

# РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ И СВЯЗАННЫЕ С НИМИ ЭФФЕКТЫ

В. В. КИРСАНОВ

Тверской государственный технический университет

## RADIATION DEFECTS AND ASSOCIATED EFFECTS

V. V. KIRSANOV

*The construction materials used in modern technical equipment operate under extreme conditions (high temperature, immense mechanical strain and high doses of irradiation), at the limit of their capacity. The crystal structure of materials used in space vehicles, nuclear reactors and thermonuclear apparatuses, is being constantly subjected to changes at atomic level, i.e., a great variety of defects are being born there. Their emergence sharply changes the physical properties of materials. Thus, metals begin to swell, embrittle, harden, "creep", etc. These unusual effects are described below.*

*Конструкционные материалы современных технических устройств работают в экстремальных условиях (высокие температуры, большие механические напряжения, высокие дозы облучения) на пределе своих возможностей. В космических аппаратах, атомных реакторах, термоядерных устройствах кристаллическая структура материалов постоянно подвергается изменениям на атомарном уровне: в ней рождаются разнообразнейшие типы дефектов. Их появление резко меняет физические свойства материалов. Так, металлы начинают распухать, охрупчиваться, упрочняться, "ползти" и т.д. Об этих необычных эффектах и пойдет речь ниже.*

[www.issep.rssi.ru](http://www.issep.rssi.ru)

## ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия все более пристальное внимание исследователей привлекает к себе структура реальных кристаллов, и особенно те их структурные нарушения, которые принято называть дефектами. Их появление в идеальном кристалле связано с процессами роста кристаллов, различными внешними воздействиями на кристалл (механическая обработка, закалка, облучение и т. д.). Сам термин "дефект" предполагает отклонение от идеальности, периодичности расположения атомов в той или иной области кристалла. Размер этой области колеблется в широких пределах. Так, под точечными дефектами подразумеваются искажения, охватывающие несколько атомов (вакансии, примеси и др.). Предполагается, что линейные дефекты (дислокации, дисклинации) охватывают атомные ряды, планарные дефекты заполняют целые атомные плоскости и т.д. Это разделение условно, но оно подчеркивает количественное и качественное различия дефектных образований.

Радиационные дефекты можно выделить из этого множества дефектов, если попытаться произвести классификацию дефектов по способам их образования. Они составляют разнообразный и интересный класс дефектных формирований. Некоторые радиационные образования (например, суперрешетки вакансионных пор) не удастся пока получить никакими другими известными методами.

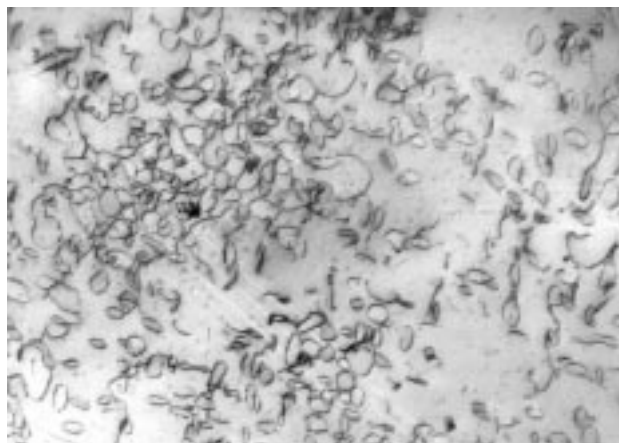
Высокие концентрации радиационных дефектов отмечаются в материалах атомных реакторов, космических аппаратов, то есть там, где материалы соприкасаются с интенсивными потоками облучения. Как следствие появления большого количества радиационных дефектов материалы заметным образом меняют свои физические свойства: электропроводность, прочность, объемные размеры и даже элементный состав из-за появления в них трансмутантов (изотопов новых элементов). Причем эти изменения носят не совсем обычный характер. Ранее ничего подобного не встречалось в

обширной человеческой практике работ с различными материалами. Так были обнаружены абсолютно новые явления, происходящие с облученными металлами и сплавами: радиационное охрупчивание, ускоренная диффузия, радиационно-индуцированные фазово-структурные превращения и др.

