

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

И.М. Неклюдов,
Н.В. Камышанченко
(ИИЦ ХФТИ; БГПУ)

Упругие, прочностные и пластические характеристики кристаллических тел (модуль упругости, пределы пропорциональности, текучести, проч-ности, микропластичность, равномерная и общая пластичность, ударная вязкость) очень чувствительны к структурно-фазовому состоянию и наличию неравновесной концентрации точечных дефектов и их кластеров [1-3]. По-видимому, по этой причине влияние облучения на сопротивление пластической деформации было обнаружено и изучалось раньше других радиационных явлений. Уже в 60-х годах был опубликован ряд работ по исследованию влияния облучения электронами, нейтронами на механические свойства чистых металлов, сплавов и сталей [1]. К этому же периоду относится особый интерес и к так называемому “закалочному” упрочнению чистых металлов [4], механизм которого по природе близок к радиационному упрочнению металлов при малых дозах облучения [4, 5].

К изучению механизмов и закономерностей процессов пластической деформации, упрочнения и разрушения облученных материалов периодически возвращаются по мере получения и накопления новых данных об изменениях структуры и механических свойств материалов, особенно при высоких дозах и других экстремальных условиях облучения. Большую актуальность эта проблема приобретает в связи с тем, что рациональное упрочнение конструкционных материалов ядерных (корпусные стали) и термоядерных (первая стенка, охлаждающие трубопроводы) реакторов сопровождается существенным охрупчиванием, повышением температуры вязко-хрупкого разрушения. Выяснение природы радиационного упрочнения позволит установить характерные причины охрупчивания и пути его подавления.

На основе анализа литературных данных и результатов своих работ рассматриваются структурные аспекты механизмов низкотемпературного радиационного упрочнения материалов.

Структурные изменения в материалах при облучении, определяющие их механические свойства

При облучении твердых тел происходят сложные взаимосвязанные процессы: ядерные, в результате которых образуются первично-выбитые атомы и продукты ядерных реакций; атомные, связанные с развитием каскадов атом-атомных столкновений, образованием обратимых и необратимых первичных нарушений кристаллической решетки в виде кроудионов и обедненных зон; субструктурные, приводящие к образованию

непосредственно регистрируемых с помощью автоионной и электронной микроскопии кластеров, зародышей дислокационных петель, пор и частиц выделений; диффузионные, ответственные за эволюцию микро- и макроструктуры, примесного и фазового состояния [6] .

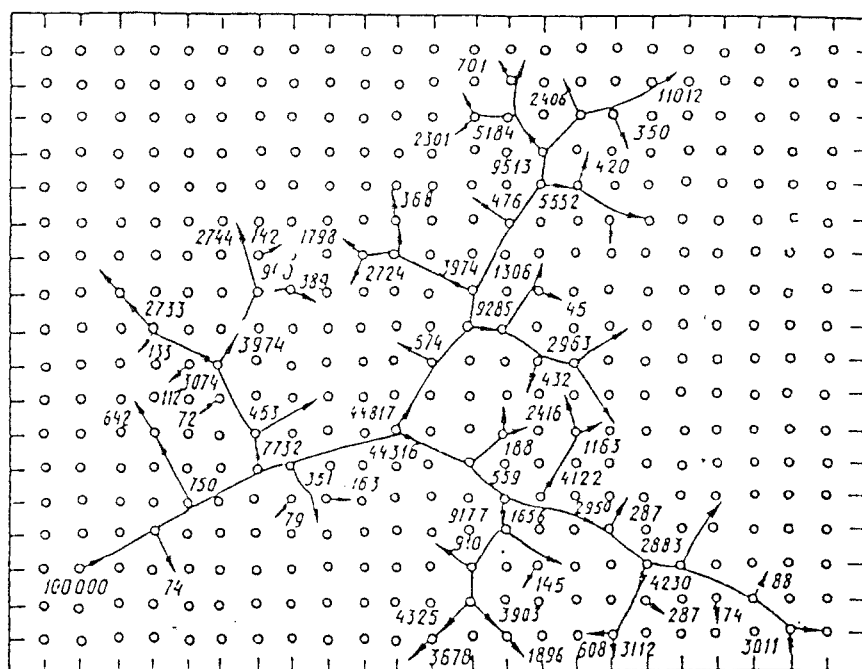
Основную роль во всех явлениях радиационной повреждаемости металлов играют смещения атомов кристаллической решетки. Смещение атомов решетки под действием излучений происходит вследствие процессов упругого или неупругого взаимодействия налетающей частицы с атомом мишени.

В зависимости от величины полученной энергии T атом мишени может либо отклоняться от своего первоначального положения и передать избыток энергии решетке, либо сместиться на малое расстояние и образовать неустойчивую короткоживущую ($\sim 10^{-12}$ с) пару Френкеля, либо сместиться на расстояние, превышающее радиус зоны спонтанной аннигиляции, и образовать устойчивую пару Френкеля: вакансия - межузельный атом. Величину энергии E_d , которую необходимо сообщить первично выбитому из узла решетки атому (ПВА) в данном кристаллографическом направлении для образования устойчивой пары Френкеля, принято называть пороговой.

