

Раздел второй

МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНАХ

УДК 539.2:536

КООПЕРАТИВНЫЕ МОДЫ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ

*В.Н. Воеводин, И.Н. Лантев, И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов,
В.В. Брык, А.А. Пархоменко*

*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий
Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*

E-mail: parkhomenko@kipt.kharkov.ua

На основании результатов экспериментальных и теоретических исследований структуры и свойств деформируемых облученных материалов с различным типом кристаллической структуры последовательно рассмотрено влияние облучения на механизмы радиационного охрупчивания на всех возможных структурных уровнях – от атомного до макро. Проведен анализ эффектов структурной локализации, коллективизации, дальнего действия, развития ротационных мод. Показано, что они тесно связаны между собой и характеризуют деформированный облученный материал как открытую диссипативную систему, подчиняющуюся законам такого общенаучного подхода, как синергетика.

1. ВВЕДЕНИЕ

Более 50 лет назад стало известно, что облучение приводит к существенному увеличению прочностных свойств материалов – радиационному упрочнению, которое практически всегда сопровождается потерей пластичности – радиационным охрупчиванием. За прошедшие десятилетия это направление исследований не утратило своей актуальности, так как именно радиационное охрупчивание остается решающим фактором, определяющим срок службы атомных реакторов [1]. Под радиационным охрупчиванием мы будем понимать величину потери пластичности после облучения, определяемую по результатам испытаний образцов на растяжение. Именно такой вид испытаний дает подавляющее количество данных в этой области исследований.

С нашей точки зрения, в качестве общей закономерности проявления эффекта радиационного охрупчивания как в области низких (до $0,2 T_{пл}$), так и в области предельно высоких (выше $0,5 T_{пл}$) температур испытаний, выступает развитие кооперативных мод деформации. Роль облучения проявляется в усилении (стимулировании) следующих мод:

– *дальнего действия* (имеющегося в материале после облучения до деформирования и возникающего при деформировании);

– *структурной локализации* (пять уровней: от внутриатомного до макроуровня);

– *коллективизации* (три типа коллективных мод в ансамблях дефектов, соответствующих каналирующим дислокациям, дисклинациям и мартенситным превращениям);

– *ротационных* эффектов (два типа эффектов: возникновение полос Чернова-Людерса (ЧЛ) и дисклинаций (при низких и умеренных

температурах) и вращение зерен (при высоких температурах).

Все эти моды деформации сильно связаны между собой и являются характеристиками деформируемого материала – открытой диссипативной системы, подчиняющейся законам такого общенаучного подхода, как синергетика.

– *Нелинейность*, которая проявляется, например, в самой форме кривых деформации и усиливается наложением на эти кривые эффектов так называемой пластической нестабильности.

– *Самоорганизация* структуры деформированного материала. Параметры дислокационной структуры меняются коррелированно со стадиями деформации. Наблюдается наличие локальных минимумов энтропии при деформационной эволюции структуры.

– *Неравновесность* – энергетическая характеристика облученного и деформируемого облученного материала. Она связана, например, с огромными степенями пересыщенности по концентрациям радиационных дефектов ($C_v^{обл}/C_v^{исх}$), достигающим значений 10^7 и более при дозах облучения, не превышающих несколько десятых долей смещений на атом (сна).

– *Многомасштабность и иерархичность*. Можно выделить следующие характерные масштабные уровни в деформируемом материале [2-4]:

1 – микроскопический, включающий: атомный, с характерным размером $l_a \approx a$ (размер точечного дефекта), и дислокационный, с характерными размерами $l_d \approx 1/\sqrt{\rho}$, где ρ – плотность дислокаций. При высоких плотностях $\rho \approx 10^{14} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$ его характерный размер составляет порядка 30 ... 300 Å ;

2 – мезоскопический, с размерами $l_m = 10^{-7} \dots 10^{-6} \text{ м} = 0,1 \dots 1 \text{ мкм}$. В объеме $\sim l^3 \text{ м}^3$ содержится уже достаточно много дефектов, чтобы их поведение было аддитивным, т. е. чтобы коопера-

тивные эффекты в их системах выходили на первое место. Например, при $\rho \approx 10^{15} \text{ м}^{-2}$ и $l_m = 3 \cdot 10^{-7} \text{ м}$ число дислокаций в элементарном объеме $N = \rho l_m^2 \approx 10^2$;

3 – макроуровень с $l_m = 10^{-5} \dots 10^{-2} \text{ м}$.

Иерархичность – более глубокое понятие. Оно связано с самим процессом пластической деформации и означает существование жесткой связи между структурными уровнями пластической деформации. Иерархичность возникает из того фундаментального закона синергетики, что локализация, индивидуалистичность, разрозненность субъектов процесса – на нижнем структурном уровне соответствуют коллективизации, целостности и единству – на более высоком структурном уровне.

Целью работы было проведение с наиболее общих позиций анализа, на всех возможных структурных уровнях, результатов исследований природы радиационного охрупчивания материалов с различным типом кристаллической решетки, деформируемых как в упругой, так и в пластической областях.

2. РАЗВИТИЕ ЭФФЕКТОВ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ

Ключом к пониманию механизмов деформации материалов является «классическая» кривая растяжения. Принято условно разделять кривые растяжения на стадии пластической деформации, соответствующие своеобразным кинетическим «фазовым переходам» в подсистеме деформационных дефектов. Превращения контролируются внутренним параметром системы – скалярной плотностью дислокаций, величина которой определяется внешним силовым воздействием, а также процессами торможения, сдвига и аннигиляции [3, 4]. Скалярная плотность дислокаций контролирует процессы деформации вплоть до стадии развития ячеистой субструктуры. На последующей стадии (образование разориентированных дислокационных структур) скалярное описание дислокационной структуры недостаточно, необходимо ввести новый параметр – избыточную плотность дислокаций, равную разности плотностей дислокаций в ансамблях разного знака [3]:

$$\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-.$$

Избыточная плотность дислокаций, как правило, связана с процессами локализации пластического течения и непосредственно со средней кривизной – кручением (χ):

$$\chi = b \rho_{\pm}.$$

На этой стадии деформации к контактному и барьерному торможению дислокаций присоединяется новый тип взаимодействия – развитие *дальнодействующих* полей напряжений. Их появление связано с величинами дислокационных зарядов ρ_{\pm} (т. е. с коллективными процессами в дислокационной системе) и появлением при дальнейшем развитии деформации в структуре деформируемого материала дисклинационных оборванных границ, являющихся

представителями ротационных мод деформации. Развитию коллективного взаимодействия дислокаций способствует также тот факт, что сила междислокационного взаимодействия на этой стадии деформации уже сравнима с величиной внешнего прикладываемого напряжения [2].