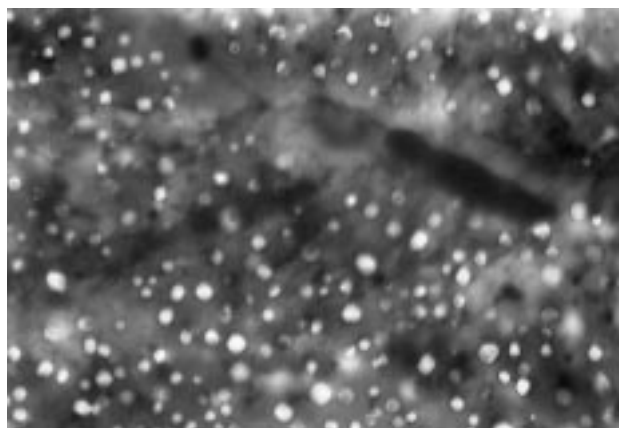
## РАЗНООБРАЗИЕ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Высокоэнергетические частицы облучения, попадая в вещество и вступая в упругие и неупругие взаимодействия с его ядрами, вызывают смещения атомов кристаллической решетки со своих мест. При низких энергиях бомбардирующих частиц такие смещения приводят к образованию единичных вакансий (пустой узел кристаллической решетки) и единичных межузельных атомов. Такие пары, предсказанные Я.И. Френкелем, образуются, когда бомбардирующая частица сообщает атому в узле кристаллической решетки энергию выше некоторой пороговой. При энергиях, в несколько раз превышающих пороговую энергию смещения, процесс уже идет в виде каскада смещений. На месте прохождения такого каскада образуются как единичные вакансии ( $v$ ) и межузельные атомы ( $i$ ), так и их комплексы (кластеры:  $nv$  и  $ni$ ). Далее в процессе установления термического равновесия между разогретой послекаскадной областью и остальным кристаллом эти дефекты претерпевают диффузионным путем различные структурные перестройки. Причем часть из них гибнет в процессе аннигиляции пар Френкеля, когда встречаются вакансии и межузельный атом. Другая часть меняет свои размеры и формы, свое месторасположение. Причем межузельные кластеры ( $ni$ ) в процессе роста переходят в так называемые дислокационные петли межузельного типа, которые представляют собой фрагменты (зародыши) новых кристаллографических плоскостей. Вакансионные кластеры ( $nv$ ) в процессе своего роста могут развиваться в двух направлениях в зависимости от температуры кристалла, типа кристаллической структуры и других факторов. В первом случае, как и межузельные кластеры,  $nv$  образуют дислокационные петли вакансионного типа, которые представляют собой как бы дырки в кристаллографических плоскостях (рис. 1). Второй путь эволюции вакансионных кластеров — это образование вакансионных пор, которые при малых размерах имеют огранку, соответствующую типу материнского кристалла, а при больших представляют собой округлые полости (рис. 2).

Помимо собственных дефектов за счет ядерных реакций бомбардирующих частиц с атомами кристалла образуются различного вида трансмутанты, которые в виде примесей распределяются в матрице материала. Это инертные газы гелий, криптон, ксенон и др. Но по-



**Рис. 1.** Микрофотография (электронно-микроскопическое изображение на просвет) дислокационных петель в облученном молибдене [3]



**Рис. 2.** Микрофотография (электронно-микроскопическое изображение на просвет) вакансионной пористости в облученном ниобии [3]

мимо газовых примесей в теле облучаемого материала образуются и другие инородные элементы. Такие примесные нарушения могут оставаться в узле кристаллической решетки (примесь замещения) или выходить в межузельное пространство (примесь внедрения).

Мигрируя по кристаллу в процессе диффузионного движения, примесные нарушения (особенно высокоподвижные инертные газы) активно взаимодействуют с собственными дефектами, образуя так называемые смешанные дефектные кластеры. Примесные дефекты активно осаждаются на границах зерен поликристаллов, дислокациях и других более крупных дефектах, образуя скопления, которые постепенно могут переходить в выделения так называемой второй фазы. Газовые

примеси могут собираться в пузырьки, взаимодействуя с вакансионными порами.