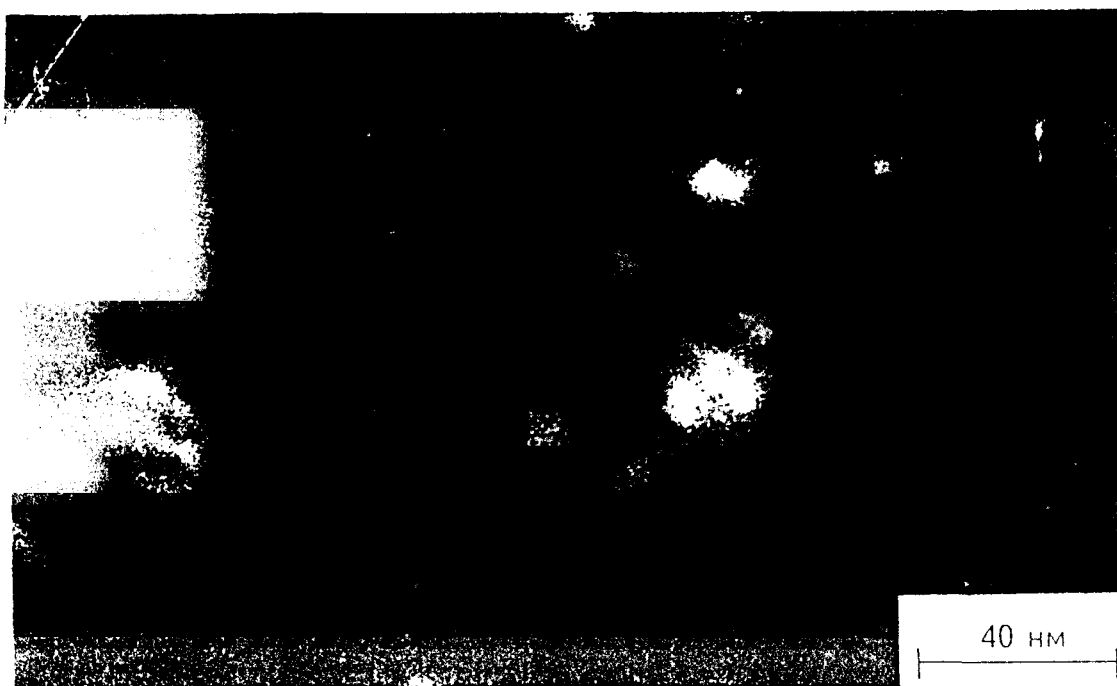
Если ПВА способен передать другому атому решетки $T \gg E_d$, образуется второй выбитый атом, который при том же условии может создать третий выбитый атом и т. д., т. е. высокоэнергетические частицы могут создавать целый каскад атом-атомных соударений. Согласно расчетам и экспериментальным данным, для образования каскадных повреждений в мишенях со средними массовыми числами (50 - 100) необходимы энергии ПВА (T_k), превышающие 10 КэВ. При высоких энергиях ПВА ($T_{ПВА} > T_{СК}$) экспериментально обнаружено образование каскадных и субкаскадных областей ($T_{СК} > 50$ КэВ) (рис.1) .

С точки зрения структурно-фазовых изменений, существенно влияют на механические свойства материалов при облучении радиационно-обусловленные процессы:

- непрерывная генерация неравновесной концентрации точечных дефектов;
- образование каскадных и субкаскадных дефектных зон;
- зарождение, рост вакансионных, межузельных, вакансионно-межузельно-примесных комплексов;
- образование, эволюция несовершенных и совершенных петель и создание дислокационной сетки;
- распад твердого раствора и фазовые превращения;
- атомное перемешивание и сегрегационные явления;
- зарождение пор и эволюция пороговой структуры;
- локальное и объемное изменение химического состава материала за счет протекания ядерных реакций и имплантации.



a)



b)

Рис. 1. Субкаскады в облученных металлах:

- a) структура высокоэнергетичных ветвей 100 КэВ каскада в α -Fe, полученная динамическим методом; числа - энергия выбитых атомов, эВ; \rightarrow - направление их движения [3];
- b) электронномикроскопическое изображение субкаскада в Si, облученной ионами Ar ($E=443$ МэВ) [7].

По температурным, фазовым, энергетическим параметрам облучения четкие границы проявления этих факторов установить трудно; можно лишь ориентировочно определить условия начала или преимущественного влияния того или иного процесса на упрочнение и охрупчивание материала при облучении.

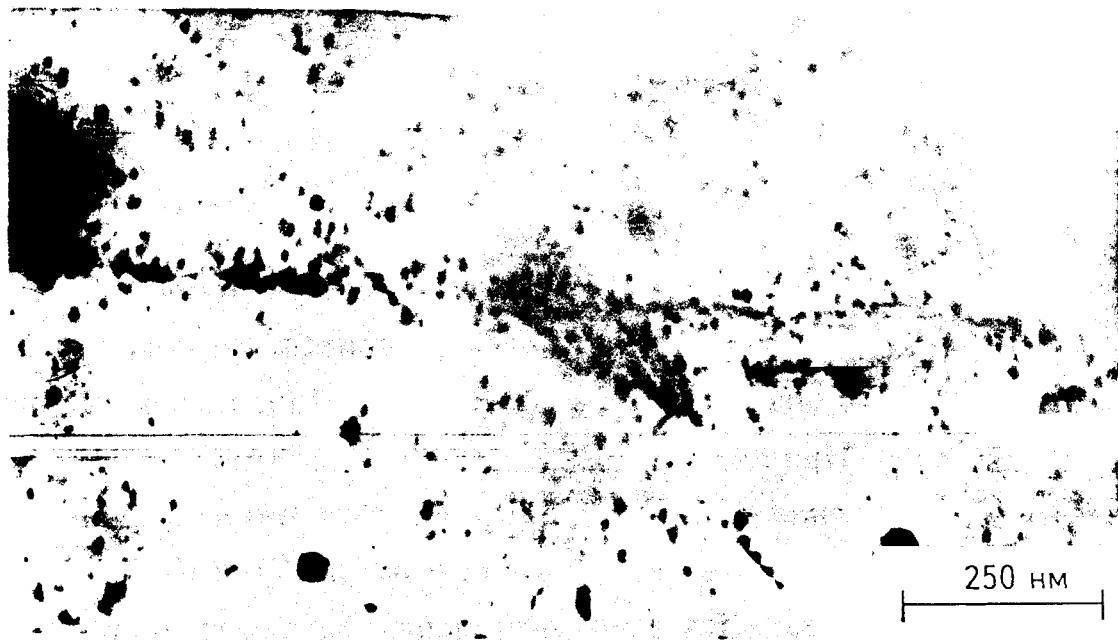
Особенности формирования дефектной структуры металлов при облучении нейтронами и заряженными частицами в первую очередь определяются энергетическим спектром первично-выбитых атомов, а следовательно, энергией и массой бомбардирующих частиц, природой облучаемого материала. При низких энергиях ПВА ($E_d \leq T_{\text{ПВА}} \leq T_{\text{СК}}$) создают только пары Френкеля. Оставшиеся при этом в объеме вакансии и межузлия, взаимодействуя друг с другом и атомами примеси, могут объединяться в комплексы. ПВА с энергией выше $T_{\text{К}}$ образуют каскады смещений, в которых атермически возникают вакансионные кластеры, а сохранившиеся межузлия диффузионным путем образуют межузельные кластеры.

Электронномикроскопические исследования свидетельствуют, что пространственное распределение кластеров очень негетогенное (рис. 2).

