

## Раздел первый

# ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ЯВЛЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

УДК 620.187:621.039.531

## МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПУХАНИЯ СТАЛИ X18H10T В ИМИТАЦИОННЫХ И РЕАКТОРНЫХ УСЛОВИЯХ

*А.С. Кальченко\*, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Н.П. Лазарев*

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
Харьков, Украина*

*\*E-mail: kalchenko@kipt.kharkov.ua*

Изучены закономерности набухания стали X18H10T – основного материала внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР-1000 – в условиях имитационного облучения тяжелыми ионами. Построены экспериментальные кривые набухания стали от дозы и температуры облучения при скоростях создания смещений  $10^{-2}$  и  $10^{-3}$  сна/с. Проанализированы зависимости температурного максимума набухания, инкубационного периода и скорости набухания на стационарной стадии от скорости создания повреждений. На основании данных, полученных при облучении тяжелыми ионами, и реакторных данных найдена функция, моделирующая набухание исследуемой стали в широком интервале доз, температур и скоростей создания смещений. Впервые в рамках одной модели удалось описать поведение набухания при реакторном и при ионном облучениях. Построены карты набухания, позволяющие прогнозировать поведение стали в требуемых условиях облучения вплоть до запроектных доз.

### ВВЕДЕНИЕ

Внутрикорпусные устройства (ВКУ) реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 проектировались как несменные элементы конструкций со сроком эксплуатации равным ресурсу реактора. Первые серийные блоки ВВЭР-440 приближаются к установленному для них проектному сроку эксплуатации (30 лет). В данное время решается вопрос о возможности продления их ресурса на 10–15 лет, в частности, обоснования запроектного ресурса ВКУ. Для решения этой задачи требуются данные о поведении материалов ВКУ (в первую очередь - выгородка и шахта реактора) при продолжительном облучении.

Одним из факторов, ограничивающих время жизни аустенитной нержавеющей стали X18H10T, используемой в качестве материала ВКУ реакторов на тепловых нейтронах, является радиационное набухание. До недавнего времени считалось, что при рабочих параметрах тепловых реакторов это явление не проявляется. Однако в 90-е годы прошлого столетия образование пор было обнаружено в ВКУ реакторов типа PWR [1, 2]. Поры также были выявлены в канальной трубе реактора ВВЭР-1000 3-го энергоблока Ровенской АЭС [3]. Установлено, что при одинаковой температуре облучения поры в условиях водо-водяного реактора образуются при значительно более низких дозах по сравнению с быстрым реактором. В быстром реакторе БОР-60 при температурах 335...360 °С и дозах 75...82 сна набухание может достигать 20% и сопровождаться резким спадом пластичности [4]. Такое же поведение нержавеющей стали можно ожидать в реакторах на тепловых нейтронах при продлении срока их эксплуатации.

В [2] было показано, что уровень повреждаемости аустенитных сталей в реакторах PWR при времени эксплуатации реактора 60 лет будет приближаться к 100 сна.

Особенностью проявления набухания в условиях тепловых реакторов (как ВВЭР, так и PWR) является резкое сокращение инкубационного периода набухания и значительное снижение температуры порообразования за счет низкой скорости создания повреждений (до  $10^{-8}$  сна/с). Эта проблема является потенциально более опасной для реакторов ВВЭР-1000, выгородка которых имеет более сложную форму и большую толщину, по сравнению с реакторами PWR. Интенсивный  $\gamma$ -разогрев в реакторах ВВЭР приводит к повышению температуры выгородки вплоть до 460 °С, что является районом Интенсивного порообразования [3].

Источниками данных, используемых при изучении радиационного набухания материалов ВКУ и установлении закономерностей развития радиационной пористости, являются:

- реальные компоненты ВКУ, отработавшие свой ресурс в водо-водяных реакторах;
- образцы-свидетели, облученные в тепловом реакторе;
- компоненты активных зон и образцы сталей, облученные в реакторах различных типов в условиях, максимально приближенных к условиям облучения ВКУ водо-водяных реакторов;
- образцы сталей, облученные на ускорителях в условиях, моделирующих реакторное облучение.