В сложных многокомпонентных материалах отмечен еще один вид дефектообразования — замещение. Такой тип дефектов возникает за счет смены атомов местами в процессе атом-атомных соударений в каскадах смещений, о которых речь шла выше. Появление большого количества замещений, например, в упорядоченном сверхпроводящем сплаве типа  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  приводит к разупорядочению сплава, изменению его физических свойств, и в частности к потере сверхпроводящих свойств.

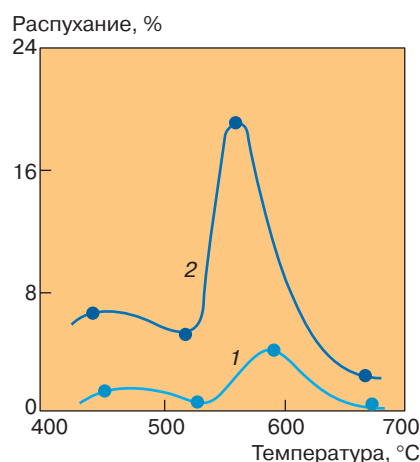
## ЯВЛЕНИЕ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Одним из интересных эффектов, связанных с тем, что облучаемые металлы и сплавы пересыщены точечными дефектами, является зарождение и развитие объемных скоплений вакансий в виде вакансионных пор. Ясно, что образование таких полостей в теле кристалла должно приводить к общему увеличению его объема, то есть к распуханию. Впервые вакансионное распухание металлов, связанное с порами размером около 10 нм, экспериментально было обнаружено в 1967 году [1]. Причем, как оказалось, распухание, например сталей, может достигать 6% и более.

К самым нежелательным последствиям распухания следует отнести деформацию, изгибы и увеличение размеров различных конструкций, что может приводить к самосвариванию отдельных деталей, заклиниваниям, перегревам внутри работающих установок.

Экспериментальные исследования радиационного распухания металлов позволили выявить основные закономерности этого явления: зависимость от температуры, интенсивности и потоков облучения, механических напряжений, а также от состояния материала (предварительной обработки, легирования и т.д.). Подавляющее большинство исследований были проведены на используемых в современных атомных реакторах сложных по составу сталях и сплавах. Иногда эксперименты проводят на чистых металлах, поскольку они представляются чрезвычайно важными для создания реалистичных теоретических моделей распухания.

Так, было установлено, что распухание в значительной мере зависит от температуры, при которой происходит облучение того или иного металлического образца (рис. 3). Типичная кривая температурной зависимости распухания имеет колоколообразный вид. Начиная с  $0,25T_{\text{пл}}$  ( $T_{\text{пл}}$  — температура плавления) распухание растет с повышением температуры, достигая максимума при  $(0,4-0,45)T_{\text{пл}}$ , а затем с дальнейшим



**Рис. 3.** Температурная зависимость распухания стали (марка 316), облученной в реакторе нейтронными потоками:  $8 \cdot 10^{26}$  нейтрон/м<sup>2</sup> (1) и  $1,3 \cdot 10^{27}$  нейтрон/м<sup>2</sup> (2) [2]

ростом температуры начинает уменьшаться, полностью исчезая при  $0,55T_{\text{пл}}$ .

Однако такая зависимость неуниверсальна. При больших потоках облучения в некоторых металлах и сплавах проявляется второй максимум распухания в области более высоких температур, причем чаще всего распухание во втором максимуме больше, чем в первом (см. рис. 3).

Оказалось, что уровень распухания в значительной степени зависит от наличия механических напряжений в процессе облучения, а, как известно, конструкционные узлы энергетических установок всегда находятся под воздействием различных механических напряжений. В области значений напряжения от нуля до предела текучести материала наблюдается практически линейное возрастание распухания. Таким образом, образцы, находящиеся под напряжением, распухают быстрее, чем ненапряженные образцы.

Было также установлено, что степень распухания материала при тех или иных условиях облучения в значительной степени зависит от его структуры и химического состава.

