

действие на материалы термоядерных реакторов. - СПб.: ЦНИИ КМ "Прометей", 1994. - С. 101.

11. Крюков А.М. Обоснование продления радиационного ресурса корпусов реакторов ВВЭР-440. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Российский научный центр "Курчатовский институт", 1994.

12. Богоявленский В.Л. Коррозия сталей на АЭС с водным теплоносителем. - М.: Энергоатомиздат, 1984. - 168 с.

13. Паршин А.М., Иванов И.М., Жукова М.А. В кн.: Оптимизация структуры и свойств сталей и сплавов в свете реализации программы "Интенсификация - 90". - Л.: ЛДНТП, 1987. - С. 28-36.

14. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Кириллов Н.Б. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов. - СПб: Политехника, 1995. - 300 с.

ПРОЧНОСТЬ И ОСЛАБЛЕНИЕ РАДИАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ

И.В.Горьнин,
А.М.Паршин,
В.В.Рыбин
(СПбГТУ, ЦНИИ КМ
"Прометей")

Несмотря на своеобразие радиационного воздействия, процесс пластического деформирования различных металлических материалов обладает рядом общих закономерностей. Так, при пластической деформации им свойственен процесс деформационного упрочнения, и, хотя последний вырождается с дозой нейтронного облучения, это наиболее важное свойство в работоспособности металлов частично еще сохраняется и предотвращает разрушение. Именно способность металлов к упрочнению в различных экстремальных условиях способствует их подавляющему использованию в качестве конструкционных материалов.

Следует указать и на то, что преждевременное (не расчетное) хрупкое разрушение свидетельствует о недопустимом при определенных температурно-временных или температурно-деформационных циклах снижении пластичности, когда металл в конструкции уже не может более снимать пики перенапряжений, и они становятся соизмеримыми с прочностью. Это будет способствовать продвижению или даже катастрофическому росту имеющейся (допустимой) трещины или зарождению и недопустимому росту ее во времени. Таким образом, исчерпание пластичности является определяющим фактором в работоспособности изделий и их надежной эксплуатации.

Изотропность механических свойств при этом, уменьшая локализа-

цию повреждаемости, будет способствовать повышению сопротивляемости развитию трещин.

Остановимся еще на одном очень важном факторе, предопределяющем работоспособность конструкционных материалов. Нам представляется, что структурные превращения, протекающие на различных стадиях распада твердых растворов, оказывают определяющее влияние на прочность и пластичность, а также на другие механические характеристики, радиационное распухание, коррозионную повреждаемость и др. Изменение свойств конструкционных материалов определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других несовершенств кристаллического строения, плотностью и равномерностью их распределения, изменяющихся в процессе температурно-временных условий нагруженных конструкций, но и изменением структуры, также изменяющейся во времени в зависимости от температуры, с учетом дилатации на границе раздела “формирующаяся избыточная фаза - матрица”. При этом нужно учитывать взаимодействие различных несовершенств кристаллического строения и структурных превращений их на различных этапах распада твердых растворов, особую роль величины и интенсивности структурных напряжений. Весьма важна при этом равномерность распада твердых растворов, которая приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов и интерметаллидов, т.е. к образованию структуры типа микрорешетки из этих фаз. Авторами утверждается, что упрочнение и охрупчивание нужно связывать не только с процессами обособления, коагуляцией избыточной фазы, но и с процессами зарождения, в инкубационном периоде распада, т.е. на стадиях предвыделения.

В связи с изложенным, однородность распада твердых растворов и объемная дилатация на границе раздела “формирующаяся фаза - матрица”, предопределяющие появление упругоискаженных областей, являются доминирующими факторами в локализации деформации, в сопротивляемости зарождению и развитию трещин.

Развитые в данной работе концепции позволяют определить пути повышения работоспособности и ослабить вредное влияние нейтронного воздействия на конструкционные материалы ядерных и термоядерных установок. Основное внимание при этом уделяется изотропности механических свойств, уменьшению ослабления прочности границ зерен в сравнении с прочностью их тел, вовлечению в работу всего объема зерна, т.е. предотвращению локализации деформации [1-4].

