УДК 669.14.018.8: 548.4: 621.039.531

# РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

<u>А.В. Козлов</u> ОАО «ИРМ», г. Заречный



Рассмотрены образование и эволюция радиационных дефектов в аустенитных сталях при нейтронном облучении в температурном диапазоне от 77 до 830 К. Показано, что на начальной стадии облучения при криогенной и низкой температуре основными видами дефектов являются радиационные кластеры. При среднетемпературном облучении кластеры .диссоциируют раньше, чем на том же месте образуется новый каскад смещений, и основными видами радиационных дефектов являются образованные диффузионным образом поры и дислокационные петли. Изучены механизмы влияния радиационных дефектов на физико-механические свойства сталей. Получены и сопоставлены с экспериментом выражения для изменений электросопротивления, характеристик упругости и прочности через характеристики радиационных дефектов.

Ключевые слова: радиационные дефекты, аустенитные стали, нейтронное облучение, криогенные температуры, физико-механические свойства, распухание. Key words: radiation defects, austenitic steels, neutron irradiation, cryogenic temperature, physical and mechanical properties, swelling.

# введение

Для определения предельного ресурса эксплуатации стальных конструкций в ядерных реакторах и поиска путей его увеличения необходимо уметь прогнозировать изменение физико-механических свойств аустенитных сталей при нейтронном облучении. Эти изменения вызваны радиационно-индуцированным изменением микроструктуры, в частности, образованием и эволюцией радиационных дефектов. Практическая проблема заключается в том, что при прогнозировании и поиске путей увеличения ресурса эксплуатации стальных внутриреакторных конструкций требуется решение задачи описания эволюции радиационных дефектов и связанных с ними других структурных изменений, а также расчет влияния сформировавшихся дефектов на физико-механические свойства сталей. Обе эти задачи в настоящее время в полной мере не решены.

Цель работы состояла в определении характеристик радиационных дефектов, образующихся в аустенитных нержавеющих сталях в широком диапазоне темпе-

<sup>©</sup> А.В. Козлов, 2011



Рис. 1. Зависимость температуры области радиационных повреждений от времени для различных температур облучения: 1 – T = 80 K; 2 – T = 300 K; 3 – T = 600 K; 4 –  $T_i$ ; 5 –  $T_v$ ; 6 – диссоц. класт.

ратур нейтронного облучения, доз и скоростей смещений и в количественном описании с единых позиций их эволюции и влияния на физико-механические свойства сталей.

# ЭВОЛЮЦИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

На рисунке 1 приведен график зависимости температуры области радиационных повреждений от времени. Здесь же горизонтальными линиями показаны температуры, при которых точечные дефекты в аустенитной стали обретают подвижность. В начале стадии термического пика вакансии и междоузлия термически подвижны [1], что позволяет им отдаляться от центра каскада и при встрече друг с другом рекомбинировать. Дальнейшая эволюция области радиационных повреждений существенно зависит от температуры, при которой производится облучение.

В работе для удобства анализа принята следующая классификация температурных областей облучения:

 криогенная – при которой оба вида точечных дефектов термически неподвижны;

 низкотемпературная – когда вакансии не обладают подвижностью, а междоузлия могут двигаться;

 среднетемпературная – когда междоузлия и вакансии термически подвижны, но их концентрации существенно отличаются от термически равновесных значений;

 высокотемпературная – область, в которой концентрация вакансий отличается от термически равновесного значения незначительно.

Различия эволюции радиационных дефектов в разных областях температур облучения проявляются на стадии термодинамической стабилизации. В работе исследована эволюция радиационных дефектов в аустенитных сталях при криогенном, низкотемпературном и среднетемпературном нейтронном облучении, а также рассмотрено влияние этих дефектов на физико-механические свойства сталей. При этом использовались экспериментальные возможности электронной микроскопии (ТЭМ) и, частично, полевой ионной микроскопии (ПИМ), дилатометрия, определение характеристик упругости, измерение электросопротивления, кратковременные механические испытания и ряд других методик. Для разработки моделей, используемых для анализа полученных результатов, широко использовались методы микродиффузии [2] и аппарат теории вероятности.

# ХАРАКТЕРИСТИКИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ КРИОГЕННОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Экспериментальное исследование радиационных дефектов после криогенного нейтронного облучения дает наиболее полную информацию о характеристиках радиационных дефектов, образующихся к началу стадии термодинамической стабилизации, поскольку в течение этой стадии точечные дефекты не успевают уходить на большие расстояния от области каскада и сохраняют свою индивидуальность. Из рисунка 1 видно, что при облучении аустенитной стали при температуре кипения жидкого азота время, в течение которого вакансии подвижны (~2·10<sup>-11</sup>с), существенно меньше, чем время, в течение которого подвижны междоузлия ( $\sim 5 \cdot 10^{-11}$ с). В результате образуется криогенный радиационный кластер, внутренняя часть которого («ядро») обогащена вакансиями, а наружная («атмосфера») — междоузлиями [3]. За время миграции на стадии термодинамической стабилизации часть междоузлий и вакансий встречаются между собой и рекомбинируют. Доля «выживших» в каскадах точечных дефектов, называемая каскадной эффективностью  $\alpha$ , в литературе оценивается с использованием методов молекулярной динамики [4]. Отметим, что количество вакансий в ядре кластера равно количеству междоузлий в атмосфере. Кроме того, в матрице образуются некаскадные пары Френкеля, увеличивая концентрацию вакансий и междоузлий.

Криогенное облучение проводилось в реакторе ИВВ-2М при *T* = 77 К до различных доз в диапазоне от 0,001 до 0,016 сна, после чего использовались количественная электронная микроскопия и дилатометрические измерения. Измерение размеров радиационных кластеров, представляющих собой близкие к сферическим

объемные дефекты, проводилось на электронно-микроскопических снимках, полученных при комнатной температуре в «black & white»-контрасте в режиме двулучевой дифракции. Пример такого изображения показан на рис. 2.

По результатам измерений строились гистограммы распределения кластеров по размерам, которые описывались в виде суммы унимодальных гауссовских распределений. Каждая из мод описывала разные типы кластеров: одинарные; двойные, получающиеся при наложении вновь образующегося каскада смещений на область, уже занятую кластером, и кластеры больших кратностей перекрытия. Вид гистограмм рас-



Рис. 2. Изображение ПЭМ радиационных кластеров в стали 03X16H15M3T1, полученное в «black & white»-контрасте в режиме двулучевой дифракции

пределения кластеров по размерам после облучения стали 03X16H15M3T1 в реакторе ИВВ-2М при температуре 77 К приведен на рис. 3. С использованием метода оптимизации по критерию  $\chi^2$  они представлены в виде суммы унимодальных нормальных распределений.

Гистограмма после облучения до дозы 0,0016 сна представлена в виде суммы двух нормальных распределений со средними размерами 4,6 (93% от общего количества) и 5.8 нм (7%), а после облучения дозой 0,016 сна – трех унимодальных распределений со средними диаметрами 4,5 (53%), 5,6 (35%) и 6.9 (12%) нм.

С использованием результатов измерений размеров кластеров, полученных на



Рис 3. Гистограммы распределения КРК по размерам в стали 06X16H15M3T1, облученной при 77 К в реакторе ИВВ-2М до повреждающих доз 0,0016 (а) и 0,016 (б) сна: — – экспериментальные данные; – – – унимодальное гауссовское распределение; – – сумма унимодальных гауссовских распределений

образцах, облученных до различных доз, и аппарата теории вероятностей были определены количества одинарных (КРК) и двойных (КРК-2) криогенных радиационных кластеров из системы уравнений [5]:

$$N_{1} = \frac{3}{8 \cdot \pi \cdot d_{n1}^{3}} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{8 \cdot \pi \cdot d_{n1}^{3}}{3} \cdot g \cdot t\right)\right), \tag{1}$$

$$N_2 = \frac{g \cdot t}{2} - \frac{3}{16 \cdot \pi \cdot d_{n_1}^3} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{8 \cdot \pi \cdot d_{n_1}^3}{3} \cdot g \cdot t\right)\right),\tag{2}$$

где  $\frac{4 \cdot \pi \cdot d_{n_1}^3}{3}$  – объем области, занятый одним КРК;  $d_{n_1}$  – диаметр ядра одинарного

кластера; N<sub>1</sub>, N<sub>2</sub> – концентрации одинарных и двойных кластеров соответственно; *g* – число кластеров, образующихся в единицу времени (секунду); *t* – время от начала облучения.

В предположении о случайном месте образования кластеров найденное с использованием теории вероятности соотношение средних размеров двойных и одинарных кластеров составляет ~1,2, что соответствует соотношению средних размеров унимодальных распределений, полученных из экспериментально построенных гистограмм, что свидетельствует об адекватности интерпретации экспериментальных результатов. С использованием измеренного значения одинарных вакансионных кластеров было рассчитано количество кластеров, образовавшихся при дозах 0,0016 и 0,016 сна. Это позволило определить скорость генерации



Рис. 4. Зависимость объемной доли одиночных и двойных кластеров, образующихся в аустенитной стали при криогенном облучении, от повреждающей дозы: 1 – КРК; 2 – КРК-2; 3 – КРК(1+2)

кластеров в аустенитной стали при облучении в реакторе ИВВ-2М (нейтронный спектр типичен для реакторов на тепловых нейтронах). Она составила величину  $g = 4,6\cdot10^{19} \text{ м}^{-3}\cdot\text{c}^{-1}$  (что соответствует дозовой скорости образования кластеров  $g_D = 2,3\cdot10^{26} \text{ м}^{-3}\cdot\text{снa}^{-1}$ ) [6]. Среднее количество точечных дефектов, образующих-ся в кластере на баллистической стадии, составило 190 пар Френкеля.