На основе информации, полученной при экспериментальных исследованиях распухания металлов и их сплавов, была разработана теория этого явления [2]. Кратко она заключается в том, что дислокации (линейные дефекты), всегда имеющиеся в облучаемых материалах в достаточно большом количестве, взаимодействуют с образующимися в процессе облучения (образование пар Френкеля) межузельными атомами несколько сильнее, чем с вакансиями. Происходит преимущественное поглощение межузельных атомов

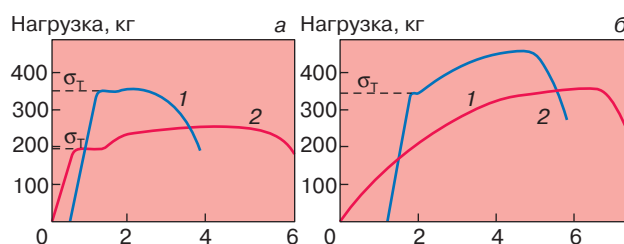
(преферанс). Поток межузельных атомов на дислокации начинает несколько превосходить поток вакансий. В результате захвата точечных дефектов дислокации начинают переползать, а дислокационные петли, о которых речь шла выше, изменяют свои размеры. В итоге на долю вакансионных пор, являющихся в основном нейтральными стоками, приходится больший поток вакансий, чем межузельных атомов. И если нет каких-либо сдерживающих факторов для зарождения и роста пор, то облучаемый материал распухает.

По мере увеличения объема наших знаний о распухании металлов были выработаны и определенные приемы подавления этого нежелательного для практики явления. Первый способ — это изменение содержания основных компонентов в сплавах; второй — легирование сплавов, в частности конструкционных сталей, малыми количествами таких элементов, как Si, Ni, Ti, Zn, Mo, и уменьшение количества некоторых примесей, особенно газовых (He, O, N и H), и, наконец, третий способ — изменение начальной микроструктуры материала, а именно: его пластическая деформация, измельчение размера зерен в поликристаллах и создание в структуре устойчивых выделений вторых фаз.

## РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ОХРУПЧИВАНИЕ

Образующиеся в процессе облучения радиационные дефекты вызывают существенное изменение характеристик прочности материала (напряжение сдвига, пределы текучести и прочности, твердость). В виде примера на рис. 4 представлены кривые напряжение–деформация для облученных и необлученных железа и никеля [2], которые заметно различаются. На диаграмме растяжения облученного никеля (рис. 4, б) появляется так называемая площадка текучести. У железа в результате облучения площадка текучести как бы сглаживается и предел текучести по своей величине приближается к разрушающему напряжению. Пределы текучести никеля и железа увеличиваются с ростом дозы облучения. Именно этот эффект роста предела текучести под облучением принято называть радиационным упрочнением.

Относительно природы явления радиационного упрочнения к настоящему времени более или менее утвердились два объяснения, в одном из которых упрочнение связывается с тем, что создаваемые при облучении радиационные дефекты являются дополнительными центрами закрепления дислокаций и снижают эффективность действия источников дислокаций, а в другом — с образованием в кристаллической решетке дефектов–барьеров, препятствующих движению дислокаций в своих плоскостях скольжения.



**Рис. 4.** Кривые напряжение–деформация для облученных (1) и необлученных (2) образцов железа (а) и никеля (б). Доза облучения  $1,1 \cdot 10^{20}$  нейтрон/см<sup>2</sup> [2].  $\sigma_T$  – предел текучести

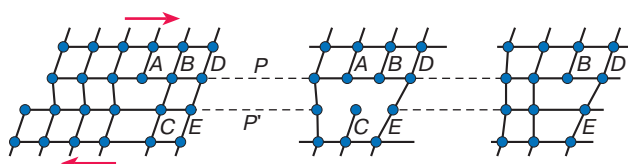
В пользу первого механизма говорят такие факты, как появление ярко выраженного зуба текучести на диаграмме растяжения (напряжение–деформация) при испытании моно- и поликристаллических образцов облученных металлов (см. рис. 4, б), изменение внутреннего трения металла в результате облучения, данные электронно-микроскопических и рентгеноструктурных исследований облученных образцов.