Несмотря на общность явлений в проблемах прочности и физического металловедения, радиационное облучение часто вносит такие изменения, которые присущи только этому процессу (радиационно-стимулированная диффузия, радиационно-индуцированный распад твердых растворов, высокотемпературное гелиевое охрупчивание, радиационное распухание и вакансионное порообразование, проявление ползучести при относительно низких температурах и т.д.).

Весьма пристального внимания требуют вопросы равномерности распада твердых растворов. Возникновение радиационно-стимулированных сегрегаций на поверхностях раздела (границы зерен, двойников, блоков и др.), т.е. проявление избирательности распада, как правило, отрицательно сказывается на деформационной способности конструкционных материалов. Усиление однородности распада (увеличение числа центров кристаллизации) может обеспечить более изотропное состояние металла, способного перераспределять пики перенапряжений и предотвращать проявление преждевременного разрушения [2, 5, 6].

Радиационно-стимулированные процессы в определенных условиях (мартенситностареющие стали, длительное старение) могут ослабить пагубное влияние структурных превращений и ускорить релаксацию напряжений. Формоизменение вторичных фаз, например, замена пластинчатых гидридов титана глобулярными в α -сплавах титана в процессе облучения, также благоприятно сказывается на равномерности протекания пластической деформации в специфических условиях эксплуатации.

В таком случае отрицательные, а иногда и положительные последствия нейтронного облучения могут быть, соответственно, ослаблены или усилены, т.е. при учете природы и кинетики структурных превращений можно в некоторой мере управлять процессами рекомбинации разноименных радиационных дефектов. Это вселяет уверенность в возможности создания радиационно-стойких конструкционных материалов.

Особенно необходимо отметить роль структурно-принудительной рекомбинации в ослаблении или подавлении радиационного распухания. Возникающие при этом однородном распаде поля структурных напряжений оказываются способными перераспределять потоки разноименных точечных дефектов, ослаблять или подавлять миграцию межузельных атомов на опасные структурные стоки (экранировать их) и обеспечивать возможность их дополнительной встречи с вакансиями, т.е. создавать условия для их аннигиляции [2, 5].

При обеспечении равномерного распада и развитой поверхности межфазных границ, являющихся потенциальными стоками для радиационных дефектов, достигается как равномерность распределения, так и уменьшение их удельной концентрации. Это значительно ослабляет, например, влияние нейтронного облучения на радиационную повреждаемость аустенитных вакансионных сплавов.

Так, снижение длительной пластичности этих сплавов связывается не только с накоплением трансмутантного гелия, но и с миграцией гелиевых пузырьков к границам зерен, их удельным количеством на них. Степень охрупчивания при этом определяется способностью избыточных фаз и дислокаций предотвратить вынос пузырьков гелия к границам зерен.

Таким образом, прочность сталей и сплавов (и другие критерии работоспособности) в условиях нейтронного облучения в значительной мере определяется изотропностью механических свойств, уменьшающих локализацию повреждаемости [2, 4, 7, 8].

Проиллюстрируем изложенное на примере аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов (основных конструкционных материалов ядерных и термоядерных установок). Если после аустенизации (закалка в воде) эти материалы имеют аустенитное или аустенитно-ферритное (стали типа 18-8, 18-10 и др.) строение, то в процессе последующего старения при высших температурах происходит процесс выделения избыточных элементов в виде карбидных или интерметаллидных, т.е. вторичных, фаз. При этом процесс зарождения, обособления и коагуляции избыточной фазы будет или относительно равномерным (рис.1.), и или избирательным (рис. 2.) Это определяется не только наличием отдельных легирующих элементов, но и степенью пересыщенности фиксированного (закалка) твердого раствора при данном типе решетки [1, 2, 8]. Модели таких распающихся твердых растворов показаны на рис.3.