С использованием скорости генерации кластеров и знания их размерных характеристик была рассчитана дозовая зависимость концентрации одинарных и двойных кластеров, образующихся в аустенитной стали при облучении в реакторе, а также доли объема, занятого кластерами (рис. 4).

При дилатометрических измерениях нагрев образцов после облучения при 77 К проводился от температуры облучения до 300 К. Такие же измерения проводились на необлученных образцах. Было установлено, что у облученных образцов наряду с обычным тепловым расширением происходит уменьшение длины, связанное с отжигом межузельных атомов. Зависимость этих размерных изменений от температуры определялась разностью удлинений облученного и необлученного образцов. Наиболее информативным является график температурной зависимости дифференциальной разности (скорость накопления изменений размеров на десятиградусных интервалах), полученный из тех же данных (рис. 5). Из него видно, что отжиг межузельных атомов начинается с 90 К, и его скорость резко возрастает при повышении температуры до 110 К, а затем уменьшается. По величине



Рис. 5. Дифференциальная разность удлинений необлученного и облученного образцов стали 03X20H16AГ6 при нагреве образцов, облученных при температуре 77 К до различных повреждающих доз: ◆ - D<sub>1</sub> = 0,001 сна; ▲ - D<sub>2</sub> = 0,005 сна; ■ - D<sub>3</sub> = 0,001 сна

изменений размеров определено, сколько межузельных атомов вышло из образца. По этим данным с использованием модели миграции точечных дефектов рассчитано количество ушедших на разных стадиях отжига междоузлий, по которым найдены характеристики кластеров (табл. 1). Каскадная эффективность составила 0,2, а энергия миграции междоузлий – 0,27 эВ.

Таблица 1

# Уточненные характеристики радиационных кластеров, образующихся в аустенитных сталях при криогенном нейтронном облучении

Вид кластера	Число вакансий в кластере $n_{ m vc}$	Диаметр ядра кластера d <sub>ć</sub> , нм	Концентрация вакансий в кластере $c_{\kappa'} %$	Число подвижных междоузлий <i>п<sub>іа</sub></i>	Высота атмосферы кластера <i>ћ<sub>а</sub>,</i> нм	Концентрация междоузлий в атмосфере $c_{\omega'}$ %
КРК	37	4,5	0,91	35	2,3	0,130
КРК2	67	5,4	0,95	64	2,7	0,135

# ХАРАКТЕРИСТИКИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Низкотемпературное нейтронное облучение аустенитной стали ЭИ-844, Ni и Pt проводилось в реакторе ИВВ-2М при *T*=310 К до флюенса нейтронов 7·10<sup>22</sup>м<sup>-2</sup> (*E*>0,1 МэВ), что соответствовало повреждающим дозам для стали –0,007 сна; для Ni –0,009 сна. Аналогичным использованному при анализе криогенного облучения методом гистограмма распределения кластеров по размерам описана в виде суммы двух унимодальных распределений, соответствующих  $d_{c1}$ =3,2 нм;  $d_{c2}$ =4,0 нм. В Pt вакансионные кластеры наблюдались непосредственно методами полевой ионной микроскопии. Был определен средний размер кластеров  $d_c$ =3,2 нм и оценена их концентрация ~9·10<sup>22</sup>м<sup>-3</sup>.

Дилатометрическими исследованиями образцов, облученных при 310 К, установлено, что размерные изменения, связанные с отжигом вакансий, имеют для исследованных материалов одинаковый характер: при некоторой температуре наблюдается уменьшение размеров относительно необлученного образца, связан-



Рис. 6. Разность относительных удлинений облученных при температуре 310 К и необлученных образцов Ni при нагреве до 870 К: ◆ – дифференциальная; □ – интегральная

ное с началом отжига вакансий, находящихся в твердом растворе. При дальнейшем повышении температуры дополнительных размерных изменений не наблюдается, что свидетельствует о том, что все вакансии, находившиеся в растворе, вышли из образца. По достижении некоторой температуры вновь наблюдается уменьшение длины образца, связанное с испарением вакансий из кластеров и выходом их из образца. По завершении диссоциации кластеров изменений размеров облученного образца по сравнению с необлученным не наблюдается. В качестве иллюстрации зависимость интегральной и дифференциальной разности облученного и необлученного образцов Ni приведена на рис. 6.