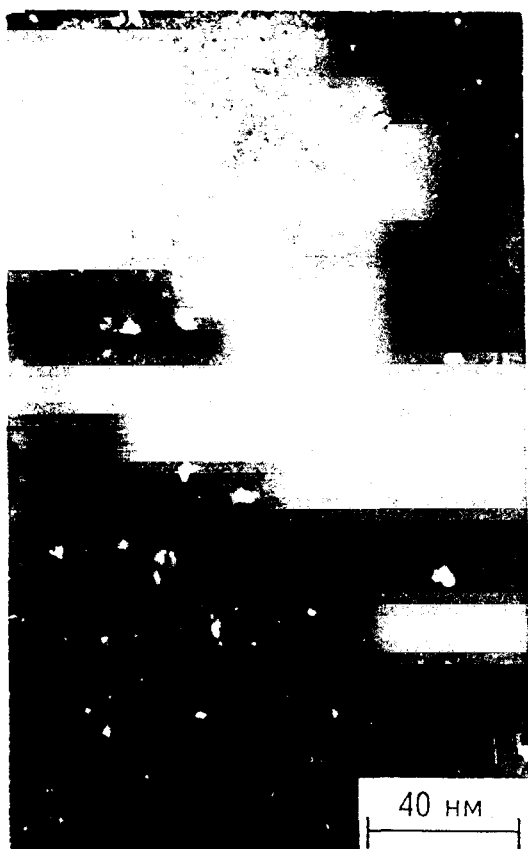
Распределение кластеров по размерам в меди, облученной ионами Ne с энергией 223 МэВ, показывает, что положение пика гистограммы лишь слабо зависит от дозы облучения, в случае облучения ионами Ne при дозе 10^{16} ион.см⁻² он располагается вблизи 3 нм (рис.3.).

Ранее [3] при облучении высокоэнергетичными протонами и α - частицами также было обнаружено, что средний и максимальный размер вакансионных кластеров (~5 нм) не зависит от жесткости энергетического спектра ПВА [3, 10], что также объяснялось расщеплением высокоэнергетических каскадов на субкаскадные области.

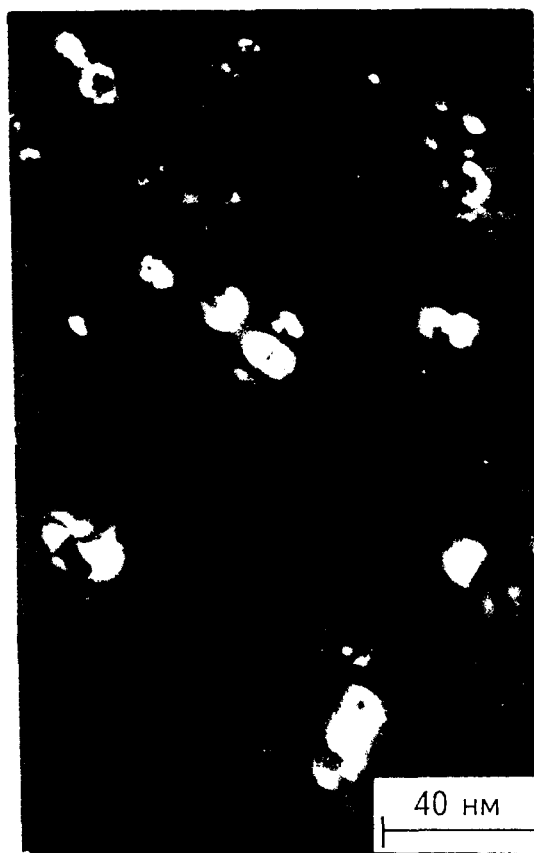
В зависимости от дозы облучения вначале определяющую роль в формировании дефектной структуры играют низкоэнергетические процессы, а с ростом уровня повреждения все более важное значение приобретают высокоэнергетичные каскадообразующие процессы.



а)



б)



в)

Рис. 2. Особенности распределения кластеров в чистой меди: а) повышенная концентрация кластеров у дислокаций; б, в) влияние энергии и массы иона на размеры кластеров: б) Ar, $E=443$ МэВ, в) Ne, $E=223$ МэВ [7].

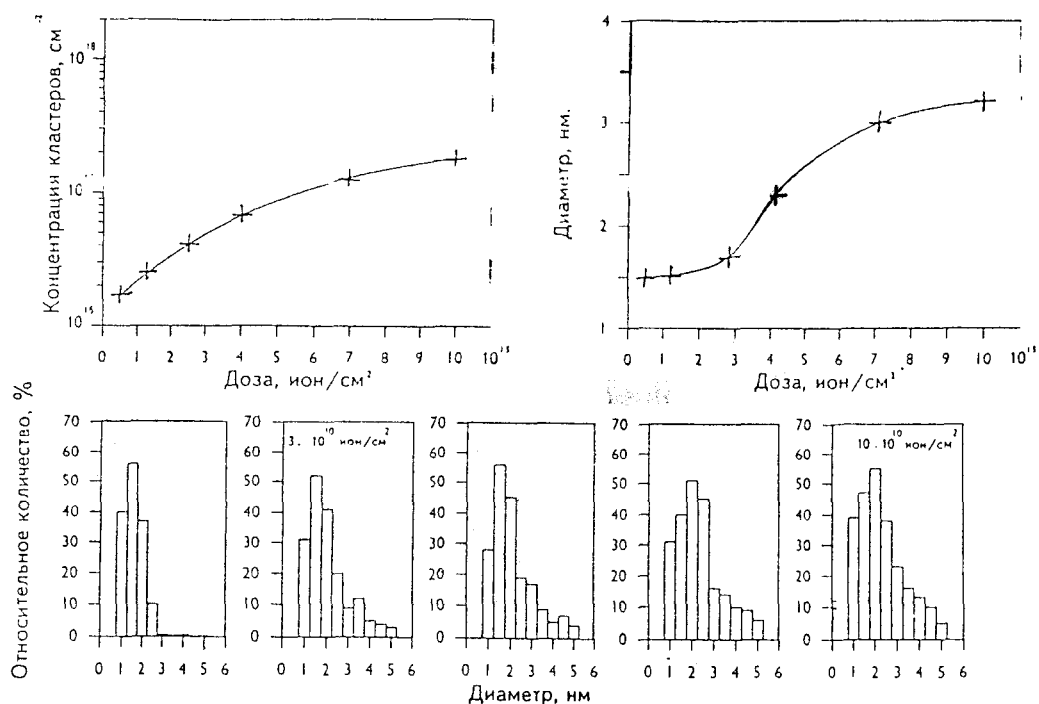


Рис. 3. Параметры дефектов в меди, облучённой ионами Ne ($E=223$ МэВ) [7]