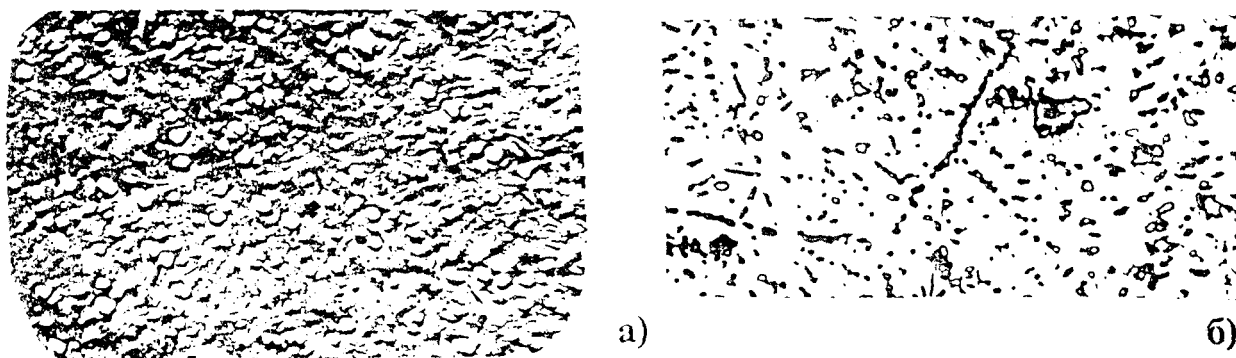


Рис. 1. Равномерное выпадение вторичных фаз:

- а) сплав XH77TIOP, 750°C, 300 ч; скоагулированная γ' -фаза $Ni_3(Ti, Al)$ (X18000);
- б) сплав 03X20H30M2BPЦЧ, 700°C, 10000 ч; σ -фаза (светлые выделения по границам зерен) и Z-фаза (X2000-2) (темные выделения внутри зерен), выявлено окислением.

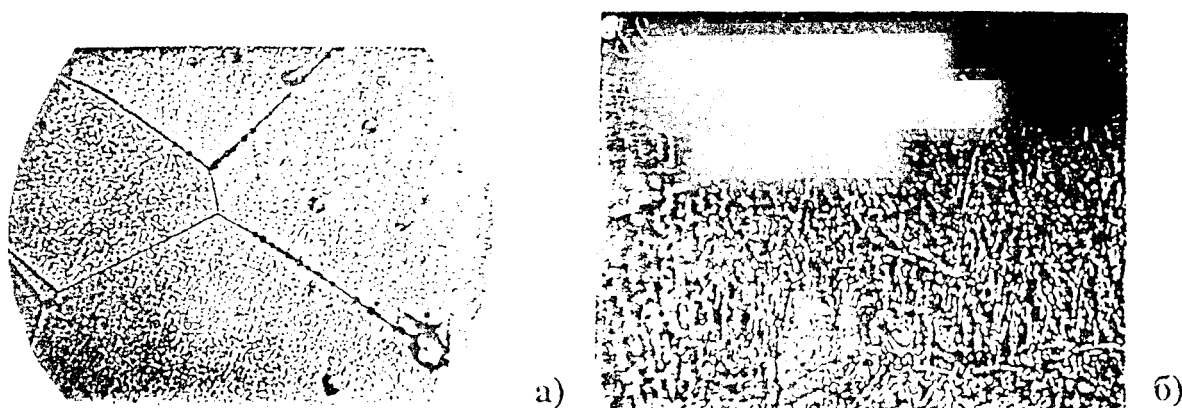


Рис. 2. Избирательное выделение карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ в инкубационном периоде распада дисперсионнотвердеющих сталей:

- а) предвыделения в стали X12H20T3P (650°C, 5000 ч) у граничной области (X 11000);
- б) несимметричный контраст возле формирующихся сферических выделений вторичной фазы типа Ni_3Ti (сталь X12H23T2ЦЧ, 700°C, 100 ч) (X 66000-2).

