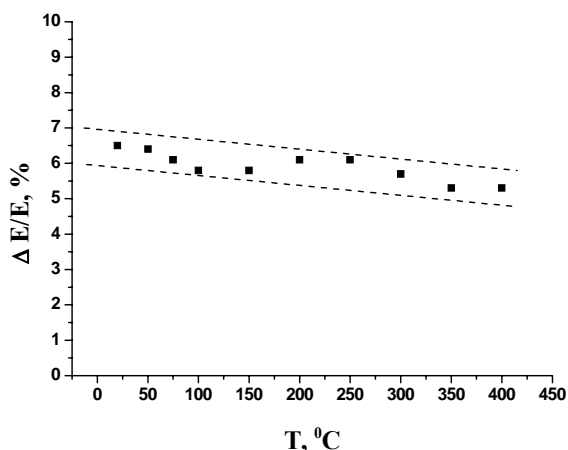


Рис. 2. Температурная зависимость изменения модуля упругости сплава Д16АТ. Доза 0,11 сна

Измерение модуля сдвига реакторной стали 0Х16Н11М3 было проведено после реакторного облучения (рис. 3). После набора флюенса нейтронов  $2 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-2}$  (порядка одного сна) увеличение модуля сдвига по сравнению с исходным состоянием составляло в среднем 13...14%. Важно отметить, что изменение угла наклона температурной зависимости модуля сдвига после облучения до температуры испытания  $600^\circ\text{C}$  не происходит, что свидетельствует об атермическом характере эффекта увеличения модуля сдвига в результате облучения.

В этих же условиях эксперимента было изучено влияние реакторного облучения на модуль сдвига никеля технической чистоты\*. В этом случае модуль сдвига при том же флюенсе ( $2 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-2}$ ) увеличился на 6...8%.

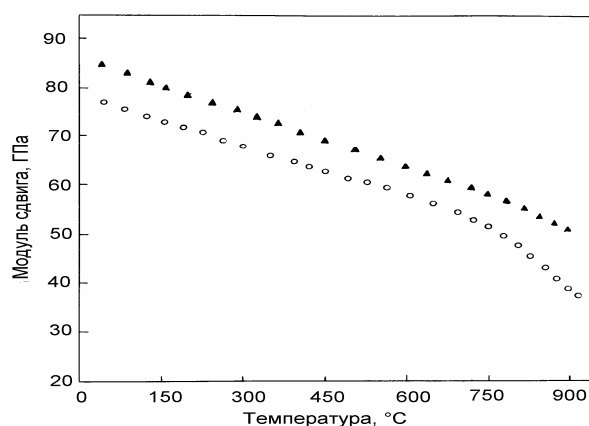


Рис. 3. Температурная зависимость модуля сдвига стали 0Х16Н11М3 исходной (о) и облученной в реакторе до флюенса  $2 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-2}$  (Δ)

\*Измерения были проведены Э.У. Гриником (ИЯИ НАНУ).

## 2.2. СРАВНЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ С ЛИТЕРАТУРНЫМИ ДАННЫМИ

На рис. 4 показано изменение упругих модулей материалов с различным типом кристаллической структуры после облучения в реакторах и на ускорителях. При этом не делалось различия между модулем сдвига и модулем упругости с учетом того, что их изменения близки по абсолютной величине. Там, где имелись одновременно данные по модулю сдвига и модулю Юнга, точка на графике стоит в центре соответствующего разброса данных. По оси абсцисс отложена доза облучения, по оси ординат – относительное изменение модулей  $\Delta M/M$  ( $\Delta G/G$ ,  $\Delta E/E$  соответственно) в процентах. Ошибка в определении величины  $\Delta M/M$  составляет  $\pm 1\%$ .