Зная величину дислокационного заряда, можно определить величину дальнодействующих полей напряжений σ_{μ} следующим выражением:

$$\sigma_{\mu} = [G t b / (1 - \nu) \pi] \rho_{\pm},$$

где b – вектор Бюргерса; G – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; t – толщина образца.

Что же происходит в облученных материалах? Ранее, в работах [5, 6], было показано, что в облученном даже до низких доз (порядка 0,1 сна) материале (температура облучения $T \leq 0,25 T_{пл}$) устанавливается столь высокая плотность мельчайших (5...8 нм) радиационных дефектов, что происходит перекрытие создаваемых ими полей напряжений, вследствие чего происходит рост дальнодействующих упругих напряжений в образце. В свою очередь, это приводит к тому, что в облученных материалах с самого начала процесса деформирования уже существуют условия для развития *коллективных мод*, что проявляется, например, в эффекте дислокационного каналирования, о котором будет сказано в следующем разделе и который является ярким представителем процессов *структурной локализации*.

Говоря об облученном материале, нельзя не сказать о такой его характеристике, как *неравновесность*. Как было показано в работе [6], в облученном при температуре 150° С никеле (0,1 сна) концентрация вакансий в материале может составлять порядка 10^{-4} вак./ат., что приблизительно соответствует их концентрации в необлученных материалах при предплавильной температуре.

Каким же образом облучение влияет на накопление дислокаций, деформационное упрочнение и последующее развитие дальнодействия? Как будет показано в разд. 4, облучение может приводить к увеличению скорости накопления дислокаций при деформировании за счет снижения интенсивности процесса их аннигиляции. В свою очередь, снижение интенсивности аннигиляции связано с изменением под действием облучения свойств самих дислокаций, а именно, снижением энергии дефекта упаковки [7].

Таким образом, эффекты дальнодействия тесно связаны с коллективными эффектами в дислокационной подсистеме и, как будет показано ниже, – с ротационными модами деформации и эффектами структурной локализации.

3. РАДИАЦИОННОЕ СТИМУЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ

3.1. Макроструктурный уровень

Макроструктурный уровень характеризует поведение материала в целом. Примером могут служить те же кривые растяжения материалов. Их

анализ дает не только информацию о величине равномерного удлинения и напряжения течения материала, но и переходе к неравномерной, сосредоточенной, локализованной в «шейке» деформации. По предложенной выше классификации, эти процессы соответствуют макроуровню локализации. Переход к образованию «шейки», предшествующий началу разрушения материала, осуществляется при выполнении условия: $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$, где $d\sigma/d\varepsilon$ – коэффициент деформационного упрочнения, а σ – напряжение течения материала. Роль облучения проявляется в сдвиге в сторону более низких деформаций условия шейкообразования ($\Delta\varepsilon$), т. е. в усилении процесса макропластической локализации деформации (рис. 1).

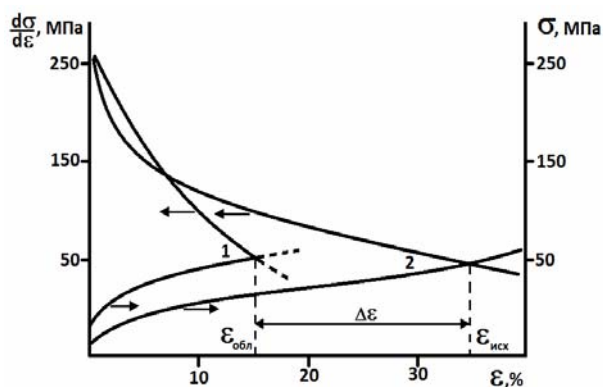


Рис. 1. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения ($d\sigma/d\varepsilon$) и напряжения течения (σ) от величины пластической деформации никеля при комнатной температуре испытаний: 1 – облученный ($0,02$ сна), 2 – необлученный. Величина $\Delta\varepsilon$ соответствует сдвигу деформации начала образования «шейки» в облученном деформируемом материале, т. е. собственно величине радиационного охрупчивания

Обратим внимание на факт увеличения коэффициента деформационного упрочнения облученного материала при степенях деформации до 7%. Анализ микроструктур, облученных высокоэнергетическими электронами, и деформированных ($T \leq 0,25 \dots 0,3 T_{пл}$) образцов никеля показывает, что общая плотность дислокаций в них при степенях деформации, когда выполняется условие $(d\sigma/d\varepsilon)_{обл} > (d\sigma/d\varepsilon)_{иск}$, существенно выше, чем в необлученных образцах. Пороги (отмечены стрелками на рис. 2), которые образовались в результате взаимодействия дислокаций с радиационными дефектами, стимулируют рост деформационного упрочнения. Эти пороги не только тормозят движение дислокаций, но и фактически ускоряют их рост (увеличивают плотность). В итоге, этот процесс приводит к образованию структуры, состоящей из сплетений дислокаций (см. рис. 2).

Таким образом, на макроструктурном уровне роль облучения проявляется в интенсификации процессов локализации деформации в «шейке».

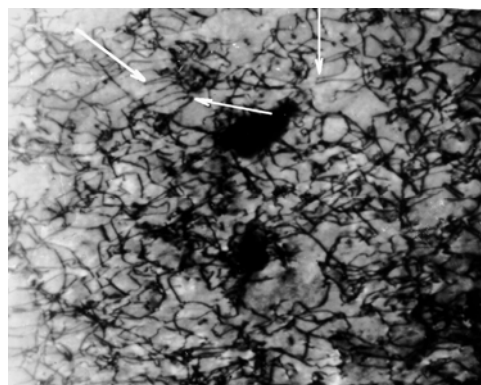


Рис. 2. Дислокационная структура деформированного образца никеля технической чистоты (доза облучения $2 \cdot 10^{-2}$ сна, деформация $\sim 8\%$, температура испытания 20°C)

3.2. Сдвиговые коллективные дислокационные моды. Переход от микро- к мезоструктурному уровню деформации

Хотя облучение и приводит к радиационному упрочнению при низких степенях пластической деформации, но радиационное охрупчивание, как правило, связано с резким деформационным разупрочнением облученных материалов и развитием эффектов пластической нестабильности на мезо- и макроструктурных уровнях. Превращение кривых растяжения реакторных материалов в кривые так называемые «bump»-типа является одной из основных закономерностей влияния облучения на материалы с различным типом кристаллической решетки при различных видах облучения (нейтроны, протоны, (e, γ) -пучки) (рис. 3,а – кривая 2; рис. 3,б – кривые 2, 3).