По результатам дилатометрических измерений с использованием модели миграции ТД рассчитано количество вакансий, ушедших из кристаллической матрицы на дислокации и границы зерен, а также вышедших при диссоциации кластеров. Количества вакансий, содержащихся в среднем в одинарном и двойном кластерах, составляют 13 и 27 соответственно. Найденные значения энергий миграции вакансий и энергии их связи в кластерах приведены в табл. 2 [6].

Таблица 2

Материал	Энергия миграции	Энергия связи вакансий с кластером, эВ			
	вакансий, эВ	нижняя граница	верхняя граница		
Ni	1,33	0,72	1,19		
Pt	1,27	0,42	0,63		
ЭИ844	1,21	0,25	0,60		

# Энергии миграции вакансий в кристаллической матрице и энергий связи вакансий в кластере, эВ

# ЭВОЛЮЦИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ СРЕДНЕТЕМПЕРАТУРНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

При температурах облучения, когда подвижность вакансий высока настолько, что вакансионные кластеры диссоциируют раньше, чем на занимаемую область наложится новый каскад смещений, доминирующий механизмом эволюции радиационных дефектов связан с диффузией точечных дефектов. Как показано в предыдущем разделе, в аустенитных сталях это достигается при температурах выше 580 – 600 К. При этом одновременно идут два разнонаправленных процесса: ввод в кристаллическую матрицу генерируемых облучением вакансий и междоузлий и их выход на стоки (границы тела и зерен, дислокации, рекомбинацию и пр.). Количественное описание протекающих процессов базируется на решении системы дифференциальных уравнений изменения концентрации точечных дефектов (ТД). Скорость генерации ТД в аустенитных сталях получена при исследовании действия на них криогенного и низкотемпературного облучения. Скорость ухода точечных дефектов из кристалла выражена через их характеристики в модели миграции.

С использованием характеристик стоков ТД, присутствующих в стали в начале облучения, получено решение этой системы уравнений и показано, что установление стационарной концентрации вакансий и междоузлий – это быстро протекающий процесс [7]. Время достижения стационарной концентрации точечных дефектов при облучении в реакторе БН-600, приведенное в табл. 3 [7], много меньше, чем время облучения исследованных образцов (от полугода до двух лет). В этом случае можно считать, что стационарная концентрация точечных дефектов достигается с самого начала облучения и далее медленно меняется с изменением количества стоков.

Таблица 3

#### Время достижения квазиравновесной концентрации вакансий и междоузлий в стали ЧС68 х.д. при нейтронном облучении со скоростью генерации точечных дефектов 10<sup>-6</sup>сна/с

Время достижения	Температура облучения, К					
стационарной концентрации, с	573	673	773	783	973	
Междоузлия	1,4.10-5	5,8·10 <sup>-6</sup>	3,0·10 <sup>-6</sup>	1,8·10 <sup>-6</sup>	1,2·10 <sup>-6</sup>	
Вакансии	1,7·10 <sup>3</sup>	5,1·10 <sup>1</sup>	3,4·10°	4,3·10 <sup>-1</sup>	8,2·10 <sup>-2</sup>	

Основными видами радиационных дефектов, формирующихся в аустенитных сталях при среднетемпературном нейтронном облучении, являются поры и дислокационные петли. Поскольку получение количественных характеристик дислокационных петель в аустенитных сталях технически более сложно, чем изучение пор, основные усилия исследователей направлены на изучение пористости, а чаще на определение одной из ее характеристик – величины распухания. Само явление распухания приводит к ограничению ресурса работы внутриреакторных конструкций, поскольку изменение их геометрических параметров приводит к нарушению режимов работы этих конструкций. Экспериментальные исследования распухания, в частности, определение характеристик пористости проводились в сталях, облученных в реакторе БН-600 при температурах 650–870 К (370–600°С) до различных доз, вплоть до ~90 сна. Установлено, что первые поры образуются на дислокациях, дислокационных петлях и двойниках (рис. 7а). На более поздних стадиях практически все поры связаны с выделениями вторых фаз, в основном, высоконикелевого интерметаллида – *G*-фазы (рис. 76).

Известно, что развитие процесса распухания проходит три стадии. На первой – инкубационной стадии распухания, оно настолько мало, что практически им пренебрегают. Затем наступает нестационарная стадия, когда распухание растет с увеличивающейся скоростью. И, наконец, наступает стадия стационарного распухания, когда его скорость остается неименной. Основное внимание в работе было уделено выявлению условий окончания инкубационной стадии распухания и начала стадии стационарного распухания.