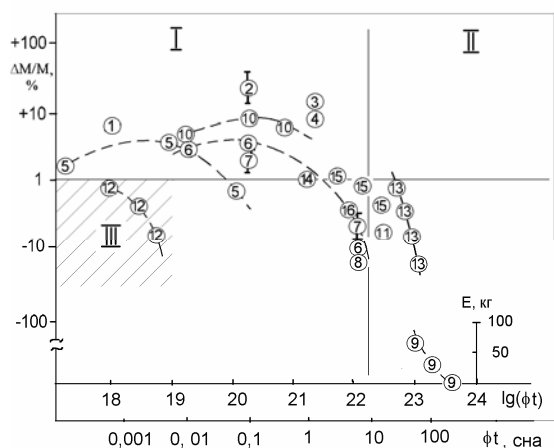


Рис. 4. Зависимость относительного изменения упругих модулей ( $\Delta M/M$ ) от флюенсов реакторного облучения ( $\lg \phi t$ ) и облучения на ускорителе ( $\phi t$ , сна).

По данным настоящей работы: 1 – ванадий, 2 – алюминийевые сплавы, 3 – сталь X16H1M3, 4 – никель технический; 5 – медь [10, 10a]; 6 – молибден [10, 11]; 7 – вольфрам [10, 11]; 8 – ниобий [11]; 9 – сталь 316 [12] (для этого материала мы нанесли дополнительную ось, чтобы показать катастрофическое падение модуля упругости при распухании); 10 – железо [13]; 11 – ферритомартенситная сталь [14]; 12 – аустенитная сталь 03X20H16 [15]; 13 – аустенитная сталь 0X16H15M2 [16]; 14 – корпусная сталь 15X2MНФА по данным настоящей работы; 15 – аустенитная сталь 17X18H9 [17]; 16 – ванадий [33]

Представленную зависимость можно разбить условно на три области: по дозам и температурам облучения. Первая – основная область, охватывающая широкие интервалы доз (0,0001...1 сна) и температур облучения (60...350 °C). Второй области соответствуют дозы до сотен смещений на атом, где при высоких температурах облучения происходит распухание материалов. Третья область соответствует криогенным температурам облучения и дозам, не превышающим 0,01 сна.

*Область I.* Анализируя представленные данные, можно сказать, что изменение упругих модулей подчиняется одной и той же закономерности: при низких дозах облучения (до  $10^{-1}$  сна) наблюдается сравнительно небольшой рост модулей, который сменяется при больших флюенсах не только их резким снижением, но даже переходом при дозах порядка 1 сна к отрицательным значениям.

*Область II.* Эта область соответствует не только температурно-дозовому интервалу проявления радиационного охрупчивания, но и эффекту радиационного распухания. Видно, что облучение приводит к уменьшению значений упругих модулей, уже начиная с доз порядка нескольких смещений на атом [17]. В качестве примера экстремальных изменений модуля на рис. 4 приведены данные по аустенитной нержавеющей стали типа 316, у которой при флюенсе порядка 180 сна упругие модули упали практически до нуля [12].

*В области криогенных температур (область III)* у всех материалов независимо от типа кристаллической структуры наблюдается эффект снижения модулей под облучением [5]. В этом интервале температур наблюдается та же несимметричная кривая дозовой зависимости с максимумом (рис. 5), что и в I интервале.

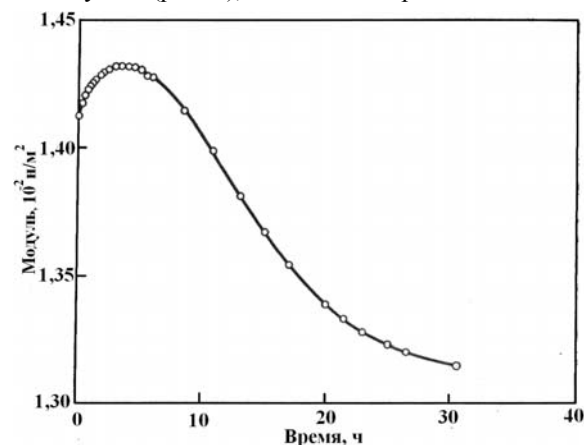


Рис. 5. Зависимость модуля упругости меди от продолжительности облучения альфа-частицами при 20 K [18]

## 2.3. СВЯЗЬ ИЗМЕНЕНИЯ УПРУГИХ МОДУЛЕЙ И ПАРАМЕТРА РЕШЕТКИ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Величина упругого модуля ( $E$ ) имеет сильную зависимость от параметра кристаллической решетки [19]:

$$E = E_0 (a_0/a)^m, \quad (1)$$

где  $E_0$  – исходный модуль упругости;  $a_0$  и  $a$  – начальный и текущий параметры кристаллической решетки соответственно;  $m$  – показатель степени, равный  $\sim 25$ .