В материалах с ГЦК-типом кристаллической решетки, имеющих в исходном состоянии «гладкую» кривую растяжения (подобно никелю, см. рис. 1), при дозах облучения порядка 1 сна на начальных этапах пластической деформации ($\varepsilon \leq 1 \dots 2\%$) может наблюдаться сначала деформационное упрочнение, а затем деформационное разупрочнение, связанное с высокими степенями локализации пластической деформации (до 400%) в каналах, свободных от дефектов (эффект «дислокационного каналирования»).

На рис. 4 в качестве примера показан дислокационный канал, возникший в деформированной аустенитной стали, облученной до дозы 5 сна. Длина канала ограничена размером зерна, а ширина составляет $140 \dots 150 \text{ \AA}$. Статистический анализ таких структур показал, что локализованную в канале деформацию создавали дислокационные ансамбли, состоящие из нескольких сотен дислокаций. При этом, практически, весь объем материала остается недеформированным. Эти результаты являются примером того, как коллективное поведение дислокаций на микроструктурном уровне приводит к образованию деформационных дефектов следующего – мезоструктурного, уровня.

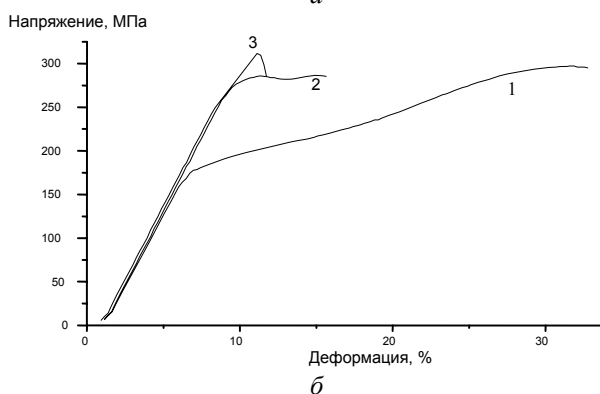
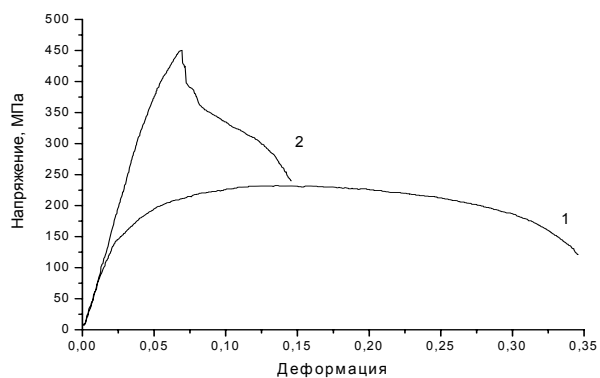


Рис. 3. Кривые растяжения (при комнатной температуре) циркония (а) и хрома (б). Кривые 1 соответствуют необлученному материалу; кривая 2 на верхнем рисунке – облученному материалу дозой 0,2 сна (реактор), кривая 2 на нижнем рисунке – дозой 0,05 сна (электроны 225 МэВ), кривая 3 на нижнем рисунке – дозой 0,1 сна (электроны 225 МэВ). При дозе облучения 0,2 сна разрушение образцов хрома происходило при напряжениях, ниже значений предела текучести необлученных образцов – в упругой области напряжений

Взаимодействие дислокационных зарядов – полос локализованной деформации друг с другом и с границами зерен (dislocation pile – up) – приводит к зарождению трещин и развитию разрушения облученного материала (рис. 5).

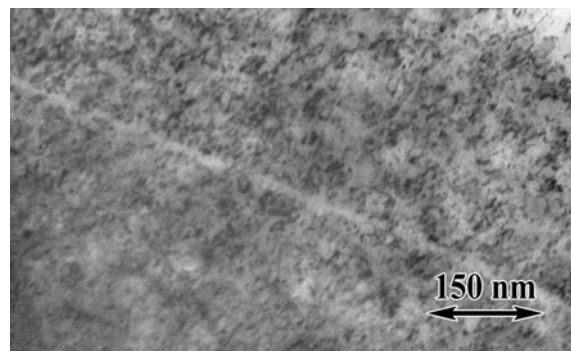
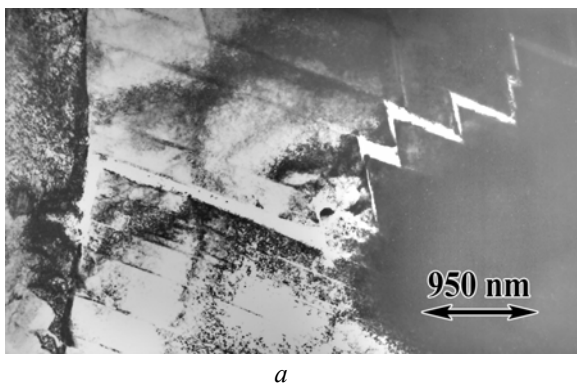


Рис. 4. Дислокационное каналирование в стали 09X18H10T, облученной до дозы 5 сна при температуре 302 °С. Деформация растяжением на 5 %

Следует отметить еще одно важное обстоятельство. Сравнение рис. 5,а и б показывает, что механизмы зарождения трещин в облученных деформируемых материалах с разным типом кристаллической структуры, в данном случае – стали ЭИ 852 (ОЦК) и стали 08X18H10T (ГЦК), подобны. Этот факт отвечает общему синергетическому подходу к деформируемым материалам, в соответствии с которым у них, как у представителей открытых диссипативных неравновесных структур, имеют место одинаковые закономерности поведения под нагрузкой. Это касается не только металлических материалов с разной кристаллической решеткой, но и полимеров, керамик, аморфных материалов и т. д. [3, 4].

Все сказанное до этого касалось температур испытаний, не превышающих 0,35 $T_{пл}$. При высоких температурах испытаний ($\geq 0,5 T_{пл}$) в облученных материалах процессы деформационного разупрочнения наблюдаются с ранних этапов деформации. Они связаны с локализацией деформации по границам зерен в виде зернограничного проскальзывания, стимулируемого наличием продуктов ядерных реакций и развитием ротационных (поворотных) деформационных мод [6].