Рис. 7. Образование пор на дислокациях в высоконикелевой стали ЭП150, облученной в реакторе БН-600 при температуре 565°C до дозы 7 сна (а) и связь пор с выделениями *G*-фазы в стали ЧС68, облученной в реакторе БН-600 при температуре 460 °C до дозы 61 сна (б)

Условием завершения инкубационного периода распухания является рост пор за счет поступления в них несбалансированного потока вакансий. Для поры диаметра *d* это условие записывается в виде

$$J_{\nu\nu+} \ge J_{\nu\nu-} + J_{i\nu+\prime}$$
 (3)

где  $J_{vv+}$  – поток вакансий в пору;  $J_{vv-}$  – поток испаряющихся вакансий из поры;  $J_{iv+}$  – поток междоузлий в пору.

Решение этого уравнения для различных условий облучения стали ЧС68 позволило построить зависимости критического диаметра пор от скорости смещений и температуры облучения. Фрагмент температурной зависимости критического диаметра вакансионного зародыша пор в стали ЧС68 для различных скоростей смещений показан на рис. 8 [8].



Рис. 8. Температурная зависимость критического диаметра вакансионного зародыша пор в стали ЧС68 для различных скоростей смещений: 1 - G = 1E-2 сна/с; 2 - G = 1E-4 сна/с; 3 - G = 1E-6 сна/с; 4 - G = 1E-8 сна/с; 5 - G = 1E-10 сна/с

Видно, что критический диаметр пор увеличивается с ростом температуры облучения и уменьшается с ростом скорости смещений.

Начало стадии стационарного распухания связано с коалесценцией пор. Из-



Рис. 9. Зависимость удельной площади поверхности пор от величины пористости в стали ЧС68 при различных температурах облучения в диапазоне от 410 до 560°С до различных доз: ◆ - 410-420°С; ■ - 450-480°С; ▲ - 500-510°С; ● - 550-560°С

мерение, характеристик пористости показало, что зависимость удельной площади поверхности пор от величины распухания имеет характер насыщения, что связано с коалесценцией пор. Экспериментально установлено и теоретически обосновано, что насыщение достигается при распухании ~9%, при этом наступает стадия стационарного распухания (рис. 9). Его рассчитанная скорость для стали ЧС68 в реакторе БН-600 составляет при различных температурах от 0,9 до 1,5%/сна [9].

# ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ, НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Для выявления влияния радиационных дефектов на физико-механические свойства проведен большой объем экспериментов по определению физико-механических свойств сталей после нейтронного облучения в широком диапазоне температур и доз.

Для исследования действия криогенного нейтронного облучения образцы для разных видов исследований облучались в реакторе ИВВ-2М в среде жидкого азота (ЖА). Затем, не извлекаясь из ЖА, они транспортировались в защитные камеры, где переливались в ванну с ЖА и сортировались по видам исследований. В ЖА они заряжались в захватные приспособления, доставлялись в испытательные устройства; в среде ЖА определялись кратковременные механические свойства ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{02}$ ,  $\delta_p$ ,  $\delta_0$ ), характеристики упругости (*E*, *G*,  $\mu$ ), плотность ( $\rho$ ), измерялись изменения линейного размера при нагреве образцов.

Установлено, что после криогенного нейтронного облучения до малых доз ФМС исследованных сталей значительно изменились. Так у стали 03Х20Н16АГ6 после облучения до 0,01 сна пластичность снизилась вдвое, условный предел текучести увеличился на 40%, модуль Юнга уменьшился на 5,6%. Пластичность стали 03Х16Н15М3Т1 после криогенного облучения до дозы 0,016 сна снизилась в 1,8 раза при увеличении условного предела текучести в 1,8 раза [10].

Исследования действия среднетемпературного нейтронного облучения на физико-механические свойства аустенитных сталей проводились на образцах, облученных до различных повреждающих доз, вплоть до 90 сна. Основной массив данных по физико-механическим свойствам получен на образцах оболочек твэлов из стали ЧС68 [11].

При криогенном и низкотемпературном нейтронном облучении основными радиационными дефектами, влияющими на физико-механические свойства (ФМС) сталей, являются радиационные кластеры. При среднетемпературном облучении такими дефектами являются поры и, в меньшей степени, дислокационные петли. В обоих случаях в кристаллической матрице присутствуют изолированные друг от друга локальные области с отличающимися от остального кристалла структурой и свойствами. Это позволяет использовать для описания влияния на ФМС сталей в качестве основы «двухкомпонентную» модель, в которой система состоит из областей двух типов, имеющих различные физико-механические свойства [12].