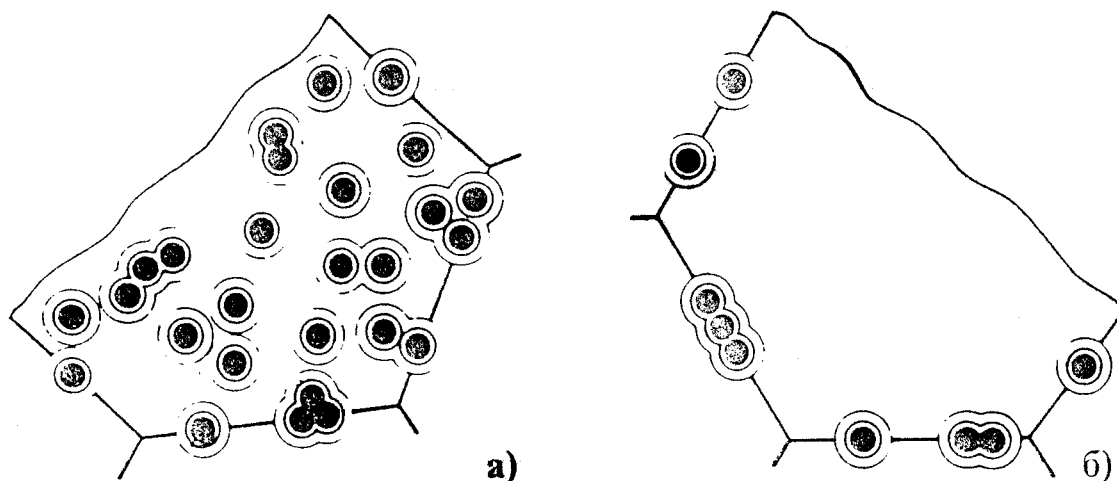


Рис. 3. Модель полей упругих деформаций вокруг формируемого состояния избыточной фазы (точки) в сплавах с избирательным (а) и однородным (б) распадами твердых растворов.

Теперь более радикально остановимся на распаде твердого раствора и возникающих при этом структурных напряжениях. Следует считать, что зарождение новой избыточной фазы не происходит “мгновенно”, а требуется определенное, иногда очень длительное время для выделения этой фазы. При выделении избыточной фазы последовательно происходят следующие процессы: появление сегрегантов, двухмерных, а затем трехмерных образований типа зон Гинье-Престона-Багаряцкого, каких-то промежуточных состояний, когерентной фазы и, наконец, обособленной фазы, имеющей границу раздела. Эти процессы, по-видимому, присущи всем пересыщенным твердым растворам, но развитие их с учетом температурно-временных факторов различно, т.е. в одних сталях они сильно выражены (например, дисперсионно-твердеющие стали и сплавы), а в других - более слабо (стали типа 18-8- и др.).

При этом наиболее важны процессы, которые происходят “внутри” твердого раствора, т.е. до обособления и коагуляции избыточной фазы.

Таким образом, при распаде твердых растворов именно в них происходят основные структурные превращения, т.е. равномерность (или неравномерность) зарождения фаз, величина и знак структурных напряжений и др.

Нужно учитывать как качественные, так и количественные явления при распаде пересыщенных твердых растворов, происходящих в инкубационном (латентном) периоде и после обособления и коагуляции фаз. Можно отметить три периода при определенных температурных и временных условиях: дораспадный, инкубационный и обособление и коагуляция вторичных избыточных фаз. К сожалению, очень часто учитываются только те процессы, которые происходят на стадиях обособления и коагуляции фаз (количественная сторона процесса). При этом почти не

учитывается не менее важное, а весьма часто и определяющее явление, происходящее до обособления фаз, - инкубационный (латентный) период распада (качественная сторона процесса). Именно в эти моменты образуются напряжения несоответствия, определяющие неоднородность и дополнительные стопоры движущимся дислокациям. Это в основном определяет и упрочнение сплавов.

Вид характерного структурного состояния твердого раствора в инкубационном периоде распада, т.е. зон предвыделения избыточной фазы, представлен на рис. 4.



а)



б)

Рис.4. Структурное состояние в инкубационном периоде распада дисперсионотвердеющих сталей:

- а) предвыделения в стали X12H20T3P (650°C, 5000 ч) у граничной области (X11000);
- б) несимметричный контраст возле формирующихся сферических выделений вторичной фазы типа Ni_3Ti (сталь X12H23T2ЦЧ, 700°C, 100 ч) (X66000-2).