Стопорный и барьерный механизмы упрочнения

Элементарными носителями сдвиговой пластической деформации являются дислокации. Дислокационная теория позволила объяснить причины низкой прочности дефектных кристаллов, механизмы деформационного упрочнения и разрушения кристаллических тел. В облученных материалах дислокациям при своем смещении и движении необходимо преодолевать, кроме обычного рельефа Пайерлса и сил сопротивления от дефектов исходной структуры, целый спектр стопоров и барьеров “радиационного” происхождения, существенно изменяющегося в процессе облучения. В принципе механизмы пластической деформации кристаллических материалов после облучения не изменяются. Однако радиационно-индуцированные дефекты дополнительно влияют на степень закрепления дислокаций, на эффективность источников дислокаций и действуют как барьеры для движущихся дислокаций.

В основе всех механизмов радиационного упрочнения металлов лежат процессы взаимодействия точечных дефектов друг с другом, с дислокациями и границами раздела. На начальных стадиях низкотемпературного облучения (до $\sim 0,3 T_{пл}$) прежде всего идут процессы блокировки или стопорения исходных дислокаций и их источников. Точечные дефекты, попадая на дислокацию, образуют на ней ступеньки и пороги, атмосферы Коттрелла либо - при взаимодействии друг с другом - кластеры межузельно-вакансионно-примесных типов. В результате это-

го существенно изменяются конфигурация, энергетические и геометрические характеристики дислокаций. Средняя длина свободных сегментов дислокаций при этом уменьшается, а напряжения начала сдвига дислокаций и работы источников новых дислокаций повышаются.

О закреплении дислокаций в процессе облучения свидетельствуют: появление зуба и площадки текучести на диаграмме растяжения как результат освобождения (срыва) дислокаций от центров стопорения (рис. 4, 5); снижение внутреннего трения и рост модуля упругости вследствие сокращения средней длины дислокационных сегментов и повышения степени закрепления дислокации; увеличение параметра K_y в уравнении Петча-Холла, характеризующего степень закрепления источников дислокации; непосредственные электронномикроскопические исследования изменения конфигурации дислокационных линий.

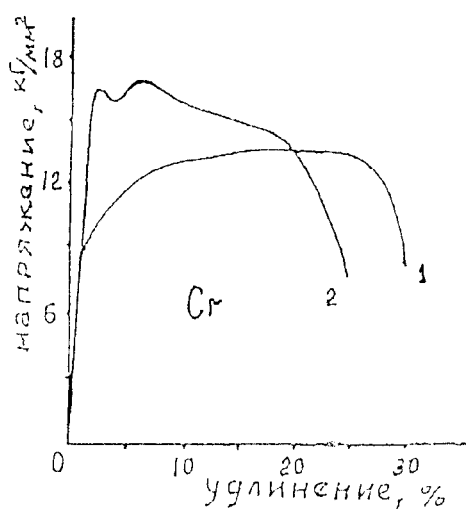


Рис. 4. Диаграммы разрыва монокристаллов хрома при 300°C в исходном состоянии (1) и после облучения электронами до $5 \cdot 10^{20} \text{ e/cm}^2$ при 50°C .

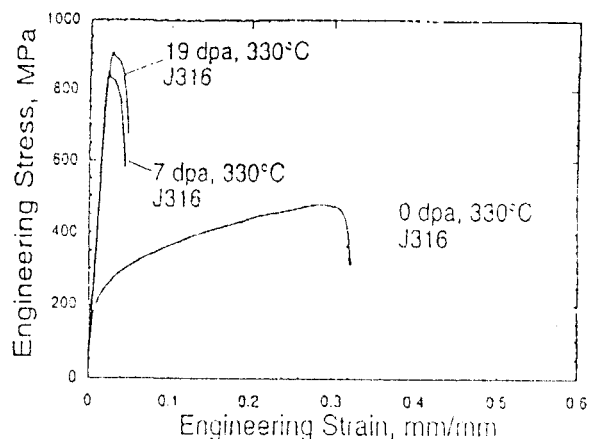


Рис. 5. Диаграммы разрыва образцов стали J316 при 330°C в исходном состоянии (0 dpa) и после облучения до 7 dpa и 19 dpa [8]

С ростом дозы облучения число центров закрепления дислокаций увеличивается, а с некоторых доз оно практически не изменяется, и упрочнение достигается за счет повышения мощности стопоров.

При высоких дозах облучения металлов основную роль в сопротивлении движению дислокаций начинают играть процессы их упругого и контактного взаимодействия с различного рода возникающими потенциальными барьерами в плоскости скольжения. Кроме изолированных точечных дефектов в облученном материале дислокации должны преодолевать кластеры и дислокационные петли межузельного и вакансионного типов, межузельно-вакансионно-примесные кластеры, частицы

выделений, поры. В зависимости от мощности барьеров и расстояния между ними возможны процессы: перерезание дислокацией барьеров; ее выгибание с последующим смыканием и обход препятствия за счет переползания дислокации.

С использованием математических моделей и аналитических расчетов хорошо описаны различные механизмы барьерного упрочнения. В их основе обычно используется модель Орована для атермического преодоления дислокациями препятствий. В табл. 1 представлены часто употребляемые формулы для расчета роста предела текучести при взаимодействии движущихся дислокаций с барьерами.

Таблица 1. Оценка вклада различных типов барьеров в прирост предела текучести при облучении.