Во втором, барьерном механизме увеличение критического напряжения сдвига или предела текучести металла в результате облучения связывается с трением дислокаций о различные скопления точечных дефектов (например, кластеры, дислокационные петли и вакансионные поры), которые возникают вследствие упругого и контактного взаимодействия названных скоплений с дислокациями.

Чтобы более детально разобраться в этих механизмах, напомним, как происходит пластическая деформация по представлениям современной дислокационной теории. Прямолинейные следы скольжения на поверхности пластически деформированных кристаллов давно уже заставили предполагать, что необратимые сдвиги одной части кристалла относительно другой происходят по избранным кристаллографическим плоскостям.

Большое расхождение между теоретической и экспериментальной прочностью на сдвиг послужило основой гипотезы о существовании в реальных кристаллах дислокаций — атомных полуплоскостей, обрывающихся внутри кристалла. Они появляются в кристалле во время его роста, при последующей механической обработке, облучении. Появление таких полуплоскостей облегчает процесс скольжения.

Действительно, как видно из рис. 5, для перемещения дислокации *A* в упругодеформированном кристалле не требуется разрывать одновременно все межатомные связи между плоскостями *P* и *P'*, а достаточно разорвать лишь связи вдоль ряда *BC* и воссоединить связи *AC*. Для такого разрыва в ядре дислокации, где решетка уже сильно искажена, достаточно внешнего



**Рис. 5.** Взаимное соскальзывание атомных плоскостей  $PP'$  при прохождении дислокации [4]

приложенного напряжения, которое на несколько порядков меньше, чем теоретический предел текучести (предел текучести в идеальном бездефектном кристалле). На следующем этапе разрываются связи  $DE$  и т.д., пока сдвиг не дойдет до края кристалла. Вышедшая из кристалла дислокация создает на поверхности ступеньку одноатомной высоты. Если по данной плоскости пройдет много дислокаций, высота ступеньки станет наблюдаемой при оптическом увеличении. Однако ступени скольжения являются лишь косвенным доказательством существования дислокаций. Прямые наблюдения дислокаций стали возможны лишь в конце 1960-х годов с появлением трансмиссионного электронного микроскопа и полностью подтвердили механизм пластической деформации.

Итак, мы установили, что в результате прохождения дислокаций по плоскости скольжения происходит необратимое соскальзывание одной части кристалла относительно другой, то есть движение дислокаций есть пластическая деформация.

С учетом этого понятно, что если радиационные дефекты в той или иной мере тормозят движение дислокаций, то они затрудняют процесс пластической деформации, что ведет к возрастанию предела текучести, упрочнению кристаллов. Подходя в процессе скольжения к дефекту-препятствию, дислокация цепляется за него, но ее боковые крылья продолжают скольжение. По мере уменьшения угла между крыльями дислокации возрастает давление на дефект-препятствие. С возрастанием напряжения, действующего на дислокацию, при определенном критическом угле она срывается с препятствия, преодолевает его, распрямляется и продолжает движение. Чем мощнее препятствие, тем меньший критический угол срыва ему соответствует. Радиационные дефектные кластеры располагаются в плоскостях скольжения хаотически, причем их размеры также неоднородны и дислокация часто находит путь легкого скольжения по участкам слабых дефектов-препятствий.

По мере увеличения приложенного напряжения дислокация перемещается до тех пор, пока она не преодолеет всю плоскость скольжения и всю совокупность барьеров, находящихся в ней. Требуемое для этого дополнительное напряжение и формирует ту добавку к ис-

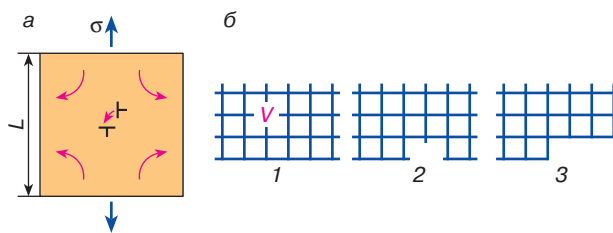
ходному пределу текучести для необлученного кристалла, которая ответственна за радиационное упрочнение.

Обычно радиационное упрочнение почти всегда сопровождается значительным уменьшением пластичности облучаемых материалов — явлением радиационного охрупчивания. Поэтому нетрудно предположить, что между радиационным упрочнением и охрупчиванием существует определенная связь. Выяснение природы явления радиационного упрочнения позволяет установить возможные причины радиационного охрупчивания и пути его подавления.