Для выяснения физической природы эффектов изменения модулей в результате облучения представлял интерес анализ изменения параметров решетки материалов под облучением.

Результаты рентгеновского анализа изменения параметров решетки ( $\Delta a/a$ ) молибдена, железа, меди и никеля, облученных в реакторах на тепловых и

быстрых нейтронах, приведены в [20-25]. Полученные в работах зависимости имеют немонотонный характер и форму несимметричного колокола.

На рис. 6 приведены результаты дозовой зависимости изменения параметра решетки материалов с различным типом кристаллической структуры, облученных быстрыми нейтронами. Видно, что по сравнению с ОЦК-материалом (Mo) у материалов с ГЦК-типом кристаллической решетки происходит сдвиг зависимости в область более низких доз одновременно со снижением величины эффекта облучения. Это различие находит свое объяснение в рамках экспериментальных исследований [26], установивших сдвиг порога вакансионной кластеризации в сторону более низких доз у ГЦК-материалов по сравнению с ОЦК почти на два порядка величины, одновременно со снижением концентрации самих кластеров.

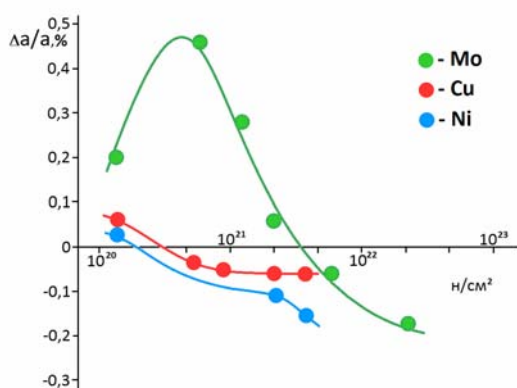


Рис. 6. Изменение параметра решетки железа, молибдена и никеля под действием облучения быстрыми нейтронами. Mo и Ni – данные работы [23, 25], Cu – работы [24]

### 3. ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Для объяснения эффектов, описанных выше, используем представления, развитые в работе [22, 27] и ставшие общепринятыми в физике радиационных повреждений. В соответствии с ними суммарное изменение параметра решетки облученного материала определяется конкуренцией процессов накопления межузельных атомов и вакансий (в различных конфигурациях):

$$(\Delta a/a) = 1/3(C_i n_i - C_v n_v), \quad (2)$$

где  $C_i$ ,  $C_v$  – соответственно концентрации межузельных и вакансионных кластеров, а  $n_i$  и  $n_v$  – средние числа дефектов в них.

Рассмотрим вклад межузельных атомов в дозовую эволюцию  $\Delta a/a$ . Согласно работам [28, 29 и др.] следует обратить внимание на следующие особенности:

- на начальных этапах облучения (начиная с доз порядка 0,001 и до 0,05...0,1 сна) основную роль в эволюции дефектной структуры играют межузельные атомы и их комплексы;
- в широком диапазоне энергий ПВА от 0,5 до 20 кэВ межузельные атомы образуют почти исключительно одиночные внедрения, ди-внедрения

и три-внедрения. Более 99% внедрений в меди и более 99,5% внедрений в железе соответствуют этим конфигурациям.

При низких дозах облучения, не превышающих  $10^{-2}$  сна, «работает» линейная зависимость параметра решетки от концентрации межузельных атомов  $n_i$ :

$$\Delta a/a = n_i \Delta\Omega/\Omega_0, \quad (3)$$

где  $\Delta\Omega$ ,  $\Omega_0$  – релаксационный объем межузельных атомов в решетке и атомный объем совершенного кристалла соответственно.