Типы барьеров	Формулы для расчета вклада в упрочнение	Величина параметра α , характеризующего мощность барьера
Межузельные и вакансионные кластеры ($d \leq 5$ нм)	$\Delta \sigma_{\text{кл}} = \alpha_{\text{кл}} \mu b (\rho_{\text{кл}} d_{\text{кл}})^{1/2}$	$a \approx 0,2$
Дислокационные петли вакансионного и межузельного типов	$\Delta \sigma_{\hat{\rho}_{\text{дп}}} = \alpha_{\text{дп}} \mu b (\rho_{\hat{\rho}_{\text{дп}}} d_{\text{дп}})^{1/2}$	$0.4 \leq a_g \leq 1.2$
Частицы выделений новой фазы	$\Delta \sigma_{\text{чв}} = \alpha_{\text{чв}} \mu b (\rho_{\text{чв}} d_{\text{чв}})^{1/2}$	$a \approx 1$
Поры	$\Delta \sigma_{\text{п}} = \alpha_{\text{п}} \mu (N_{\text{п}} d_{\text{п}})^{1/2}$	$\alpha \approx 1$
Вакансионно-межузельно-примесные кластеры	$\Delta \sigma_{i,v-\text{п}} = \alpha_{i,v-\text{п}} \mu \sqrt{C_{i,v-\text{п}}}$	$\alpha \approx 0.2$
Отдельные примесные элементы в твердом растворе	$\Delta \sigma_{\text{пэ}} = \alpha_{\text{пэ}} \mu \sqrt{C_{\text{пэ}}}$	$a \approx 0,1$

Примечание: μ - модуль сдвига; b - вектор Бюргерса;

ρ - плотность; N - число и C - концентрация барьеров.

Вклад каждого типа барьеров зависит от условий облучения и испытаний. Для примера, на рис. 6. приведены данные работы [9] по оценке величины вклада некоторых из упрочняющих факторов ферритно-мартенситной стали в исходном и облученном состояниях при различных температурах. Видно, что в низкотемпературной области основной вклад в радиационное упрочнение вносят кластеры и петли, а при более высоких температурах - твердорастворный механизм.

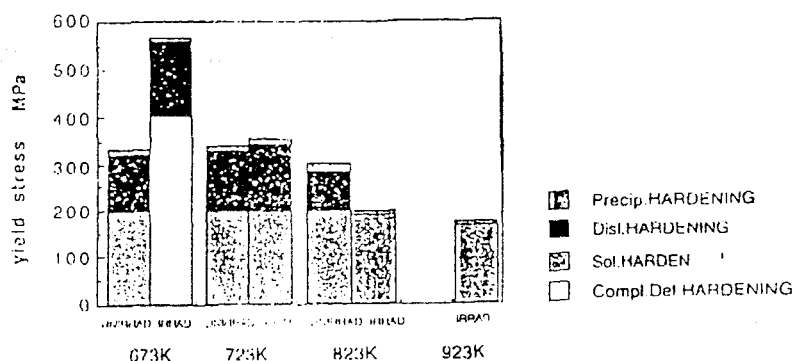


Рис. 6. Вклад различных микроструктурных факторов в величину предела текучести ферритно-мартенситной стали в исходном и облучённом состояниях при различных температурах [9].

Мощность барьера характеризуется величиной параметра α . В таблице 2 представлена зависимость изменения параметра α от размерного распределения скоплений радиационных дефектов в молибдене [10]. Видно, что величина параметра имеет максимальное значение в области размеров 6-8 Нм.

Таблица 2. Изменение параметра α в зависимости от размерного распределения дефектов в молибдене

Параметр α	Размерный интервал, нм							
	до 2	2-4	4-6	6-8	8-10	10-12	12-20	>20
	0,04	0,06	0,12	0,20	0,15	0,06	0,03	0,01

Естественно, что природа потенциальных барьеров для движущихся дислокаций существенно зависит от дозы, температуры, энергетического спектра ПВА. Необходимо учитывать не только эволюцию дефектов по геометрическому фактору (размеры, плотность), но и по изменению их сил взаимодействия с дислокациями. Так, например, в металлах и аустенитных сталях с ГЦК-решеткой в процессе облучения характерна такая эволюция дислокационных барьеров: кластеры точечных дефектов

→ дефектные петли в плоскостях $\{111\}$ с вектором Бюргерса $\frac{a}{3} \langle 111 \rangle$

→ совершенные петли с вектором Бюргерса $\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$ → дислокационная сетка.

Основной особенностью дислокационной структуры в облученной ферритно-мартенситной стали ЭП-450 является формирование дуальной популяции совершенных петель: наряду с появлением петель с традиционным для ОЦК-решетки векторами Бюргерса $\frac{a}{2} \langle 111 \rangle$ большая часть

петель (~80%) имеет векторы Бюргера $a <100>$ и располагается в плоскостях $\{100\}$. Формирование петель с вектором Бюргера $a <100>$ является общим в случае облучения нейтронами, ионами и электронами, при этом в ферритно-мартенситной стали стадия формирования дефектных петель не наблюдается, хотя в хроме и сплавах на его основе имеет место образование дефектных петель в плоскостях $\{100\}$ с вектором Бюргера $\frac{a}{3} <112>$ [7].

Существенное влияние на состояние и прочность барьеров оказывают радиационно-индуцированные сегрегационные эффекты.

К настоящему времени проведены систематические исследования сегрегационных профилей различных типов стоков (границ зерен, дислокаций и дислокационных петель, пор) при облучении нейтронами и заряженными частицами сталей с различными кристаллическими решетками (рис.7, 8) [7, 11].

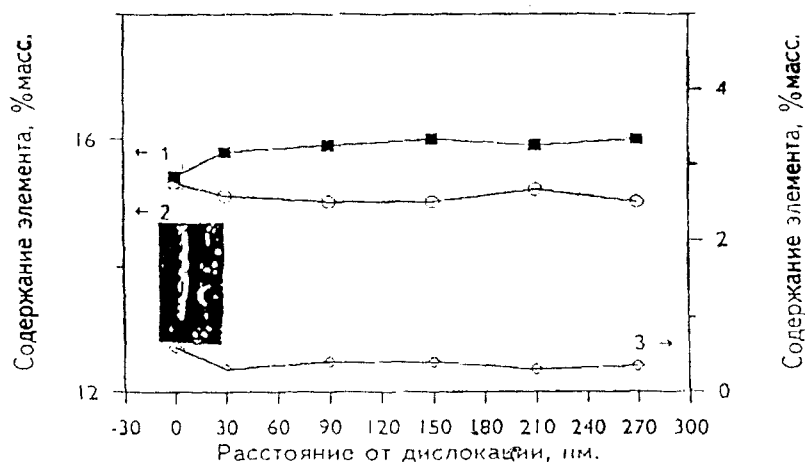


Рис. 7. Сегрегационный профиль дислокационного сегмента (части дислокационной сетки - темнопольное изображение): 1 - Cr, 2 - Ni, 3 - Si (ЭИ-847, Cr^{+3} , $E = 3$ МэВ, $T_{обл} = 600^{\circ}C$, $D = 25$ сна) [7].