При криогенных температурах облучения такая модель применена для описания влияния на модули упругости, в которой рассматриваются три компоненты: кристаллическая матрица, одинарные кластеры и двойные кластеры. Модули упругости кластеров рассчитываются на основании имеющихся представлений о зависимости модуля упругости от концентрации точечных дефектов [13] и полученных в данной работе характеристик структуры кластеров:

$$\frac{\Delta E}{E_0} = \left(1 - \kappa \cdot (c_i + c_v)\right) \cdot \delta_{vm} + \left(1 - \kappa \cdot c_{vc1}\right) \cdot \delta_{v1} + \left(1 - \kappa \cdot c_{vc2}\right) \cdot \delta_{v2} - 1, \tag{4}$$

где  $\delta_{vm}$ ,  $\delta_{v1}$ ,  $\delta_{v2}$  — объемные доли, занятые матрицей, одиночными и двойными кластерами соответственно;  $E_0$  — модуль Юнга матицы;  $\Delta E$  — изменение модуля Юнга аустенитной стали, вызванное криогенным облучением;  $\kappa$  — коэффициент, характеризующий удельное относительное изменение модуля Юнга, вызванное точечными дефектами.

Экспериментальные исследования были проведены на аустенитной стали 03X20H16AГ6 после облучения при температуре 77 К до различных повреждающих доз. При той же температуре (77 К) были проведены две серии измерений модуля Юнга: одна непосредственно после облучения; другая после суточного отжига при комнатной температуре. Результаты расчетов по формуле (4) удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными (рис. 10).



Для описания упрочнения аустенитных сталей кластерами, образованными при криогенном облучении, была использована модель перерезания дислокациями препятствий (кластеров) [14]. Результаты расчета, выполненные по следующей формуле, удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, полученными при механических испытаниях образцов из сталей 03Х20Н16АГ6, 03Х20Н16М3Т1 (рис. 11):

 $\Delta \sigma_{0.2ir} = \sqrt{(\kappa_{c1} \cdot N_{c1} + \kappa_{c2} \cdot N_{c2}) + E_{ib} \cdot c_{iF}^2 / (a_i^2 \cdot b) + E_{vb} \cdot c_{vF}^2 / (a_v^2 \cdot b) + \Delta \sigma_{02n}^2 - \Delta \sigma_{02n}}, (5)}$ где  $c_{iF} = c_{vF}$  – концентрации междоузлий и вакансий в матрице, равные 0,0003;  $a_i = a_v$  – радиус взаимодействия междоузлий и вакансий с дислокацией, принятый равным радиусу спонтанной рекомбинации (2,5·*a*);  $N_{c1}$ ,  $N_{c2}$  – концентрации одинарных и двойных кластеров;  $\kappa_{c1}$ ,  $\kappa_{c2}$  определяются через характеристики кластеров;  $\Delta \sigma_{02n}$  – упрочнение кристаллической матрицы, вызванное нерадиационными дефектами.

Влияние на электросопротивление и модули упругости аустенитных сталей после среднетемпературного нейтронного облучения описывалось в двухкомпонентной модели, в качестве одной из компонент системы рассматривались поры, у которых модуль Юнга и удельная электропроводность равнялись нулю. Были получены выражения для изменений электросопротивления и модуля упругости, вызванных распуханием сталей [15]:



Рис. 11. Зависимость упрочнения сталей 03X16H15M3T1 (а) и 03X20H16AГ6 (б), облученных и испытанных при температуре 77 К (без отжига и с промежуточным отжигом при комнатной температуре), от повреждающей дозы: ■ – без отогр. экспер.; — – без отогр.; ▲ – с отогр. экспер.; – – с отогр.

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \frac{5 \cdot S}{4 \cdot S + 6} , \qquad (6)$$

$$\frac{\Delta E}{E_0} = \frac{1}{(1+S)^2} - 1,$$
(7)

где  $R_0$ ,  $E_0$  – электросопротивление и модуль Юнга в необлученном состоянии;  $\Delta R$ ,  $\Delta E$  – их изменения, вызванные распуханием; S – величина распухания.

Результаты проведенных экспериментальных измерений электросопротивления и модуля Юнга стали ЧС68 после облучения в реакторе БН-600 показали пригодность формул (6) и (7) для прогнозирования изменений электросопротивления и характеристик упругости (рис. 12).

При исследовании влияния распухания на прочность аустенитной стали установлено, что при больших распуханиях поры выстраиваются вдоль поверхностей, на которых реализуются условия разрушения (рис. 13). Для описания этого влияния за основу была взята перколяционная модель случайного выстраивания пор [16], которая была модернизирована учетом предпочтительного образования пор на некоторых структурных неоднородностях и влиянием напряжений, созданных в кристаллической матрице порами и другими дефектами. В результате для напряжения, при котором происходит разрушение, получено выражение

$$\sigma_{f} = (\sigma_{B} + \Delta \sigma_{d} - \sigma_{v}) \cdot (1 - (P / P_{\kappa})^{2/3}), \qquad (8)$$