Наиболее представительные результаты можно получить при тестировании материалов, отработавших в реальных условиях активной зоны тепловых

реакторов. Однако ввиду труднодоступности и малоизученности реальных элементов ВКУ в настоящее время широко используются все выше перечисленные способы облучения и исследования.

В 70-е годы при конструировании элементов активной зоны быстрого реактора впервые была применена методика экстраполяции до высоких доз реакторных данных по распуханию [5–7]. При таком подходе были использованы эмпирические закономерности, позволяющие определять величину распухания материалов в зависимости от нейтронного потока и температуры. Метод прост и удобен в обращении и используется до настоящего времени. Примером такого уравнения является аппроксимирующая функция стали X18H10T, применяемой в качестве чехлов быстрого реактора БОР-60 [8, 9]:

$$S = 0,55(D - 67 + 0,1T)e^{-29 \times 10^{-5}(T-485)^2}, \quad (1)$$

где  $S$  – распухание, %;  $D$  – повреждающая доза, сна;  $T$  – температура облучения, °С. Уравнение (1) получено для достаточно узкого интервала скоростей создания смещений  $(0,4 \dots 1,4) \cdot 10^{-6}$  сна/с.

В настоящей работе найдена эмпирическая зависимость распухания стали X18H10T от дозы, температуры облучения и скорости создания смещений  $10^{-2} \dots 10^{-8}$  сна/с. При этом получено универсальное уравнение, применимое в широком интервале скоростей создания смещений.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сталь X18H10T, использованная в данной серии экспериментов, имела следующий химический состав: 0.08C, 18.2Cr, 10.4Ni, 0.2Ti, 1.2Mn, 0.3Si вес.%. Материал в виде фольги толщиной 150 мкм был предварительно аустенизирован при температуре 1050 °С в течение 30 мин. Образцы в виде 3 мм дисков, вырубленные из фольги, облучали ионами  $Cr^{+3}$  с энергией 2 МэВ на электростатическом ускорителе тяжелых ионов ЭСУВИ НИЦ ХФТИ. Распределение повреждений по глубине вычисляли с помощью программ SRIM-2003 [10] (рис.1).

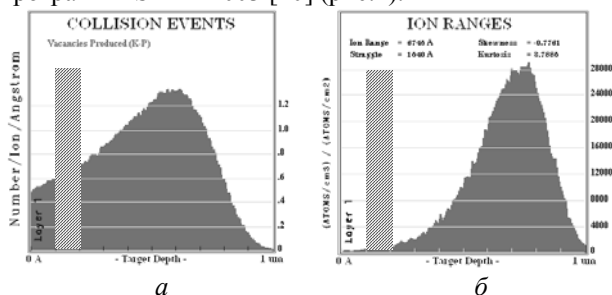


Рис. 1. Профили повреждений (а) и пробегов (б) 2 МэВ ионов Cr в стали X18H10T, вычисленные при помощи программы SRIM-2003 [10]. Заштрихованная область – исследуемый слой

Образцы для электронно-микроскопических исследований утонялись с двух сторон. Для анализа выбирался слой, расположенный на глубине 100...200 нм от облучаемой поверхности (см. рис.1).

Выбор исследуемого слоя обусловлен необходимостью устранения влияния, с одной стороны, поверхности, а с другой, – влияния повышенной концентрации имплантированных атомов хрома [11]. Толщина снятого слоя определялась микроинтерферометром и профилометром с точностью ~3 нм. Окончательное утонение образцов до толщин, пригодных для исследований в ПЭМ, проводилось стандартной струйной электрополировкой в установке типа «Тепирол» со стороны необлученной поверхности. При этом на облученную сторону образца наносился защитный слой лака, предохраняющий ее от травливания. Условия электрополировки: напряжение 70 В, температура электролита – комнатная, состав электролита – 80%  $C_2H_5OH$ , 10%  $HClO_4$ , 10%  $C_3H_8O_3$ . При появлении в образце отверстия полировка прекращалась. Образец извлекался из тefлонового держателя, промывался в спирте, а затем в ацетоне до растворения защитной лаковой пленки. Окончательная промывка осуществлялась в обезвоженном этиловом спирте.