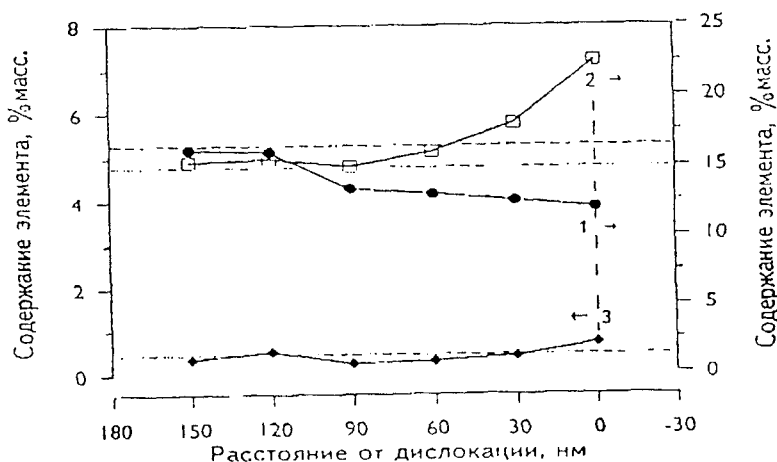


Рис. 8. Распределение элементов в дефектной плоскости петли Франка (пунктирные линии показывают среднее содержание элементов в матрице):

При этом было установлено, что различие процессов распада твердого раствора аустенитных и ферритных сталей определяется поведением основных сегрегатов по отношению к нейтральным (границы зерен) и преференциальным (дислокации) стокам:

- в аустенитных сталях оба типа стоков обогащаются Ni и Si и обедняются Cr, Mo, Nb;

- в ферритных сталях нейтральные стоки обеднены Cr, но преференциальные стоки типа дислокаций с вектором Бюргера $a\langle 100 \rangle$ обогащаются хромом [7]

Радиационно-индуцированная сегрегация компонентов и примесей на межфазных границах приводит к изменению композиции выделений и, следовательно, к изменению их стабильности. Наиболее стабильны в процессе облучения выделения, имеющие хорошее кристаллографическое сопряжение с матрицей. Композиция некогерентных выделений в процессе облучения изменяется. С увеличением дозы облучения некогерентные выделения или растворяются, или трансформируются в выделения с меньшей степенью некогерентности, тем самым изменяются их силы взаимодействия с движущимися дислокациями.

Воздействия облучения на поведение выделений подразделяются на две категории:

- модификация фаз, существовавших в материале перед облучением (т.е. ускорение, замедление, растворение или изменение композиции выделений, сформировавшихся в процессе первоначальной термообработки или последующего термического старения);

- образование новых неравновесных выделений, появление которых в материале можно связать главным образом с радиационно-индуцированной сегрегацией примесей на дислокационных петлях, границах зерен, межфазных границах матрица - выделение.

Зависимость эффекта радиационного упрочнения от дозы облучения

Большинство экспериментальных данных о зависимости прироста предела текучести от дозы облучения (Φt) в общем виде удовлетворяет соотношению типа:

$$\Delta\sigma_n = A(\Phi t)^n,$$

где A - параметр, зависящий от условий облучения и природы испытуемого материала;

t - продолжительность облучения;

Φ - поток; показатель степени n изменяется от 0,25 до 0,75 для различных материалов и условий облучения. В большинстве же случаев: $n \approx \frac{1}{2}$ при малых дозах облучения и $n \approx \frac{1}{3}$ при облучении несколько большими дозами [3].

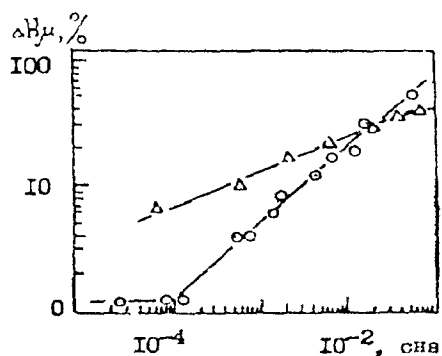


Рис. 9. Изменение микротвёрдости молибдена в зависимости от уровня повреждения при облучении: Δ - нейтронами, 0 - альфа-частицами [10].

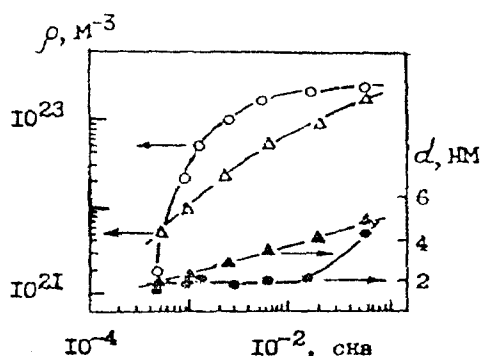


Рис. 10. Изменение плотности и среднего размера радиационных дефектов в молибдене в зависимости от уровня повреждения при облучении: Δ , Δ - нейтронами; 0, 0 - альфа-частицами [10].

На рис.9, 10 приведены данные по изменению прироста микротвёрдости плотности и размера кластеров молибдена в зависимости от уровня повреждения при облучении нейтронами и альфа-частицами с энергией 50 МэВ. Видно, что изменение степени радиационного упрочнения зависит от типа облучения и может быть описано зависимостью типа:

$$\Delta H_{\mu} = 6 \mu b \alpha_i \left[\sum_i (\rho_i d_i) \right]^n,$$

где μ - модуль сдвига; b - вектор Бюргерса; α_i - параметр, характеризующий "прочность" барьеров i -го размерного интервала; ρ_i - плотность, d_i - средний диаметр, n - показатель степени, равный 0,3 и 0,5 при облучении нейтронами и α - частицами соответственно.

Характерным для зависимости прироста предела текучести от дозы облучения является насыщение его значения при определенных дозах. Максимальный прирост и интегральная доза, соответствующие насыщению предела текучести, зависят от многих факторов и еще не нашли однозначного объяснения. Так, при облучении меди электронами с энергией 4 МэВ насыщение достигается при $\sim 10^{-4}$ снв, при облучении нейтронами $\sim 4 \cdot 10^{-1}$ снв и выше, при облучении высокоэнергетичными протонами и альфа-частицами вплоть до $\sim 10^{-1}$ снв насыщения прироста предела текучести не наблюдается [3].