где  $\sigma_B$  – предел прочности матрицы исходного материала;  $\Delta \sigma_d$  – упрочнение, обусловленное радиационными дефектами;  $\sigma_v$  – растягивающее напряжение, создан-



Рис. 12. Зависимость относительного изменения электросопротивления (а) и модуля Юнга (б) образцов из аустенитной стали ЧС68, облученной в реакторе БН-600, от распухания: ■ – твэл № 7 (эксперимент); ▲ – твэл № 109 (расчет); ——— – расчет

#### ное порами.

Сопоставление рассчитанных значений предела прочности с экспериментальными результатами показало, что характер зависимости прочности от распухания соответствует экспериментально наблюдаемому. Однако в образах, изготовленных из оболочек твэлов, расположенных при облучении в области центра активной зоны, измеренные значения несколько ниже рассчитанных.

# ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследование радиационных дефектов, образующихся в аустенитных сталях при нейтронном облучении в широком диапазоне температур и доз нейтронного облучения, позволило с единых позиций описать их эволюцию при криогенном, низкотемпературном и среднетемпературном облучениях.

На основании экспериментальных данных с использованием разработанных моделей были определены



Рис. 13. Разрушение участка фольги по поверхности выстраивания пор в образце оболочки из стали ЧС68, облученном при температуре 450°С до повреждающей дозы 61 сна

• скорость генерации радиационных кластеров;

 количество содержащихся в них дефектов при криогенном и низкотемпературном облучениях;

• каскадная эффективность;

• энергии миграции междоузлий и вакансий в аустенитных сталях;

• энергии связи вакансий в кластерах;

 температуры, при которых происходит диссоциация кластеров без их накопления в стали;

 скорость поступления точечных дефектов в кристалл при среднетемпературном нейтронном облучении;

 стационарные концентрации точечных дефектов при облучении на начальной стадии и на стадии стационарного распухания;

• характеристики типов пор, отличающихся временем начала образования;

• концентрации, средние размеры, удельная площадь поверхности пор и пористость;

• пористость, при которой начинается стадия стационарного распухания.

На основании результатов экспериментальных исследований и разработанных моделей влияния радиационных дефектов на физико-механические свойства были установлены

• дозовые зависимости изменения модуля Юнга и радиационного упрочнения аустенитных сталей при криогенном облучении, базирующиеся на характеристиках радиационных кластеров;

• зависимости изменения электросопротивления и модулей упругости от распухания при высокодозном среднетемпературном облучении;

• зависимость предела прочности от величины распухания и других характеристик радиационных пор, образовавшихся в аустенитных сталях при высокодозном среднетемпературном облучении.

#### Литература

1. Чудинов В.Г., Протасов В.И. Расчет характеристик теплового пика методом молекулярной динамики//Физика металлов и металловедение. – 1978. – Т. 46. – Вып. 6. – С. 1269-1278.

2. Жирифалько Л. Статистическая физика твердого тела. – М.: Мир, 1975. – 432 с.

3. *Козлов А.В.* Основные механизмы влияния структурных изменений, происходящих в аустенитной стали при низкотемпературном нейтронном облучении, на ее физико-механические свойства//ФММ. – 1996. – Т.81. Вып. 1. – С. 97-106.

4. *Девятко Ю.Н., Плясов А.А., Рогожкин С.В.* Эффективность генерации дефектов при каскадообразующем облучении//Известия РАН. Физическая серия. – 2006. – Т. 70. – № 8. – С. 1231-1234.

5. *Kozlov A.V., Portnykh I.A., Skryabin L.A., Lapin S.S.* Dimensional characteristics of displacement cascades in astatine steels under neutron irradiation at cryogenic temperature//Effect of Radiation on Materials: 20<sup>th</sup> International Symposium, ASTM STP 1405. 2001. P. 694-703.

6. *Козлов А.В.* Образование и эволюция радиационных дефектов в металлах под действием нейтронного облучения до малых доз при низких температурах//ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2007. Вып. 1(68-69). – С. 74-89.

7.*КозловА.В.* Зависимость концентрации точечных дефектов в аустенитной стали ЧС-68 от скорости их генерации и температуры при нейтронном облучении//ФММ. – 2009. – Т.107. – № 6. – С. 574-581.

8. *Козлов А.В., Глушкова Н.В., Портных И.А*. Механизм влияния трансмутационного гелия, нарабатываемого в оболочках твэлов из аустенитной стали ЧС-68 при нейтронном облучении, на образование пор//Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108. – № 3. – С. 276-282.

9. *Козлов А.В., Портных И.А*. Связь скорости радиационного распухания с ростом и коалесценцией радиационных пор//ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2008. Вып. 2(71). – С. 3-13.