Здесь следует заметить, что радиационное охрупчивание обычно наблюдается у поликристаллических материалов, состоящих из отдельных зерен, представляющих собой монокристаллы. Появление в теле таких зерен во время облучения различных трансмутантов, и в первую очередь инертных газов (гелия и др.), ведет к тому, что при повышенных температурах эти вновь образовавшиеся примеси мигрируют к стокам, которые являются границами отдельных зерен. В частности, гелий как инертный газ нерастворим в металлах и выделяется по границам зерен в виде пузырьков, ослабляя эти границы. Таким образом, уменьшение пластичности облученного материала обусловлено снижением прочности границ зерен в результате образования и роста гелиевых пузырьков и выделений других трансмутантов. Но охрупчивание помимо этого усугубляется и радиационным упрочнением материала внутри зерен, речь о котором шла выше. Зерно упрочняется, а границы между зернами разупрочняются. Судя по всему, в этом и заключаются основные причины радиационного охрупчивания.

### УСКОРЕННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ МАТЕРИАЛОВ

Если к материалу приложить растягивающее напряжение, не превышающее предела текучести материала, то при достаточно высоких температурах материал начнет деформироваться (удлиниться). Такая пластическая деформация часто называется ползучестью материала. Она не обусловлена процессами скольжения дислокаций. За нее ответственны процессы диффузии, происходящие в напряженном кристалле. Можно создать в кристалле разность концентраций вакансий, если за счет приложенного внешнего напряжения энергия образования термических вакансий и химический потенциал атомов в разных точках образца различны. В этом случае возникает диффузионный поток вакансий или, что то же самое, встречный поток атомов (рис. 6, а). Этот массоперенос приводит к необратимому изменению формы тела, то есть к пластической деформации. Естественно, что все это возможно только при достаточно высоких температурах, активизирующих процессы миграции.



**Рис. 6.** Вакансионные потоки в кристалле под растягивающим напряжением  $\sigma$  (а) и последовательные стадии механизма переползания краевой дислокации за счет присоединения вакансий: гладкий край экстраплоскости (1), присоединена одна вакансия (2), ступенька на краю экстраплоскости (3) (б)

Имеющиеся в реальных кристаллах дислокации служат не только стоками, но и источниками вакансий, так что диффузионный путь последних при наличии дислокаций сокращается и определяется не размером кристалла, а гораздо меньшим расстоянием между дислокациями разной ориентации (см. рис. 6, а, в центре).

Сами дислокации, взаимодействуя с вакансиями, также перемещаются (переползают). Рассмотрим атомный механизм переползания на примере краевой дислокации в простой кубической решетке. На рис. 6, б представлен кусок атомной плоскости, содержащей вакансию  $V$ . Мигрируя по кристаллу, вакансия может выйти на край экстраплоскости, который при этом перемещается по нормали к плоскости скольжения.

Возможен также обратный процесс — отрыв вакансии от края экстраплоскости или, что то же, присоединение к нему атома из узла решетки, который становится вакантным. Относительная частота актов присоединения и отрыва вакансий зависит от того, какова плотность вакансий — выше или ниже термодинамически равновесной. В равновесии эти частоты равны.

Локальный избыток вакансий создается у торцевых поверхностей растягиваемого кристалла, представленного на рис. 6, а. Если в нем имеются дислокации, то устанавливаются, как уже говорилось выше, диффузионные потоки вакансий не между гранями кристалла, а между соседними дислокациями, ориентированными так, чтобы кристалл удлинялся, когда они обмениваются вакансиями (см. рис. 6, а).

Конструкционные узлы и детали современных ядерных энергетических установок находятся в напряженном состоянии и при этом работают при повышенных температурах. Поэтому одной из главных причин изменения их размеров наряду с распуханием является ползучесть, которая значительно усиливается под облучением. Оказалось, что для большинства материалов скорость радиационной ползучести значительно выше, чем скорость термической ползучести.