Из представленных на рис. 11 зависимостей изменения предела текучести меди как функции дозы облучения ионами Ar, Ne, В и 14 МэВ нейтронами видно, что:

- скорость изменения $\Delta \sigma$ уменьшается с возрастанием дозы во всех случаях и показывает очевидное насыщение;
- первоначальный наклон кривых увеличивается с возрастанием

массы иона и наибольший для 14 МэВ-ных нейтронов;

- чем больше масса ионов, тем выше уровень насыщения $\Delta\sigma$.

Расчеты показали, что в данных по облучению меди высокоэнергетичными ионами только 18% вакансий и 10 % межузлий находятся в кластерах, формирующихся в каскадах.

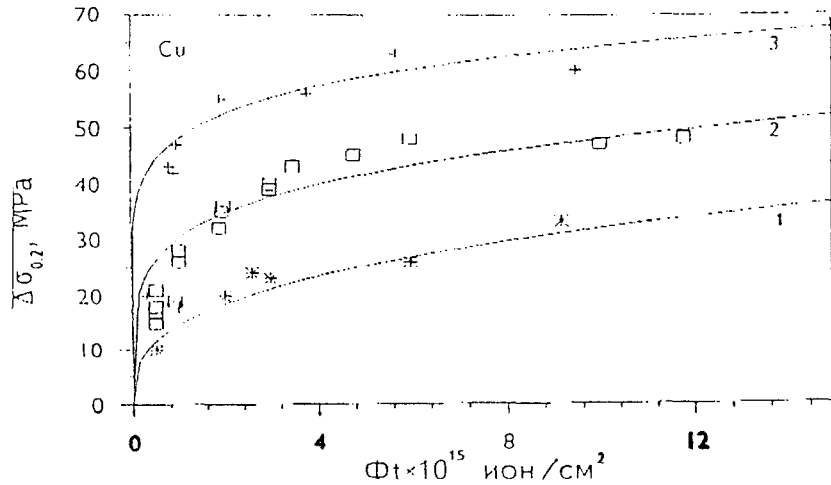


Рис. 11а. Дозная зависимость предела текучести для 115 МэВ В (1), 223 МэВ Ne (2) и 443 МэВ Ag (3) в меди [7].

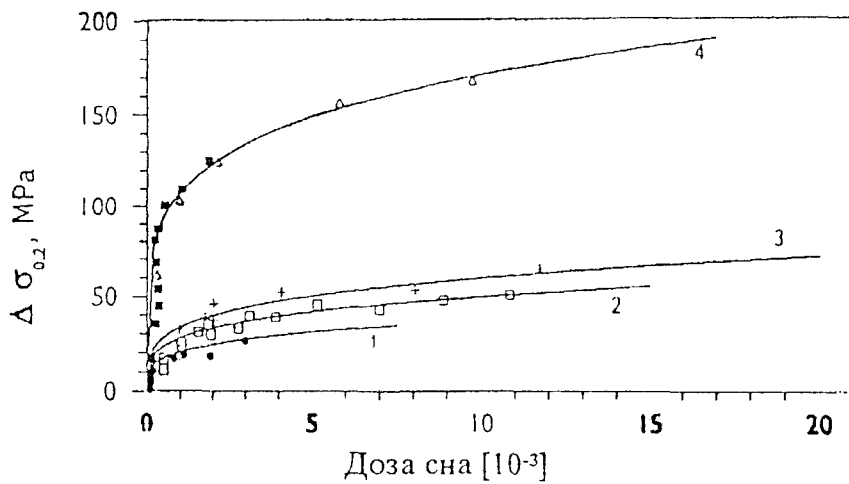


Рис. 11 б. Расчётное изменение предела текучести как функция дозы облучения: 1 - 115 МэВ В, 2 - 223 МэВ Ne, 3 - 443 МэВ Ag, 4 - нейтроны ($E \sim 14$ МэВ) [7].

При облучении 14 МэВ-ными нейтронами из-за большого количества высокоэнергетичных каскадов более чем 95 % вакансий образуют кластеры. Этим и следует объяснить различия при облучении нейтронами и ионами, так как значительное количество межузлий не может рекомбинировать с вакансиями и, следовательно, в аналогичном интервале доз облучения насыщение не наступает.

Таким образом, величина радиационного упрочнения существенно зависит от энергетического спектра ПВА. С повышением энергии бомбардирующих частиц и, следовательно, “жесткости” спектра ПВА, степень упрочнения металлов при облучении возрастает. С учетом этого следует ожидать линейную зависимость прироста предела текучести ме-

таллов от соответствующего значения энергии повреждения, приходящейся на единицу смещения.

На основании анализа большого количества данных, полученных при облучении различными частицами, зависимость величины предела текучести и микротвердости кристаллических тел от дозы облучения в температурной области $0,2... 0,3 T_{пл}$ схематически можно представить (рис. 12.) в виде сложной немонотонной кривой с несколькими участками, наличие и проявление каждого из которых зависят от природы, структурного состояния кристаллов, условий облучения и испытаний [6].

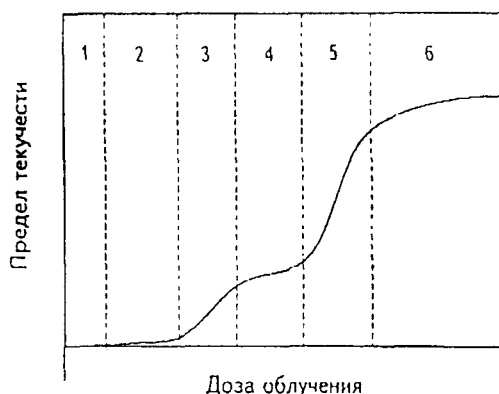


Рис. 12. Обобщённая схема изменения предела текучести кристаллов с ростом дозы облучения [6]: 1 - инкубационный период; 2 - область слабого упрочнения и разупрочнения; 3 - область сильного упрочнения; 4 - область возникновения комплексов межузле - примесь и кластеров вакансионного типа; 5 - область зарождения дислокационных петель, микропор и частиц выделений; 6 - область насыщения всех микроструктурных компонентов радиационного упрочнения.