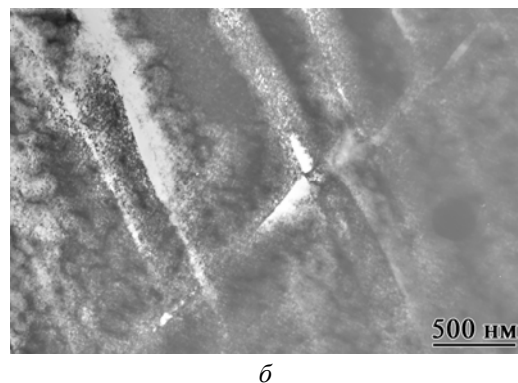


Рис. 5. Образование зародышей трещин при пересечении полос локализованной деформации в аустенитной стали X18H10T, имеющей ГЦК-решетку (а), и стали ЭИ 852, имеющей ОЦК-решетку (б). Облучение тяжелыми ионами хрома до 10 сна при 302 °С. Деформация при той же температуре (6...8 %)

3.3. Локализация на атомном уровне

Известно, что пластическая деформация может протекать только при наличии ненаправленной металлической связи, осуществляемой коллективизированными электронами. Кристаллы же с ковалентной связью разрушаются хрупко. Использование ядерных методик (мессбауэровская спектроскопия и др.) позволило установить, что степень низкотемпературного радиационного охрупчивания металлических материалов увеличивается с увеличением количества локализованных электронов (электронов, которые могут участвовать в ковалентных направленных связях). Это дало основание утверждать, что на всех рассматриваемых структурных уровнях, включая внутриатомный электронный уровень, радиационная повреждаемость связана с проявлением эффекта структурной локализации [8].

Подводя итоги третьего раздела, можно сказать, что одной из важнейших закономерностей радиационного охрупчивания является то, что на всех рассмотренных уровнях облучение усиливает процессы структурной локализации, приводя к ускоренному по деформации (по сравнению с

необлученным материалом) нарастанию их масштабов вплоть до стадии образования «шейки».

4. РОТАЦИОННЫЕ МОДЫ ДЕФОРМАЦИИ

4.1. Начальные стадии деформации – пластическая нестабильность типа Чернова-Людерса

Влияние облучения проявляется не только в увеличении предела текучести и снижении скорости упрочнения материалов, но и в образовании на кривых растяжения «зуба текучести» и площадки ЧЛ. Их наличие по современным представлениям свидетельствует о протекании в материалах эффектов пластической нестабильности, которые могут явиться причиной резкого снижения пластичности. На примере охрупчивания облученных образцов хрома (см. рис. 2, кривая 2) видно, что именно нестабильность ЧЛ явилась причиной разрушения материала: образец не смог «выйти» из режима пластической нестабильности (площадка текучести) в режим «нормального» деформационного упрочнения, осуществляемого за счет поперечного скольжения и разрушился сразу после площадки текучести.

Влияние облучения на величину деформации ЧЛ ($T_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Материал	Условия облучения	Деформация необлученных образцов		Деформация облученных образцов		$\varepsilon_L/\varepsilon_0$		Литература
		$\varepsilon_0, \%$	$\varepsilon_L, \%$	$\varepsilon_0, \%$	$\varepsilon_L, \%$	исх.	обл.	
1. Ванадий	(e, γ)-пучки; $2 \cdot 10^{-3}$ сна	24,2	1,2...1,5	18...19	5...5,2	0,06	0,28	[6]
2. Хром	(e, γ)-пучки; $T_{обл} = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 10^{-1} сна; $5 \cdot 10^{-2}$ сна	20	0	2...3	1...1,5	0	0,4...0,5	[6]
		20	0	6	0,5...0,6	0	0,1	- -
3. Армко-железо	Без облучения	Вязкое 0,18		Хрупкое 0,38		-	-	[6]
4. Ni-Sc Ni+1%Sc Ni+0,3%Sc	(e, γ)-пучки; 10^{-1} сна	50...57	0	40	1,0	0	0,025	[6]
		55	0,4...0,6	40...45	1,5	0,01	0,035	-
5. 0X16H11M3T	(e, γ)-пучки; $2 \cdot 10^{-3}$ сна	50...55	0	45	0,5	0	0,011	[6]
6. Cu-Al монокристалл	10^{24} нейтр./м ²	-	4	-	6...7	-	-	[18]
7. Cu	$3 \cdot 10^{23}$ нейтр./м ² $2,9 \cdot 10^{25}$ нейтр./м ²	-	0	-	1...2	-	-	[19]
		-	0	-	6	-	-	
8. Cu монокристалл	Протоны 600 МэВ $7,4 \cdot 10^{-4}$ сна $6,6 \cdot 10^{-3}$ сна	140	0	106	1...1,5	-	-	[20]
		140	0	97,5	13...14	-	-	
9. 12X18H10T	55,7 сна	35	-	21/25		-	0,84	[21]

В представленной таблице проанализированы экспериментальные данные, свидетельствующие о влиянии облучения на величину деформации ЧЛ. В ней величина ε_0 соответствует удлинению необлученного материала, а ε_L – величине деформации ЧЛ.

Результаты показывают, что во всех изученных материалах с разным типом кристаллической

решетки (в том числе в материалах, не имеющих в исходном состоянии площадки ЧЛ), уже при низких флюенсах облучения наблюдается эффект появления площадки текучести – деформации ЧЛ.

Факт появления/увеличения протяженности деформации ЧЛ является наиболее общей закономерностью в поведении деформируемых облученных материалов, склонных к

радиационному упрочнению и снижению пластичности (охрупчиванию).

В то же время, как было показано в работе [3], распространение фронта полосы ЧЛ является движением ротационной моды по образцу. Таким образом, облучение, как это видно из таблицы, приводит к увеличению вклада поворотной (ротационной) деформации в общую деформацию материала. Можно полагать, что в облученном материале, деформируемом в интервале температур проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания, происходит интенсификация развития и распространения поворотных (ротационных) коллективных мод пластической деформации.

После достижения деформации, соответствующей деформации ЧЛ (ε_L) в материале начинается обычный процесс параболического деформационного упрочнения, интенсивность которого определяется легкостью прохождения процессов поперечного скольжения, приводящих к образованию ячеистых структур. Так как в поликристаллах этот процесс начинается сразу же после начала пластического течения, то факт его задержки ($\varepsilon_L^{\text{обл.}} > \varepsilon_L^{\text{исх.}}$) в результате облучения свидетельствует о подавлении (затруднении) поперечного скольжения в облученных материалах. Поскольку подавление (затруднение) поперечного скольжения дислокаций связано с уменьшением энергии дефекта упаковки, то полученные результаты могут быть объяснены снижением энергии дефекта упаковки материалов при облучении. Экспериментальные результаты, свидетельствующие о снижении энергии дефекта упаковки под облучением, были впервые представлены в работе [7]. Таким образом, установленный выше факт стимулирования ротационных мод в деформированных облученных материалах на микроструктурном (дислокационном) уровне может быть связан с изменением свойств самих дислокаций.

4.2. Стадия развития дислокационно-дисклинационных ротационных мод

Как уже говорилось в первом разделе работы, на стадии развитой пластической деформации коллективные эффекты приводят к появлению следующего структурного масштабного уровня корреляции – возникновению полосовой и фрагментированной структур, непосредственно предшествующих разрушению.