Основную роль радиационная ползучесть играет при температурах ниже  $\sim 0,45 T_{пл}$ , а в области температур  $\sim 0,5 T_{пл}$  ее вклад в деформацию становится сравнимым с термической ползучестью. При высокотемпературном облучении (выше  $0,5 T_{пл}$ ) деформация материала под напряжением главным образом определяется уже процессом термической ползучести. Поэтому наибольший интерес представляют исследования, которые проводятся при температурах ниже  $0,5 T_{пл}$ .

Кратко остановимся на теоретических моделях, объясняющих радиационно-ускоренную ползучесть. Часто радиационная ползучесть реализуется в результате стимулированного напряжением движения дислокаций, включающего в себя консервативную и неконсервативную составляющие. Оказалось, что облучение оказывает влияние на ту и другую составляющие. С одной стороны, кластеры, микропоры и дислокационные петли, образующиеся в процессе облучения, становятся барьерами на пути скользящих дислокаций и тем самым замедляют процесс деформации. С другой — создаваемые в большом числе радиационно-индуцированные точечные дефекты способствуют переползанию краевых дислокаций и, следовательно, ускоряют процесс деформации под напряжением. Последний эффект чаще всего является более существенным, именно поэтому под воздействием облучения скорость ползучести возрастает.

В соответствии со сказанным большая часть теоретических моделей радиационной ползучести так или иначе включает в себя процессы переползания дислокаций в результате поглощения ими точечных дефектов.

В поле внешнего напряжения появляется дополнительное взаимодействие дислокации с точечными дефектами, обусловленное разницей упругих констант матрицы и точечных дефектов, так называемый модульный эффект. В результате дислокации, по-разному ориентированные по отношению к нагрузке, неодинаковым образом поглощают точечные дефекты, что приводит к различию их скоростей переползания и в конечном счете к направленной деформации.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Перечень физических эффектов, связанных с появлением высоких концентраций дефектов в кристаллических твердых телах, может быть продолжен. Это и радиационно-стимулированная диффузия, и радиационно-индуцированные фазовые превращения в твердых телах, и блистеринг (образование газовых пузырей вблизи поверхности кристаллов), и образование сверхрешетки дефектов, и многое другое.

На пути проникновения в глубины микро- и макрокосмоса именно конструкционные материалы пер-

выми принимают на себя все удары сопротивляющейся материи. Эти воздействия не остаются для них без последствий, особенно если эти воздействия напрямую меняют их атомную и кристаллическую структуры. Знание откликов материалов на подобные вмешательства позволяет сделать их более устойчивыми и приспособленными к еще более сложным условиям эксплуатации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Cawthorne C., Fulton E.J.* // Nature. 1967. Vol. 216. P. 575.
2. *Ибрагимов Ш.Ш., Кирсанов В.В., Пятилетов Ю.С.* Радиационные повреждения металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1985. 240 с.
3. *Кирсанов В.В., Суворов А.Л., Трушин Ю.В.* Процессы радиационного дефектообразования в металлах. М.: Энергоатомиздат, 1985. 272 с.
4. *Орлов А.Н.* Введение в теорию дефектов в кристаллах. М.: Высш. шк., 1983. 144 с.
5. *Конева Н.А.* Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский Образовательный Журнал. 1996. № 6. С. 99–107.

6. *Конева Н.А.* Физика прочности металлов // Там же. 1997. № 7. С. 95–102.

7. *Конева Н.А.* Природа стадий пластической деформации // Там же. 1998. № 10. С. 99–105.

8. *Кашкаров П.К.* Образование точечных дефектов в полупроводниковых кристаллах // Там же. 1999. № 1. С. 105–112.

*Рецензент статьи* Б.А. Струков

\* \* \*

Владислав Владимирович Кирсанов (1937–1998), доктор физико-математических наук, профессор, зав. кафедрой высшей математики и зав. лабораторией компьютерного моделирования Тверского государственного технического университета, член-корреспондент Академии естественных наук России, заслуженный деятель науки РФ. Область научных интересов – компьютерное моделирование, теория дефектов в твердых телах, радиационное материаловедение. Автор 300 статей, шести монографий (три из которых используются как учебные пособия в вузах страны).