Электронно-микроскопические исследования структуры образцов выполнялись на электронных микроскопах JEM-100CX и JEM-2100.

Величина распухания  $S$  определялась из электронно-микроскопических изображений по формуле:

$$S = 100\% \cdot \frac{\pi \sum_{i=1}^N d_i^3}{6 A \cdot h}, \quad (2)$$

где  $d_i$  – диаметр  $i$ -й поры;  $N$  – количество всех пор;  $A$  – площадь снимка;  $h$  – толщина фольги исследуемого участка образца. Источниками ошибок при вычислении величины распухания являются неточности в определении увеличения (2%), толщины образца (10%) и диаметра пор (5%). Вследствие этого суммарная погрешность в определении распухания составляла не более 20%.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Полученные температурные зависимости распухания исследуемой стали имеют характерный колоколообразный вид и обнаруживают сдвиг максимума на 25 °С в сторону более высоких температур при изменении скорости создания смещений с  $10^{-3}$  до  $10^{-2}$  сна/с (рис. 2).

Дозные кривые распухания также показывают зависимость от скорости создания смещений (рис.3). Эта зависимость проявляется в изменении продолжительности инкубационного периода распухания и особенно сильно в скорости распухания на стационарной стадии и является более четко выраженной при низких температурах облучения.

Из дозных зависимостей распухания видно, что поры наблюдаются уже при 5 сна. Максимальная скорость распухания на стационарной стадии составляет 0,4 и 0,35 %/сна при  $10^{-3}$  и  $10^{-2}$  сна/с соответственно.

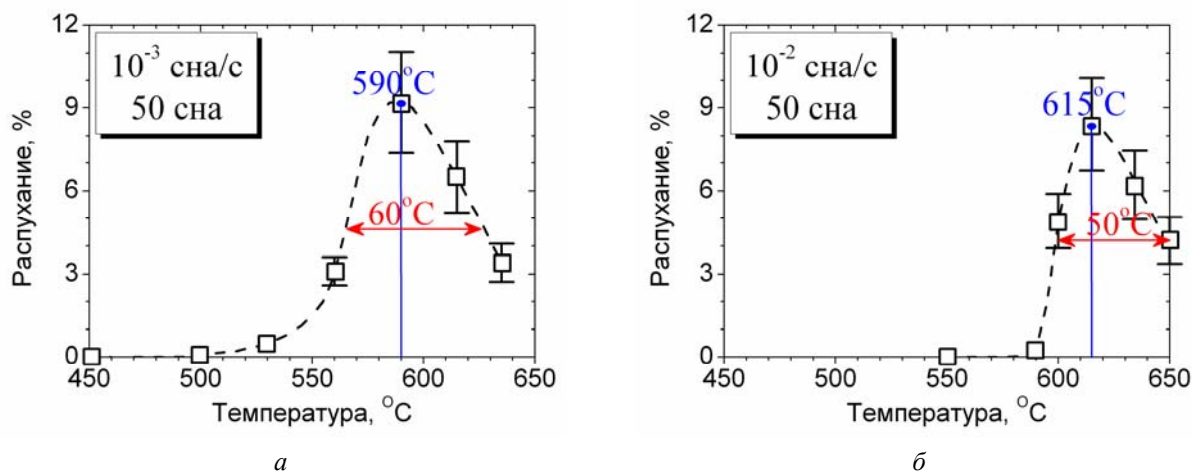


Рис. 2. Температурные зависимости распухания стали X18H10T при дозе облучения 50 сна. Скорости создания смещений: а -  $1 \cdot 10^{-3}$  сна/с и б -  $1 \cdot 10^{-2}$  сна/с.