Можно математически показать, что с увеличением дозы и ростом межузельной кластеризации величина  $\Delta a/a$  становится пропорциональной  $rm^{2/3}$ , где  $r$  – количество скоплений по  $m$  точечных дефектов в каждом. При этом рост скоплений сопровождается уменьшением концентрации точечных дефектов [30]. Таким образом, вклад отдельного межузельного атома в изменение периода решетки уменьшается с ростом кластера. Это должно привести к отклонению от линейной зависимости  $\Delta a/a$  от дозы, как это показано на кривой 1 рис. 7.

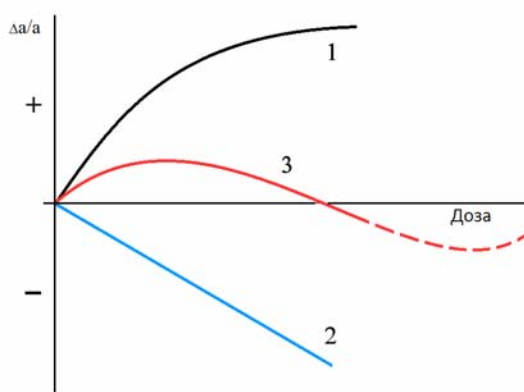


Рис. 7. Схема изменения параметра решетки облученного материала с учетом особенностей дозовой эволюции межузельных (кривая 1), вакансионных (кривая 2) кластеров; 3 – результирующая кривая. Пунктиром обозначен переход к растяжению при больших дозах (см. область II, рис. 4)

В противоположность этому вклад одиночных вакансий не только не уменьшается, а даже увеличивается с ростом количества вакансий в кластерах (см. рис. 7, кривая 2) [29]. Это приводит к увеличению отрицательного вклада в  $\Delta a/a$  с увеличением дозы облучения и в итоге к зависимости, представленной на рис. 7 (кривая 3).

Пунктирная часть кривой 3 отражает прогноз изменения параметра решетки при высоких дозах и температурах облучения. Авторы полагают, что рост на этой части кривой 3 соответствует росту пористости в облученных материалах при дозах порядка десятков смещений на атом, когда в материале формируется состояние гидростатического растяжения решетки.

Эта простая модель позволяет по данным дозовых зависимостей параметра решетки материалов прогнозировать поведение их модулей.

Облучение может изменять упругие модули несколькими путями:

- увеличивать вследствие усиления атомных связей в решетке при введении в нее межузельного атома, на что указывал еще Динс [2];

- уменьшать ослаблением межатомных связей в кристаллической решетке, вызванным вакансиями и их кластерами;

- увеличивать вследствие влияния радиационных дефектов на закрепление дислокации [5].

Так, при введении в кристалл межузельных атомов и росте при этом параметра решетки может возникать дополнительное взаимодействие на расстояниях, меньших, чем расстояние между ближайшими соседями, что устраняет кажущееся противоречие с формулой (1).

По мере развития с флюенсом облучения кластеризации вакансий вклад междоузлий будет компенсироваться уменьшением модуля за счет ослабления сил межатомных связей.

Одним из доказательств связи уменьшения модулей с образованием кластеров вакансий являются результаты измерения модулей на закаленных образцах. Как правило, закаленные образцы обладают наиболее низкими значениями модуля сдвига почти во всем интервале температур [32].

И, наконец, прямым доказательством решающей роли вакансионной кластеризации в падении упругих модулей являются данные работы [12], свидетельствующие о падении до нуля модуля упругости при уровне распухания ~ 30% и нулевой пластичности.

Принципиально важную роль в процессе роста упругого модуля в данных условиях облучения (доза меньше 1 сна, температура облучения ниже  $0,35 T_{пл}$ ) может играть установленный нами ранее эффект усиления ковалентной составляющей межатомных связей в облученных металлах [31].