Естественно, все эти стадии в одних условиях облучения для выбранного материала получить нельзя. Во всех случаях существует начальный инкубационный период по дозе облучения, когда еще изменение напряжения начала пластического течения не обнаруживается. С некоторой (пороговой) дозы облучения для большинства кристаллов наблюдается вначале слабое, а затем существенное повышение предела текучести. Для определенных же кристаллов и особых условий испытания после инкубационного периода отмечается снижение критических скалывающих напряжений. Оно наблюдается, когда либо в процессе облучения разрушаются имеющиеся в исходной структуре барьеры для движущихся дислокаций, либо образующиеся точечные дефекты облегчают движение винтовых компонент дислокаций. Повышение предела текучести после облучения нейтронами и заряженными частицами связано с возникновением спектра различной природы стопоров и барьеров для дислокаций. Наиболее сильное упрочнение на начальной стадии создают кластеры межузельного и вакансионного типов (участки 3-5). Меньший прирост величины предела текучести кристаллов на участке 4 возможен в результате создания комплексов межузельный атом - атом примеси и релаксации полей напряжений вокруг межузельных кластеров и

напряжений обратного знака вокруг кластеров вакансионного типа.

В работе [3] экспериментально показано, что процесс образования упрочняющих барьеров в меди и никеле при облучении нейтронами, протонами и α -частицами происходит в два этапа, отличающихся по скорости упрочнения (рис. 13).

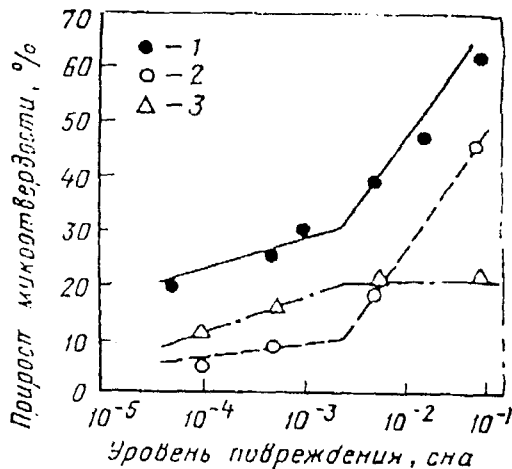


Рис. 13. Изменение прироста микротвёрдости меди в зависимости от уровня повреждения при облучении нейтронами:

1 - суммарное; 2 - вклад малых (< 5 нм) кластеров вакансионного типа; 3 - вклад малых (< 5 нм) кластеров междузельного типа [3].

На первом этапе (примерно до $3 \cdot 10^{-3}$ смещ./ атом) радиационное упрочнение в основном определяется возникновением кластеров междузельного типа, а на втором - кластерами вакансионного типа. Скорость упрочнения на первом этапе заметно меньше, чем на втором. При этом обнаружено, что независимо от природы бомбардирующих частиц на втором этапе концентрация скоплений междузельного типа практически остается постоянной, в то время как концентрация кластеров вакансионного типа продолжает непрерывно увеличиваться, а их средний размер уменьшается.

На стадии 5 (рис. 12), по-видимому, вклад в упрочнение вносят все субструктурные компоненты, включая частицы выделений новой фазы и поры; участок б соответствует насыщению всех микроструктурных компонент упрочнения, после чего возможно разупрочнение из-за больших нарушений сплошности материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Конобиевский С.Т. Действие облучения на материалы. - М.: Атомиздат, 1967. - 402 с.
2. Неклюдов И.М. Радиационное упрочнение металлов и сплавов // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 1976. Вып. 3(8). - С. 3-19.
3. Ибрагимов Ш.Ш., Кирсанов В.В., Пятилетов Ю.С. Радиационные повреждения металлов и сплавов - М: Энергоатомиздат, 1985.-240 с.

4. Кимура Г., Маддин Р. Влияние закаленных вакансий на механические свойства металлов и сплавов // Дефекты в закаленных металлах: - М.: Атомиздат, 1969. - С. 188-267.

5. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Бобонец И.И., Камышанченко Н.В. Старение закаленного алюминия после деформации при 77 К // Изв. вузов. Физика, 1976. - Т. 42. - С. 877-881.

6. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М. Радиационное повреждение в металлах и сплавах при облучении нейтронами, ионами и электронами. ВАНТ. С: ФРП и М, 1984, Вып. 1 (29). - С. 46-73.

7. Воеводин В.Н. Структурно-фазовые изменения в нержавеющей сталях аустенитного и ферритного классов при облучении нейтронами и заряженными частицами. Докторская диссертация, Харьков, ХГУ, 1995. - 488 с.

8. Pawel I.E., Grossbeck M.L., Shiba K.a.ol. Effect of low temperature neutron irradiation on deformation behaviour of austenitic stainless steels. 7 Int. Conf. on Fusion reacton Materials. Obninsk, Russia, 1995. - P. 90.

9. Naohiro Igata and Hideo Kayano Ductility and Hardening of Neutron - Irradiated Fe-Cr and Fe-Cr-Ni Steels. Effects of Radiation on Materials. 15 th Intern. Symposium ASTM STP 1125, 1992. - P. 1243-1255.

10. Вагин С.П., Ибрагимов Ш.Ш., Локтионов А.А., Реутов В.Ф. Влияние кластерно-петлевой структуры на радиационное упрочнение молибдена // Сб. Радиационное материаловедение. - Т. 6. - Харьков, 1990. - С. 73-80.

11. Neklydov I.M., Voevodin V.N. Features of structure-phase transformation of austenitic and ferritic-martensitic steels. J.Nucl. Mater., 212-215, 1994. - P. 39-44.

О НЕГАТИВНОМ ПРОЯВЛЕНИИ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ РАСПАДОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЯЭУ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

А.М. Паршин, А.Н. Тихонов,
Г.Н. Филимонов
(СПбГТУ, МИЭМ,
ЦНИИ КМ "Прометей")

В связи с возможным увеличением срока службы водо-водяных действующих и проектируемых реакторов ЯЭУ до 60-80 и более лет необходимо особое усиление внимания теоретическим и прикладным вопросам влияния временного фактора в условиях непрерывного нарастания нейтронного облучения (и γ -излучения) при умеренных температурах на комплекс механических, коррозионных и др. свойств [1-4]. Некоторые из этих вопросов уже актуальны и сейчас. Так, недооценка развития во времени процессов радиационно-стимулированной диффузии, и особенно