(Здесь и далее пунктирными линиями изображены интерполирующие локальные сплайны)

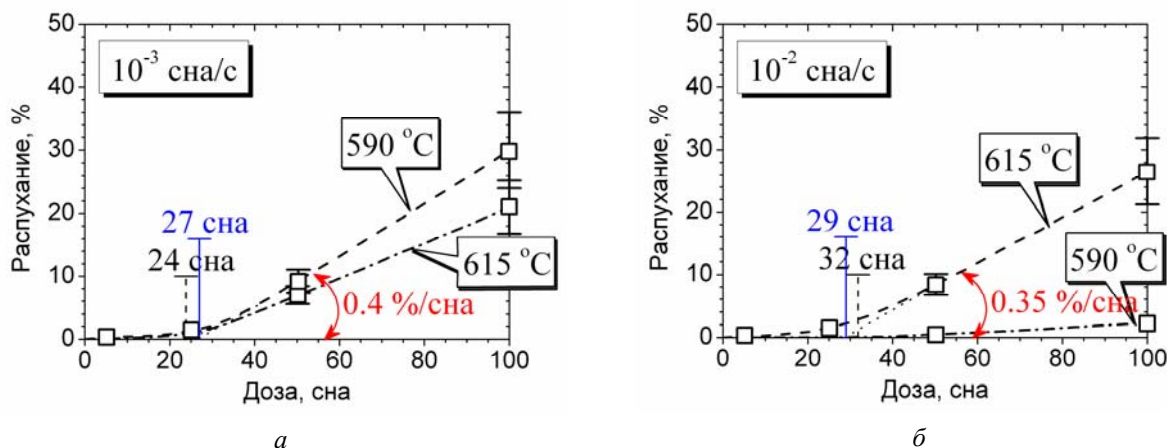


Рис. 3. Дозная зависимость распухания стали X18H10T при скоростях повреждения: а -  $1 \cdot 10^{-3}$  сна/с и б -  $1 \cdot 10^{-2}$  сна/с (пунктирные линии – см. рис. 2)

### МОДЕЛИРУЮЩАЯ ФУНКЦИЯ

Для сравнения данных, полученных в настоящей работе, с данными реакторных испытаний были построены температурные и дозные зависимости распухания стали X18H10T для скорости создания смещений  $k = 10^{-6}$  сна/с, характерной для быстрого реактора. В этом случае дозно-температурная зависимость распухания построена с помощью аппроксимирующей функции (1), которая, в свою очередь, была выведена на основании экспериментальных данных быстрого реактора БОР-60 (рис.4) [8].

Дозная зависимость распухания вблизи температуры максимума  $T_{max}$  имеет вид линейной функции  $S(D) \sim D - D_0$  с инкубационным периодом  $D_0$ . Линейный характер зависимости наблюдается вплоть до доз 100 сна, что хорошо согласуется с теорией радиационной пористости в металлах [12] и экспериментально подтверждается в том числе и в работе [8]. Определение инкубационного периода  $D_0$  по известной зависимости  $S(D)$  можно найти, например, в [13, 14]. В данной работе инкубационный период  $D_0$  определен как точка пересечения с

осью абсцис касательной к кривой распухания на установившейся стадии (см. рис. 3).

Полученные в настоящей работе экспериментальные температурные зависимости распухания  $S(T)$  обладают асимметрией (см. рис.2). Однако в первом приближении функция, аппроксимирующая температурную зависимость распухания, может быть представлена в виде распределения Гаусса:

$$S = R \cdot \varphi(D - D_0) \cdot \exp\left\{-\frac{(T - T_{max})^2}{2 \cdot \sigma_T^2}\right\}, \quad (3)$$

где  $R$  – максимальная скорость распухания, %/сна;  $D_0$  – инкубационный период, сна;  $T_{max}$  – температура максимума распухания, °C;  $\sigma_T$  – температурная дисперсия распределения, °C. Уравнения (1) и (3) отличаются введением в последнем функции  $\varphi(D - D_0)$ , обеспечивающей положительные значения распухания, и  $\sigma_T$  – температурной дисперсии, описывающей уширение температурной зависимости распухания. Функция  $\varphi$  определена как  $\varphi(x) = x \cdot \theta(x)$ , где