**Влияние температуры испытаний и границ зерен.** Результаты, представленные на рис. 2, 3 (ГЦК-материалы), а также подобные им температурные зависимости ряда материалов с ОЦК-типом кристаллической решетки [33] показывают, что в широком интервале температур испытаний (до  $0,45...0,5 T_{пл}$ ) изменение модулей в результате облучения практически не зависит от температуры.

Такая же (атермическая) зависимость наблюдается и для величины радиационного упрочнения материалов, облученных в реакторах высокоэнергетическими электронами с энергией  $E = 225$  МэВ тяжелыми ионами, т. е. в условиях каскадообразующего облучения [34].

Вместе с тем, при некоторой температуре (порядка  $750^\circ\text{C}$  для аустенитной стали) температурной зависимости модуля сдвига имеется перегиб, наиболее ярко выраженный у необлученного материала (см. рис. 3). Этот перегиб связан с температурой начала зернограничной

релаксации и определяется интенсивностью протекания процессов зернограничной деформации [8].

Анализ выполненных в этом направлении исследований в ИЯИ НАН Украины под руководством В.С. Карасева и Э.У. Гриника показал, что непосредственно под действием реакторного облучения максимумы зернограничной релаксации сдвигаются в область низких температур, а модули сдвига железа и никеля уменьшаются (рис. 9) [35].

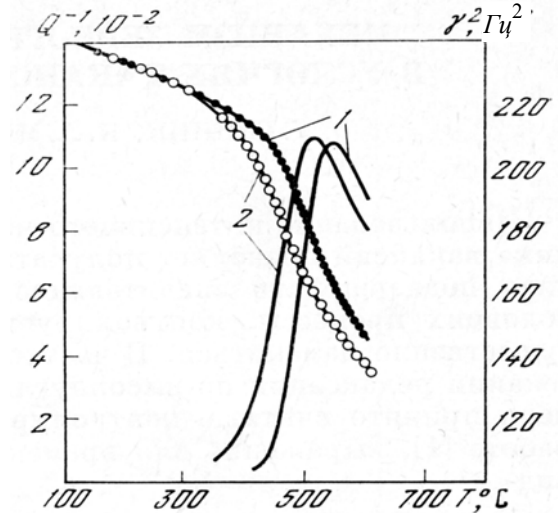


Рис. 8. Температурная зависимость внутреннего трения и модуля сдвига поликристаллического образца железа в исходном состоянии (1) и в процессе облучения нейтронами (2) [35]

Расчеты, проведенные в работе [35], показали, что изменения температуры зернограничного максимума и значений модуля могут быть связаны с вакансионной пересыщенностью, достигающей значений порядка 6, и влиянием ее на процессы зернограничной релаксации и зернограничного проскальзывания. Этими же авторами при облучении сплава Fe-B<sup>11</sup> [36] был установлен эффект плотности потока нейтронов, заключающийся в том, что значения модуля сдвига в процессе нейтронного облучения ниже, чем при остановленном реакторе (в интервале температур испытания  $350...630^\circ\text{C}$ ). Смещение в сторону низких температур зернограничного пика внутреннего трения и уменьшение модуля сдвига были также зафиксированы в работе [37], выполненной на образцах никеля, облученных высокоэнергетическими электронами с энергией  $E = 225$  МэВ.

В качестве ответа на вопрос о конкретных механизмах влияния облучения на свойства границ сошлемся на результаты работы [34], где было показано, что при облучении границы зерен становятся ненасыщаемыми стоками для так называемых внесенных зернограничных дислокаций, что обеспечивает повышение интенсивности процесса зернограничной деформации (релаксации) в облученных материалах. В результате наблюдаются сдвиг зернограничного максимума в

область низких температур и соответствующее ему снижение модуля (см. рис. 8).

**Радиационное охрупчивание и изменение упругих модулей.** Следует отметить, что зависимость, приведенная на рис. 4, отражает еще и поведение модулей в различных интервалах радиационного охрупчивания. Стадия роста соответствует (в большинстве случаев) интервалу температур, который принято называть низкотемпературным радиационным охрупчиванием, а стадия падения – средне- и высокотемпературным радиационным охрупчиванием (свыше 350...500 °С).