На этих стадиях деформации развиваются дислокационно-дисклинационные структуры. В определенном смысле, развитие этих мод есть ничто иное, как эволюция хорошо известных многие десятилетия полос переориентации. Пластическая деформация при развитии полос переориентации может быть описана в рамках дисклинационного подхода [2]. Наиболее предпочтительными с энергетической точки зрения и часто наблюдаемыми экспериментально являются так называемые *диполи частичных дисклинаций (ДЧД)*. Их движение, помимо переориентации

кристаллической решетки на угол φ (мощность диполя), приводит также и к сдвигам. Для характеристики ДЧД теми же авторами введено понятие супердислокаций с эффективными векторами Бюргерса $\mathbf{V} = \varphi \times \mathbf{L}$ (\mathbf{L} – плечо диполя). Плечо диполя не может быть больше 1 и меньше 0,1 мкм. В ансамблях дисклинаций и их диполей проявляются коллективные эффекты, основанные на дальнедействующем взаимодействии между ними.

Нами была изучена дислокационная микроструктура реакторной аустенитной нержавеющей стали 09X18H10T, деформированной при температурах 300...350 °С (соответствующих рабочим температурам конструкционных материалов активной зоны тепловых ядерных реакторов). При степенях деформации свыше 10 % в материале сформировалась обычная равноосная ячеистая структура. При увеличении степени деформации свыше 30 % сначала в отдельных зернах, а затем при дальнейшем увеличении степени деформации, и во всем объеме деформированного металла начинали формироваться диссипативные разориентированные структуры, аналогичные наблюдаемым в ОЦК-материалах [2]. Пример таких структур приведен на рис. 6. Их характерный размер на порядок превосходит размер ячеек, т. е. они являются дефектами следующего – мезоскопического, уровня. При этом плечо диполя составляет порядка 0,5...0,7 мкм, что соответствует приведенному выше критерию.

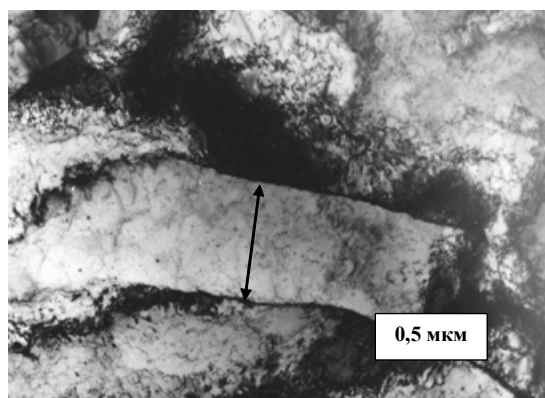


Рис. 6. Представитель ротационных деформационных мод – диполь частичных дисклинаций, в аустенитной нержавеющей стали, деформированной растяжением на 34 % при температуре 300 °С. Двойной стрелкой обозначено плечо диполя (L). Границы диполя – заряды, ансамбли избыточных дислокаций (см. разд. 2), которые не успели релаксировать. Темные области – дальнедействующие упругие поля напряжений, вызванные этими ансамблями. Степень разориентации относительно разворота кристаллических решеток внутри диполя и за его пределами характеризуется углом φ , максимальное значение которого составляло порядка 5°

Если пользоваться синергетической терминологией, то можно сказать, что в таких диссипативных структурах процессы самоорганизации обеспечиваются оттоком энтропии

из пространства между дисклинационными диполями вследствие ухода дислокаций в области разориентировок мезоструктур, в данном случае – в «оборванные» границы диполя.

Учитывая, что такие структуры предшествуют стадии возникновения макропластической нестабильности – образованию «шейки» [2, 3], эффект ее «ускоренного» образования (собственно радиационного охрупчивания) может быть связан с установленным экспериментально фактом увеличения скорости накопления дислокаций, что приводит к увеличению мощности дислокационных зарядов на последующих стадиях деформации за счет снижения скорости аннигиляции дислокаций. В свою очередь, снижение скорости аннигиляции дислокаций может определяться эффектом снижения энергии дефекта упаковки дислокаций, т. е. изменением под облучением свойств самих дислокаций [7]. Связь процессов накопления дислокаций при деформации с величиной энергии дефекта упаковки может быть представлена следующим образом.

Деформационное упрочнение материалов определяется эволюцией дислокационной структуры. В общем случае, скорость накопления дислокаций \dot{G} можно представить в виде:

$$\dot{G} = K - X,$$

где K характеризует интенсивность дислокационных источников как деформационного, так и недеформационного происхождения, а X – скорость аннигиляции, уменьшения плотности дислокаций.

В области низких и умеренных температур снижение $d\sigma/d\varepsilon$ на поздних стадиях деформационного упрочнения определяется развитием процессов аннигиляции винтовых компонент дислокационных петель. Основной вклад в величину X можно представить в виде $\delta_\alpha v \rho^2$ [9], где δ_α – коэффициент аннигиляции винтовых дислокаций; v – скорость и ρ – плотность дислокаций. В металлах с ГЦК-решеткой аннигиляция винтовых дислокаций контролируется напряжением образования перегиба критического размера в плоскости поперечного скольжения. Принимая это во внимание, в соответствии с той же работой, для коэффициента аннигиляции имеем выражение:

$$\delta_\alpha/b = \kappa(0) \exp((k_B T/A) \ln(v_0/v)),$$

где $\kappa(0)$ – коэффициент аннигиляции при нуле градусов К; k_B – постоянная Больцмана; v_0 , v – соответственно скорость пластической деформации и предэкспоненциальный фактор в выражении для скорости деформации; b – вектор Бюргерса; A – энергетическая постоянная, зависящая от энергии дефекта упаковки γ ($A \sim 1/\gamma$).

Величина γ может существенно снижаться в результате облучения. В соответствии с приведенной выше формулой, это может привести к снижению коэффициента аннигиляции дислокаций и, как следствие, к увеличению скорости накопления дислокаций в определенном интервале деформаций.

Во втором разделе данной работы отмечалось, что стадии пластической деформации соответствуют своеобразным «фазовым переходам» в подсистеме накапливающихся деформационных дефектов. На основании проведенных экспериментов можно утверждать, что в облученном деформируемом материале ход эволюции изменяется, и материал ускоренным по деформации образом приходит к финальной стадии – стадии образования трещин путем накопления высокой избыточной плотности дислокаций и нарастания масштабов локализации деформации.