Когерентное состояние фазы характеризуется, как уже отмечалось, появлением при электронномикроскопическом исследовании фольг на просвет возле формирующихся выделений темного несимметричного контраста (зарождение одностороннего или двустороннего мезаца, “ушек”, полусфер различной протяженности и т.д.).

Классическая же структурная температурно-временная диаграмма сталей и сплавов с пересыщенными твердыми растворами и неизбежно тремя периодами распада представлена на рис. 5.

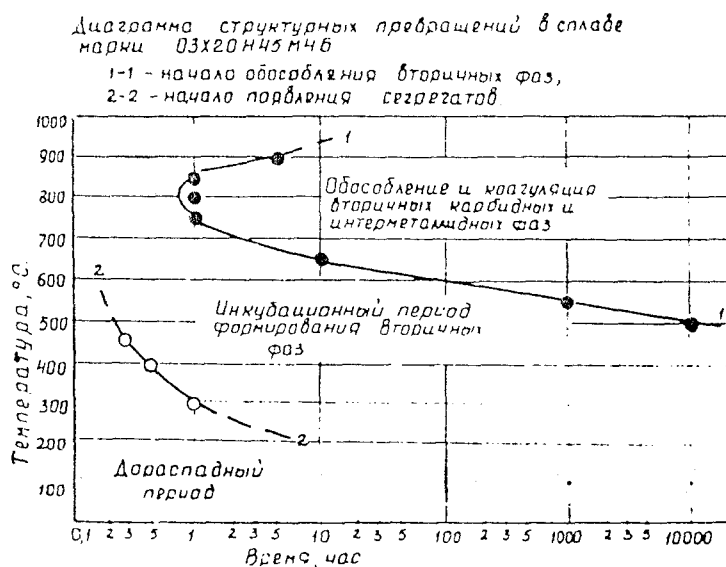


Рис. 5. Диаграмма структурных превращений в сплаве 03X20H45M4BЦ.

Устойчивый ход кривых длительной прочности необлученной Cr - Mn - N аустенитной стали 06X17Г17ДАМБ (рис. 6.) и отсутствие значительного влияния нейтронного облучения на характеристики жаропрочности при внутриреакторных испытаниях на длительную прочность этой же стали свидетельствуют об относительно равномерном распределении вторичных нитридов хрома, обеспечивающих более изотропное состояние материала [2].

Следует отметить, что, следуя изложенным концепциям, был разработан радиационноустойчивый сплав 03X20H30M2БРЦЧ, имеющий высокое сопротивление вакансионному порообразованию и радиационному набуханию. Этому сплаву свойственен равномерный распад твердого раствора [2]. При высокотемпературной деформации и при внутриреакторных испытаниях на длительную прочность он показал значительно меньшее охрупчивание при нейтронном облучении (рис. 7.). Сохранение сплавом высокой деформационной способности в условиях нейтронного облучения предотвратило снижение долговечности в процессе испытания на длительную прочность. Это связано с равномерностью распада твердого раствора [2, 8].