При описании этих эффектов следует учитывать современный синергетический подход к процессу деформирования. Одним из основных понятий этого подхода является понятие об иерархии микро-, мезо- и макромасштабов структурных уровней пластической деформации. Согласно теории процессов самоорганизации структуры в деформированном материале характерный масштаб областей, в которых рассеивается избыточная энергия при деформации,  $L_S \sim G$ , где  $G$  – модуль сдвига [38]. В ГЦК- и ОЦК-материалах, облученных до доз, не превышающих несколько смещений на атом, и при температурах до  $0,35 T_{пл}$  (см. область I, рис. 4) упругие модули растут, и в соответствии с указанной выше теорией должен увеличиваться масштаб  $L_S$ -областей самоорганизации диссипативных структур в деформированном облученном материале, что и было установлено в работе [34].

В области II при высоких дозах (180 сна) и температурах облучения (400...500 °С), при величине распухания более 30%, в условиях отсутствия сдвиговых мод гидростатические напряжения растяжения приводят к резкому снижению объемного модуля и к полному охрупчиванию аустенитной стали уже при напряжениях намного ниже предела текучести материала [12].

## ВЫВОДЫ

Анализ результатов исследования влияния облучения высокоэнергетическими электронами, пучками тяжелых ионов, нейтронами позволил впервые установить дозовую зависимость изменения упругих модулей материалов с различным типом кристаллической решетки в широком интервале доз и температур облучения, которые имеют одинаковый так называемый «колоколообразный» характер:

– при низких флюенсах облучения (менее  $10^{-1}$  сна) наблюдается сравнительно небольшой рост модулей, который затем сменяется их уменьшением. При этом изменение модулей остается положительным вплоть до доз, соответствующих нескольким смещений на атом;

– установлена корреляция изменений упругих модулей и параметра кристаллической решетки металлов с дозой. Показано, что такие зависимости соответствуют конкуренции процессов

кластеризации межузельных атомов (на начальных этапах облучения) и вакансионной кластеризации с ростом дозы облучения;

– изменение модулей имеет атермический характер вплоть до температур, соответствующих началу процессов зернограничной релаксации;

– изменение модуля сдвига под облучением находится в соответствии с закономерностями развития радиационного охрупчивания материалов, свидетельствующими о росте в результате облучения масштаба структурного уровня деформации материала.

Авторы благодарят В. Савченко, И. Колодия, М. Тихоновского за помощь в проведении экспериментов, Е. Крайнюка за помощь при подготовке к публикации.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.Н. Воеводин, Л.С. Ожигов, И.Н. Лаптев, И.М. Неклюдов, А.А. Пархоменко. Кооперативные моды радиационного охрупчивания // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2012, №5, с. 51-62.

2. G.J. Diens. A theoretical estimate of the effects of radiation on the elastic constants of simple metals // *Physical Review*. 1952, v. 86, p. 228-235.

3. D. Konig, J. Volkland, W. Shilling.  $\alpha$ -particles irradiation of copper // *Phys. Stat. Solidi*. 1964, v. 7, p. 591-597.

4. C. Zener. Influence of the irradiation on the shear modulus of copper // *Acta Crystallogr.* 1949, №2, p. 121-123.

5. А. Голанд. Современное изучение точечных дефектов в металлах // *Точечные дефекты в твердых телах*. М.: «Мир», 1979, 371 с.

6. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационная физика и распухание материалов*. Киев: «Наукова думка», 1989, 385 с.

7. V.F. Zelenskij, I.M. Neklyudov, L.S. Ozhigov, V.V. Gann, A.A. Parkhomenko, B.V. Borts, V.F. Stefanov. Utilization of electron accelerators for simulation and studies of radiation effects on mechanical properties of fusion reactor materials // *J. Nucl. Mater.* 1993, v. 207, p. 280-285.

8. И.Н. Францевич, Ф.Ф. Ворон, С.А. Бакута. *Упругие постоянные металлов и неметаллов*. Киев: «Наукова думка», 1982, 286 с.