Подводя итоги раздела, необходимо отметить, что ДЧД являются не только представителями ротационных, *поворотных мод деформации*, но также и представителями коллективных (*содержат в себе дислокационные заряды, состоящие из множества дислокаций*) и *дальнедействующих мод* (так как обладают дальнедействующими полями напряжений). Таким образом, приходим к важному выводу: рассматривая проявление радиационного охрупчивания, связанное с любой из мод, сталкиваемся с тем, что в ней содержатся и все остальные моды! Все – в каждом, и каждое – во всем. *В этом смысле* можем говорить о *голографичности* * эффекта радиационного охрупчивания.

5. БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫЕ КОЛЛЕКТИВНЫЕ МОДЫ. МЕТОД ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (ФДМП)

Все, о чем говорилось до этого, соответствовало стадии пластической деформации. А что же будет в том случае, когда разрушение материала происходит в упругой области? Действительно, в целом ряде случаев зафиксировано разрушение облученных материалов в упругой области напряжений, когда пластическое течение полностью отсутствует. Причем, если в ОЦК-материалах (см. рис. 2) это может происходить при очень низких дозах облучения (порядка 0,2 сна), то в аустенитных нержавеющей сталей – при высоких дозах (порядка сотен смещений на атом) и температурах облучения [10].

В 1955 году А.В. Степанов высказал идею о том, что любое разрушение связано с пластической деформацией. В целом ряде работ (см., например, [11]) на основе результатов *фрактографических* исследований (наличия на поверхности разрушения так называемых «подрывов» и других особенностей) был сделан вывод, что и при хрупком разрушении реализуются дислокационные механизмы. Поэтому принципиально важным является вопрос: могут ли реализовываться бездислокационные механизмы *зарождения* трещин и разрушения?

* Аналогия связана со свойствами голограмм. Сколько не разрежай голографическую картинку на части (аналоги наших мод), в каждой из них будет содержаться ее полное изображение.

Недавно был предложен механизм, связанный с реализацией чисто упругих деформаций и являющийся основным видом фазовых превращений в сплавах железа – мартенситных превращений (МП). В этом случае атомы упруго смещаются в определенных кристаллографических направлениях лишь на небольшую долю межатомных расстояний, и ни о какой пластике речь идти не может.

В работах [12, 13] было высказано предположение, что релаксация упругих напряжений в облучаемых аустенитных сталях возможна в результате МП, в которых объемные несоответствия образующихся фаз компенсируются выделением или поглощением вакансий. Изменение относительного объема при превращении $(\Delta V/V)$ может быть вычислено как функция угла ϕ , который составляет направление $\langle 001 \rangle$ элементарной объемно центрированной ячейки (и в феррите, и в аустените) с предполагаемой кристаллографической плоскостью сдвига. Этот угол изменяется в пределах от $35^\circ 15'$ до 45° . И, таким образом, МП являются ярким примером еще и ротационных, поворотных мод. Кроме того, согласно работам школы Курдюмова [14], МП являются и коллективным эффектом, так как в них всегда принимает участие огромное число атомов, и эффектом локализации, поскольку смещения атомов сосредоточены только в определенных кристаллографических направлениях.

В работе [15] предложен новый подход к описанию и исследованию условий мартенситообразования в железе и сплавах на его основе под влиянием температур, давлений и легирования, в том числе и вакансиями, которые могут быть внесены закалкой, деформацией или облучением. Исследования геометрии полиморфных ГЦК \rightarrow ОЦК фазовых превращений позволили построить температурно-силовое поле и в нем диаграмму МП переходов в монокристаллах простейшей системы «железо–вакансии» (рис. 7). Этот подход был назван *методом фазовых диаграмм мартенситных превращений*.

Диаграмма размещается в поле между изотермами 50 и 912 °С в области давлений от 0 до 12,5 ГПа и является линией ГЦК \leftrightarrow ОЦК фазовых превращений в монокристаллах чистого железа, проходящих через непрерывный спектр ОЦТ-состояний под действием упругих напряжений и (или) температур. Если вектор действующих упругих напряжений или любая из его составляющих (σ_n или σ_t) по величине оказываются равными расстоянию между ветвями петли, превращение осуществляется скачком с одной ветви петли на другую. Это и есть процесс *мартенситообразования*. Направление и величина силового вектора однозначно связаны с основными параметрами P , T и V , определяющими термодинамику процесса мартенситного превращения.

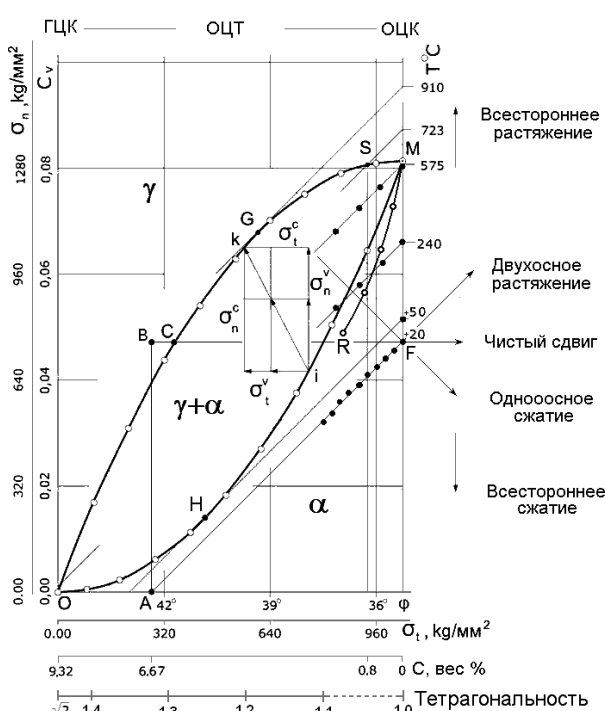


Рис. 7. Петля гистерезиса и ее изолинии: AF – изотерма (одноосное растяжение–сжатие); CF – изобара (чистый сдвиг); MF – изохора (всестороннее растяжение–сжатие); ik – произвольный вектор напряжения мартенситного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения; $\sigma_n = \sigma_n^{(v)} + \sigma_n^{(c)}$ и $\sigma_t = \sigma_t^{(v)} + \sigma_t^{(c)}$ – нормальные (σ_n) и тангенциальные (σ_t) составляющие вектора ik; символы v и c обозначают соответственно вакансионную и углеродную части составляющих. Кривая MR – экспериментальная зависимость температуры начала образования мартенсита M_S от содержания углерода в железе. Точки на кривой – значения M_S , рассчитанные по диаграмме

О новом подходе к определению температуры хрупковязкого перехода в неравновесной системе железо–вакансии. Исследования свойств петли гистерезиса $\gamma \leftrightarrow \alpha$ полиморфных фазовых превращений позволяют предложить новую модель хрупкого разрушения ОЦК-металлов и сплавов. Модель позволяет также определять температуру вязкохрупкого перехода без применения разрушающих методов контроля.