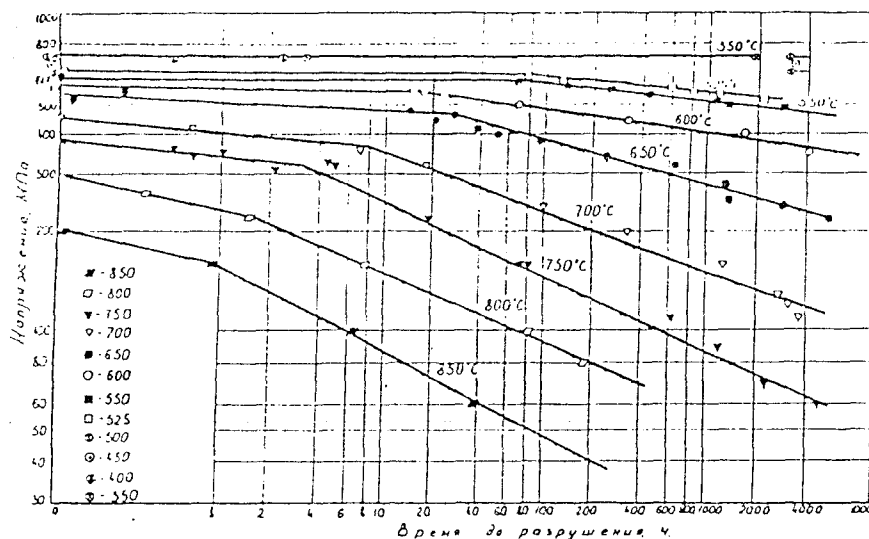


Рис. 6. Ход кривых длительной прочности стали 06X17Г17ДАМБ в широком интервале температур.

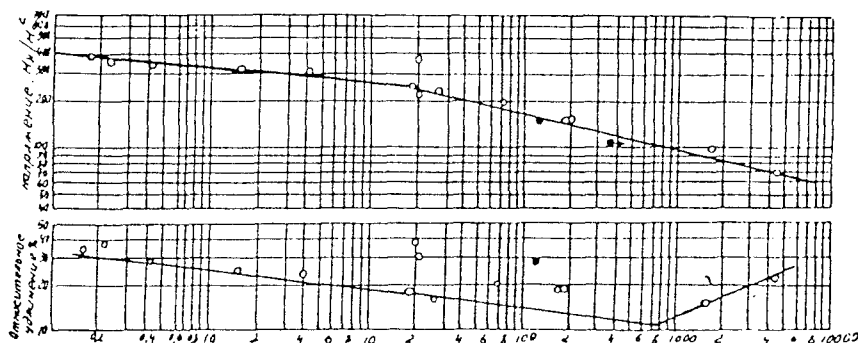


Рис. 7. Влияние нейтронного облучения на длительную прочность и деформационную способность сплава 03X20H30M2БРЧ при температуре 700°C (o - исходное состояние, • - в процессе облучения).

В заключение следует указать на следующее. Реальные пересыщенные металлические материалы, находящиеся в определенном температурно-временном интервале, “живут” и, в связи с изложенным, их различные свойства нужно оценивать не только числом дислокаций и других дефектов, но и структурным состоянием, непрерывно изменяющимся во времени. Возникающие деформационные поля не могут не влиять на свойства материалов, ибо уровень разноименных напряжений может быть довольно большим, соизмеримым с прочностью материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. - Л.: Судостроение, 1972. - 288 с.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. - Челябинск : Металлургия, 1988. - 656 с.
3. Горынин И.В., Курсевич И.П., Паршин А.М. В кн.: Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов. - М.: Наука, 1976. - С. 167-171.
4. Орлов А.Н. Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. - М.: Металлургия, 1980. - 154 с.
5. Паршин А.М. Структура и радиационное распухание сталей и сплавов. - М.: Энергоатомиздат, 1983. - С. 56.
6. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. - Киев: Наукова Думка, 1988. - 293 с.
7. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
8. Паршин А.М., Неклюдов И.М., Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Пряхин Е.И. Структура и свойства сплавов / Под ред. засл. деят. науки и техники РФ, проф. А.М.Паршина и проф. И.М.Неклюдова. - М.: Металлургия, 1993. - 318 с.

ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НЕЙТРОНАМИ

О.В. Бородин,
В.В. Брык,
В.Н. Воеводин,
И.М. Неклюдов
(ННЦХ ФТИ)

Стали типа 15/14, 18/10 и др., применяемые в качестве конструктивных материалов активной зоны, при флюенсе нейтронов $(3-5) \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$, характерно для работы имеющихся и проектируемых реакторов на быстрых нейтронах и термоядерных установок, подвергаются необратимым структурно-фазовым изменениям, приводящим, в частности, к радиационному распуханию.

Полученные в работе данные и результаты других исследований демонстрируют очевидную связь между структурно-фазовым состоянием облучаемого материала и его радиационной стойкостью [1].

Ключевым вопросом эволюции радиационно-индуцированной микроструктуры является различие в поглощении межузельных атомов и вакансий на различных типах стоков, что приводит к кооперативному раз-