9. W.E. Oliver, G.M. Pharr. An improved technique for determined hardness and elastic modulus // *J. Mater. Res.* 1992, v. 7, p. 1564-1573.

10. Ю.Н. Покровский, В.И. Вихров, В.Н. Переверзенцев. *Внутреннее трение в металлах и сплавах*. М.: «Наука», 1966, с. 66-81.

10а. N.M. Simpson. Irradiation effects on bcc-materials // *Radiation Effects*. 1976, v. 27, p. 195-201.

11. М.И. Захарова, Н.А. Артемов. Радиационные эффекты и свойства металлов с ОЦК- и ГПУ-решетками // *Материалы Международной конференции «Радиационное материаловедение» (Алушта, 29 мая – 3 июня 1990 г.)*. Харьков: ХФТИ, 1990, т. 7, с. 46-53.

12. F.H. Huang. Comparison of fracture behaviour for low-swelling ferritic and austenitic alloys // *Engineering Fracture Mechanics*. 1992, v. 43, p. 733-748.
13. В.С. Карасев, Э.У. Гриник, А.Н. Ефимов. Релаксационные характеристики облученного железа // *Атомная энергия*. 1973, т. 34, с. 397-400.
14. M.I. Zakharova, N.A. Artemov, P.V. Petrov. Elastic modulus and thermal conductivity of neutron irradiated ferritic – martensitic steel // *J. Nucl. Mater.* 1996, v. 233-237, p. 280-284.
15. А.В. Козлов. Действие нейтронного облучения на металлы при различных температурах и возможность самоорганизации протекающих при этом процессов // *Физика элементарных частиц и атомного ядра*. 2006, т. 37, №4, с. 1109-1150.
16. I.I. Balashov, E.N. Shcherbakov, A.V. Kozlov, I.A. Portnykh, F.A. Garner. Influence of radiation – induced voids and bubbles on physical properties of austenitic structural alloys // *J. Nuc. Mater.* 1996, v. 233-237, p. 280-284.
17. E.N. Sherbakov, A.V. Kozlov, P.I. Yagovitin, M.V. Evseev, E.A. Kinev, I. Isobe, M. Sagisava, N. Sekimura, F.A. Garner. Influence of damage rate on physical and mechanical properties and swelling of 18Cr-9Ni austenitic steel // *J. Nucl. Mater.* 1993, v. 207, p. 280-285.
18. D. Konig, J. Volkland, W. Schilling // *Phys. Status Solidi*. 1964, v. 7, p. 577.
19. Я.Б. Фридман. *Механические свойства металлов*. М.: «Обorongиз», 1952, 155 с.
20. R.E. Stoller, F.J. Walker, E.D. Specht, D.M. Nicholson, R.I. Barabash, P. Zschack, G.E. Ice. Diffuse X-ray scattering measurements of point defects and clusters in iron // *J. Nucl. Mater.* 2007, v. 367-370, p. 269-275.
21. Ш.Ш. Ибрагимов, А.Г. Кармилов. Исследование свойств облученного нейтронами железа // *Физика металлов и металловедение*. 1963, т. 16, с. 40-45.
22. D.L. Gray and W.V. Cummings. An X-ray diffraction study of irradiated molybdenum // *Acta Met.* 1960, v. 8, p. 446-451.
23. В.М. Косенков. *Рентгенография в реакторном материаловедении*. М.: «Энергоатомиздат», 1985, с. 104.
24. А.А. Кацнельсон, Ю.Д. Гончаренко, Р.Б. Грабова, В.М. Косенков. Рентгеновские исследования облученных нейтронами металлов // *Физика металлов и металловедение*. 1984, т. 57, с. 138-141.
25. А.А. Кацнельсон, Ю.Д. Гончаренко, Р.Б. Грабова, В.М. Косенков. Влияние нейтронного облучения на рентгенодифракционную картину поликристаллического молибдена // *Физика металлов и металловедение*. 1977, т. 44, с. 1105-1107.
26. B.N. Singh, A. Horswell, P. Toft. Effects of neutron irradiation on microstructure and mechanical properties of pure iron // *J. Nucl. Mater.* 1999, v. 171-272, p. 97-101.
27. В.С. Larson. High precision measurements of lattice parameter changes in neutron irradiated copper // *J. Appl. Phys.* 1974, v. 45, p. 514-518.