10. *Kozlov A.V., Kirsanov V.V.* Radiation defect formation and evolution C0.03Cr20Ni16Mn6 steel under low-temperature neutron irradiation and their effect on physical and mechanical properties of the steel//J. Nucl. Mater. – 1998. – V. 233-237. – P. 1062-1065.

11. Брюшкова С.В., Козлов А.В., Аверин С.А., Кинев Е.А., Портных И.А. Эволюция кратковременных механических свойств стали ЧС-68 при высокодозном нейтронном облучении//ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2004. – Вып. 2(63). – С. 241-253.

12. *Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л*. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

13. *Lee C., Shcei R.V.* Dependence of Copper Elasticity Modulus on Point Defect Concentration Generated by Low Temperatures Irradiation//Electrochem. Soc. Extend. Abstr. 1. P. 252-254.

14. *Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Бугаев С.П.* Закономерности структурно-фазовых превращений в металлических сплавах при высокодозной ионной имплантации. (Обзор)//Известия вузов. Физика. – 1994. – Т. 34. – № 5. – С. 59-71.

15. *Ершова О.В., Козлов А.В., Щербаков Е.Н., Яговитин П.И., Евсеев М.В., Шихалев В.С.* Связь изменений физико-механических свойств с распуханием аустенитной стали ЧС-68 при высокодозном нейтронном облучении//ФММ. – 2008. – Т. 106. – № 6. – С. 644-649.

16. *Bradbant S.R., Hammersley J.M.*//Proc. Camb. Soc. – 1957. – V. 53. – P. 629-643.

Поступила в редакцию 14.10.2010

#### УДК 621.039.5

Software Development in Support of the Fast Reactor Operation \E.V. Seleznyov, A.A. Belov; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetica» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 13 pages, 1 table, 3 illustrations. – References, 17 titles.

Since 1987 up to now at the Beloyarsk NPP the software package named Hephaestus has been used to justify the safety of the fuel loadings. The ways to further develop the operational software have been presented in the Federal target programme named «New generation nuclear energy technologies...».

## УДК 621.039.54

Experience and Perspectives of the BN-600 Reactor Core Upgrade B.A. Vasilev, N.G. Kuzavkov, O.V. Mishin, A.A. Radionycheva, M.R. Farakshin, Yu.K. Bibilashvili, Yu.A. Ivanov, A.V. Medvedev, N.M. Mitrofanova, A.V. Tselishchev, L.M. Zabudko, V.I. Matveev, Yu.S. Khomyakov, V.A. Chyorny; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetica» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 11 pages, 5 tables, 3 illustrations. – References, 10 titles.

The results of three modifications of the BN-600 reactor core are presented. The measures taken to increase the burnup and extend the period between refuellings are reviewed. The prospective measures on further improvement of the operational characteristics of the core are proposed.

#### УДК 621.039.543.4: 621.039.543.6

Structure of the Pelletized Oxide Fuel and its Corrosive Action on the BN-600 Reactor Fuel Cladding \E.A. Kinev; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetica» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2010. – 8 pages, 6 illustrations. – References, 5 titles.

The behavior of the structural materials of three modifications of the BN-600 reactor core is presented. The change in the condition of the structural steel with various burnup values is shown. The properties of the cladding steel of various types are compared.

#### УДК 621.039.53

Main Results of Operation of the Structural Materials in the BN-600 Reactor Cores \M.V. Bakanov, V.V. Maltsev, N.N. Oshkanov, V.V. Chuev; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetica» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 10 pages, 4 tables, 6 illustrations. – References, 7 titles.

The main results of research into structural materials of the test and standard fuel sub-assemblies as achieved stage by stage as they are introduced for the increase of the fuel burnup in the BN-600 reactor cores are reviewed.

#### УДК 621.039.54

Main Results of Inspection of the Serviceability of the Fuel Pins Clad with the New Generation Austenitic Steels M.V. Bakanov, V.V. Maltsev, N.N. Oshkanov, V.V. Chuev; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetica» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 9 pages, 2 tables, 4 illustrations. – References, 7 titles.

The methodology of the post-irradiation inspection of the serviceability of the fuel pins as carried out on the basis of the experience accumulated from the mass primary post-irradiation examination of the condition of the spent BN-600 reactor fuel pins is presented.

#### УДК 669.14.018.8: 548.4: 621.039.531

Radiation Flaws in Austenitic Steels Induced by Neutron Irradiation and their Effect on the Physical and Mechanical Properties \A.V. Kozlov; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetica» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 15 pages, 3 tables, 13 illustrations. – References, 16 titles.

Research into the radiation flaws developing in austenitic steels during neutron irradiation in the wide range of temperatures and neutron exposure doses has allowed their evolution during cryogenic, low- and intermediate temperature irradiation to be depicted from the united positions.