Суть модели – разрушение ОЦК-металлов и сплавов обусловлено обратным мартенситным превращением, протекающим в поле гидростатических растягивающих напряжений с образованием вакансионного комплекса. В зависимости от величины активационного объема и энергии дефекта упаковки комплекс может выделяться в виде дислокационной петли вакансионного типа, вакансионного диска, поры или трещины. Теоретически любое увеличение свободной поверхности твердого тела следует понимать как разрушение, а образование вакансионной поры или трещины в поле упругих напряжений – трактовать как хрупкое разрушение.

Расчет изменения потенциальной энергии вдоль петли обнаруживает ее экстремум, который располагается в исходной петле вблизи первой или последней четверти диаграммы. Нижняя точка петли гистерезиса, лежащая на вертикали, проведенной через точку экстремума, отвечает самой низкой температуре обратного мартенситного превращения в данной петле. Температура в этой точке определяется касательной к петле, проведенной через эту точку. Согласно нашей модели хрупкого разрушения ОЦК-кристаллов, определенная таким образом температура отвечает температуре вязкохрупкого перехода.

Предложенный метод позволяет провести оценку части аустенитной фазы, образующейся в результате облучения, и открывает возможность прогнозирования по изменению фазового состава поведения материалов внутрикорпусных устройств и корпусов реакторов. Так, например, он позволил объяснить изменение магнитных характеристик корпусов реакторов ВВЭР 1000 – их размагничивание, связанное, по нашему мнению, с протеканием обратных мартенситных превращений [16].

Данный подход соответствует принципам физической мезомеханики и неравновесной термодинамики, развиваемым школой академика В.Е. Панина, в соответствии с которыми атомные механизмы разрушения твердых тел должны быть связаны с наноструктурными состояниями в локальных зонах гидростатического растяжения [4].

На основании метода ФДМП был предложен новый подход к вопросу имитации реакторного облучения и прогнозированию охрупчивания [17]. В соответствии с ним кривая дозовой зависимости потери пластичности, вязкости разрушения есть кривая приближения к объемно-напряженному состоянию (ОНС) облучаемого материала, т. е. к формированию в нем тензора гидростатических растягивающих напряжений. Реализация такого состояния вблизи точки «О» (см. рис. 7) должна приводить к низкотемпературному радиационному охрупчиванию ОЦК-материалов и сплавов. Реализация ОНС вблизи точки «М» – есть условие проявления радиационного охрупчивания, связанного с пористостью (распуханием) и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в ГЦК-материалах.

Экспериментальные исследования подтверждают правильность этого подхода. Авторы работы [18] считают, что наблюдаемый ими вязкохрупкий переход в стали 08X18N10T с высоким распуханием связан именно с γ - α -превращением. Эффект наблюдается при критическом значении радиационного распухания материала, обусловленного вакансионной пористостью, порядка 8...10 %. Было также показано, что в материале при таких объемных изменениях формируется и действует шаровой тензор растягивающих напряжений. Как видно из рис. 7, эта величина объемных изменений близка (учитывая идеальность решетки) к значению объема фазового несоответствия (8,14 %, см. точку «М») и ввиду

напряженного состояния металла при завершении фазового перехода γ - α .

Прямые эксперименты, проведенные коллективом, который возглавляет О.П. Максимкин, в НЯЦ Республики Казахстан, позволили непосредственно наблюдать «мартенсит облучения» и экспериментально показать связь изменения намагниченности, распухания и разрушения аустенитных сталей при различных видах облучения (см. обзор в работе [23]).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На всех стадиях пластической деформации облученных материалов с различным типом кристаллической решетки (от упругого участка и до образования «шейки») роль облучения проявляется в усилении (стимулировании) следующих деформационных (структурных) мод:

- *локализации* (на уровнях – от внутриатомного до макроуровня);

- *коллективизации* (три типа коллективных мод в ансамблях дефектов, соответствующих каналирующим дислокациям, дисклинациям и мартенситным превращениям);

- *дальнегодействия* (имеющегося в материале после облучения до деформирования и возникающего при деформировании);

- *ротационных* эффектов (два типа эффектов: возникновение полос ЧЛ и дисклинаций (при низких и умеренных температурах) и вращение зерен (при высоких температурах)).

Все эти моды тесно связаны между собой и являются одновременно характеристиками деформируемого материала как открытой диссипативной системы, подчиняющейся законам такого общенаучного подхода, как *синергетика* (многомасштабность, иерархичность, неравновесность, нелинейность, самоорганизация).

2. Получен ответ на принципиально важный для физики прочности и пластичности вопрос: могут ли реализовываться бездислокационные механизмы зарождения трещин и разрушения? Предложен механизм, связанный с реализацией чисто упругих деформаций за счет фазовых мартенситных превращений. Использование метода ФДМП позволяет предложить объяснение не только эффектов радиационного охрупчивания, но и эффектов изменения магнитных характеристик корпусов реакторов ВВЭР Украины.

3. На основании метода ФДМП предложен новый подход к вопросу имитации реакторного облучения и прогнозированию охрупчивания. В соответствии с ним кривая дозовой зависимости потери пластичности, вязкости разрушения есть кривая приближения к ОНС облучаемого материала, т. е. к формированию в нем тензора гидростатических растягивающих напряжений. Реализация такого состояния в районе температур 230...280 °С должна приводить к низкотемпературному радиационному охрупчиванию ОЦК-материалов и сплавов. Реализация ОНС в районе температур 500...575 °С приводит к радиационному охрупчиванию, связанному с

пористостью (распуханием) и обратным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в ГЦК-материалах.

4. На основе модели ФДМП можно предсказать и вероятность процесса «тихого растрескивания» корпусов реакторов, возможность протекания которого непосредственно следует из модели образования микропор и зародышей трещин по механизму обратных мартенситных превращений, стимулируемых наличием упругих растягивающих напряжений у внешней поверхности корпуса. Экспериментальным подтверждением служат результаты работы [24], в которой с применением «тонких» ядерных методов в облученных корпусных сталях обнаружены наноразмерные поры с плотностью порядка 10^{24} $1/\text{м}^3$! В свою очередь, в работе [25] нами показано, что, несмотря на низкий коэффициент концентрации напряжений на порах, трещины легко развиваются в облученной, упругодеформируемой стали в условиях высокой концентрации пор. Еще одним подтверждением справедливости данного подхода является недавно установленный факт обнаружения «многочисленных трещин» в корпусе реактора третьего энергоблока бельгийской АЭС Доль (DOEL) после его 30-летней эксплуатации [26].