28. В.В. Кирсанов. *ЭВМ – эксперимент в реакторном материаловедении*. М.: «Энергоатомиздат», 1990, 304 с.
29. В.Ф. Реутов. *Радиационная повреждаемость материалов при облучении высокоэнергетическими легкими заряженными частицами*: Дис. ... докт. физ.-мат. наук. Алма-Ата, 1989, 378 с.
30. В.В. Огородников. *Радиационное повреждение тугоплавких соединений*. М.: «Атомиздат», 1979, 190 с.
31. А.А. Пархоменко, Л.С. Ожигов, Н.А. Азаренков, В.Г. Кириченко, С.В. Литовченко. Влияние электронной структуры на радиационное охрупчивание металлов // *Труды 17-й Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению*, Алушта, 4–9 сентября 2006 г., с. 39-40.
32. И.Н. Черникова. Изучение отпуска углеродистых сталей методом внутреннего трения // *Внутреннее трение в металлах и сплавах*. М.: «Наука», 1966, с. 176.
33. А.И. Дедиурин, Ю.М. Platov, M.I. Zakharova, I.V. Borovitskaj, N.A. Artemov. Effect of neutron irradiation on swelling, elastic modulus, and thermal conductivity of V-Ga alloys // *J. Nucl. Mater.* 1998, v. 258-263, p. 1409-1413.
34. А.А. Пархоменко. *Особенности пластической деформации облученных материалов с различным типом кристаллической структуры*: Дис. ... докт. физ.-мат. наук. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2001, 357 с.
35. Э.У. Гриник, П.А. Максимюк, В.С. Ландсман. Механизм зернограничной релаксации в условиях вакансионного пересыщения // *Механизмы внутреннего трения в твердых телах*. М.: «Наука», 1976, с. 151-153.
36. Э.У. Гриник, В.С. Карасев, И.И. Палиоха. Измерение релаксационных характеристик сплава Fe-V<sup>11</sup> в процессе длительного облучения в реакторе ВВР-М // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1978, в. 1(6), с. 28-31.
37. М.А. Криштал, Ю.Н. Слоневский, М.А. Выбойщик, Л.С. Ожигов, И.М. Неклюдов, А.А. Пархоменко. Зернограничное внутреннее трение образцов никеля, облученных высокоэнергетическими электронами // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1989, в. 1(48), с. 31-37.
38. Р.Г. Архипов. Диссипация энергии и сдвиговой модуль напряжения // *ЖЭТФ*. 1987, т. 92, с. 1021-1024.

Статья поступила в редакцию 05.03.2014 г.



## **ПРО ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА ПРУЖНІ МОДУЛІ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ**

*І.М. Неклюдов, В.М. Восводін, І.М. Лаптев, О.О. Пархоменко*

На основі аналізу літературних даних та результатів, отриманих авторами, розглянуто загальні закономірності впливу опромінення в широкому інтервалі доз та температур на пружні модулі металевих матеріалів. Проаналізовано вплив типу кристалічної ґратки та роль границь зерен. Вивчено зв'язок зміни пружних модулів із температурою випробувань, зміною параметра кристалічної ґратки і радіаційною крихкістю реакторних матеріалів.

## **INFLUENCE OF AN IRRADIATION ON ELASTIC MODULES OF METAL MATERIALS**

*I.M. Neklyudov, V.N. Voyevodin, I.N. Laptev, O.O. Parkhomenko*

On the basis of the analysis of the literary data and the results received by authors, the general laws of influence of an irradiation in a wide interval of dozes and temperatures on elastic modules of metal materials are considered. The type of crystal lattice and a grain boundary role has been analyzed. Connection of change of elastic modules with temperature of tests, change of the parameter of a crystal lattice, radiation embrittlement of the reactor materials is investigated.