Авторы благодарны академику Виктору Евгеньевичу Панину (Российская Федерация), профессору Олегу Прокофьевичу Максимкину (Республика Казахстан) за ценные замечания и полезное обсуждение работы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. I.M. Неклюдов, В.М. Ажажа, Л.С. Ожигов та ін. *Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин*: Збірник наукових статей / Під ред. Б.С. Патона. К.: ІЕС ім. С.О. Патона НАН України, 2009, с. 236-241.
2. В.И. Владимиров, А.Е. Романов. *Дисклинации в кристаллах*. Л.: «Наука», 1986, 224 с.
3. В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов и др. *Структурные уровни пластической деформации и разрушения*. Новосибирск: «Наука», 1990, 255 с.
4. В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения // *Физическая мезомеханика*. 2009, т. 12, №4, с. 7-29.
5. V.F. Zelenskij, I.M. Neklyudov, L.S. Ozhigov, et al. Utilization of electron accelerators for simulation and studies of radiation effects on mechanical properties of reactor materials // *J. Nucl. Mater.* 1993, v. 207, p. 280-285.
6. А.А. Пархоменко. *Особенности пластической деформации облученных материалов с различным типом кристаллической структуры*: Диссертация ... докт. физ.-мат. наук. Харьков, 2001, 357 с.
7. А.А. Пархоменко. К вопросу о влиянии облучения на энергию дефекта упаковки // *Научные ведомости*. 1998, №1(6), с. 75-80.
8. Н.А. Азаренков, А.А. Пархоменко, Л.С. Ожигов, В.Г. Кириченко, С.В. Литовченко. Влияние электронной структуры на радиационное охрупчивание металлов // *Труды XVII Межд. конф. по физике рад. явлений и рад. материаловедению (Алушта, 5-9.09.06 г.)* Харьков, 2006, с. 39-40.
9. Г.А. Малыгин. Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах // *ФТТ*. 1995, т. 37, №1, с. 3-29.
10. F.H. Huang. Comparison of fracture behavior for low swelling ferritic and austenitic alloys irradiated in the fast flux reactor to 180 dpa // *Engineering & Fracture Mechanics*. 1992, v. 43, p. 733-748.
11. В.С. Иванова. Механизмы разрушения, структура и трещиностойкость конструкционных материалов // *Проблемы прочности*. 1985, №10, с. 96-103.
12. И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко. О возможности образования мартенсита в аустенитных нержавеющей сталях // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2002, №4, с. 143-145.
13. И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко. Диаграмма фазовых превращений в системе «железо-углерод-вакансия» в полях упругих напряжений // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2004, №3, с. 31-37.
14. *Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения* / Под ред. академика Г.В. Курдюмова. М.: «Наука», 1972, 237с.
15. И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко. Фазовые превращения и хрупкость системы «железо-вакансия» в полях упругих напряжений // *Успехи физики металлов*. 2010, №1, с. 19-61.
16. И.Н. Лаптев, Л.С. Ожигов, А.А. Пархоменко. О новом подходе к структурно-фазовым превращениям и охрупчиванию ОЦК-металлов и сталей // *Труды 9-й Международной конференции «Физические явления в твердых телах»*. Харьков: изд-во ХНУ, 2009, с. 9-12.
17. И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко, И.М. Неклюдов. О новом подходе к описанию фазовых превращений и хрупкости сильно неравновесных систем // *ВІСНИК ХНУ ім. В.Н. Каразіна*. 2011, №955, с. 98-107.
18. Б.З. Марголин, И.П. Курсевич, А.А. Сорокин, Н.К. Васина, В.С. Неустроев. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей // *Вопросы материаловедения*. 2009, №2(58), с. 99-111.
19. J. Koppelaar. Radiation hardening of the Cu-Al single crystal // *Acta Met.* 1964, v. 12, p. 1171-1178.
20. В.И. Прохоров. Радиационное упрочнение и охрупчивание сплавов // *Внутриреакторные исследования*. Димитровград, 1978, с. 49-85.
21. Y. Dai, D. Gavillet, F. Fashound. Mechanical properties and microstructures of 600 MeV p+ irradiated Cu single crystal // *Journal. of Nucl. Mater.* 1994, v. 212-215, p. 393-398.
22. О.П. Максимкин, О.В. Тиванова. Локализация деформации в аустенитных нержавеющей сталях, облученных до высоких повреждающих доз. // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и*

радиационное материаловедение». 2012, №2(78), с. 83-88.

23. О.П. Максимкин. Изменение магнитных свойств нержавеющей сталей, облученных в реакторе БН-350 // *Вестник НЯЦ РК*. 2011, №4, с. 101-109.

24. E. Meslin, M. Lambrecht, M. Hernandez-Mayoral, et al. Characterization of irradiated ferritic

model alloys and a PRV steel from combined analyses // *Journal of Nuclear Materials*. 2010, v. 406, p. 73-83.

25. O.V. Borodin, V.V. Bryk, V.N. Voyevodin, A.A. Parkhomenko, A.S. Kalchenko. Swelling and post-irradiated deformation structure in 18Cr-10Ni-Ti SS irradiated with heavy ions // *Journal of Nucl.Mater.* 2004, v. 329-333, p. 121-125.

26. http://www.bellona.ru/articles_2012/Doel3-cracks.

Статья поступила в редакцию 06.09.2012 г.

КООПЕРАТИВНІ МОДИ РАДІАЦІЙНОЇ КРИХКОСТІ

В.М. Восводін, І.М. Лантєв, І.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов, В.В. Брик, О.О. Пархоменко

За результатами експериментальних та теоретичних досліджень структури і властивостей опромінених матеріалів з різним типом кристалічної структури, що деформуються, показано вплив опромінення на механізми радіаційної крихкості на усіх можливих структурних рівнях – від атомного до макро. Розглянуті ефекти структурної локалізації, колективізації, дальності, розвитку ротаційних мод. Показано, що вони тісно пов'язані між собою, та характеризують деформований опромінений матеріал як відкриту дисипативну систему, що підпорядковується законам такого загальнонаукового підходу, як синергетика.

COOPERATION MODES OF THE RADIATION EMBRITTLEMENT

V.N. Voyevodin, I.N. Laptev, I.M. Neklyudov, L.S. Ozhigov, V.V. Bryk, O.O. Parkhomenko

According to the results of experimental and theoretical studies of the structures and properties irradiated deformed materials with different crystalline structure, the effect of irradiation on mechanisms of radiation embrittlement on all structure levels (from atomic to macro-level) has been shown. The effects of structural localization, collectivization, long range effects, rotation modes development are described. It was shown that these effects are closely interrelated; they characterized the deformed irradiation material as open dissipative system subjected to the laws of such scientific approach as synergetic.