$$\theta(x) = \begin{cases} 1, & x > 0 \\ 0, & x \leq 0 \end{cases}$$

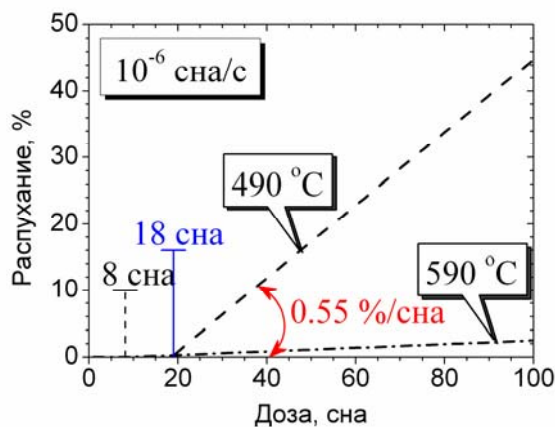
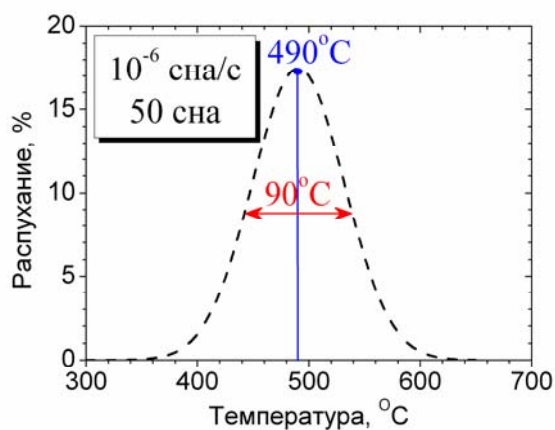


Рис. 4. Температурная и дозные зависимости распухания стали X18H10T, рассчитанные с помощью уравнения (1) для  $k \approx 1 \cdot 10^{-6}$  сна/с

Таким образом, в уравнение (3) входят четыре переменные  $T_{max}$ ,  $\sigma_T$ ,  $R$ ,  $D_0$ , которые, в свою очередь, являются функциями скорости создания смещений. Кроме того, переменная  $D_0(T, k)$  является функцией еще и температуры облучения.

Анализ экспериментальных кривых распухания, полученных при облучении стали X18H10T на ускорителе тяжелых ионов (см. рис. 2–3), и данных для быстрого реактора БОР-60 (рис. 4) показал, что при увеличении скорости создания смещений наблюдается сдвиг температурного максимума распухания  $T_{max}$  в область более высоких температур с 490 °C при  $k \approx 10^{-6}$  сна/с до 590 и 615 °C при  $k = 10^{-3}$  и  $10^{-2}$  сна/с соответственно (рис. 5).

Температурную дисперсию  $\sigma_T$  находим через полуширину температурной зависимости распухания  $\Delta T_h$ , определяемую как FWHM (full width at half maximum) - полная ширина распределения на половине максимума. Для распределения Гаусса величина  $\Delta T_h$  линейно связана с  $\sigma_T$  соотношением:

$$\sigma_T = \frac{\Delta T_h}{2\sqrt{2\ln 2}}. \quad (4)$$

Температурная дисперсия  $\sigma_T$  вычислялась с помощью соотношения (4) с использованием определенных из эксперимента полуширин температурных зависимостей распухания  $\Delta T_h$ , которые для скоростей создания смещений  $10^{-6}$ ,  $10^{-3}$  и  $10^{-2}$  сна/с составили 90, 60 и 50 °C соответственно (рис. 6).

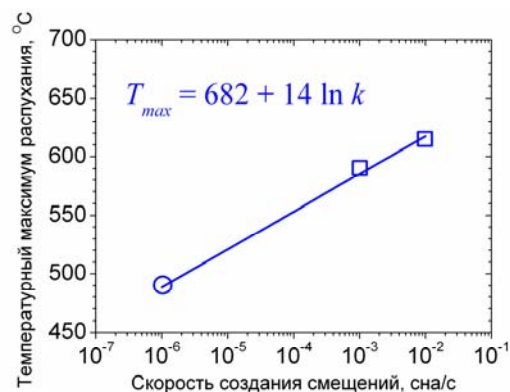


Рис. 5. Зависимости температуры максимума распухания от скорости создания смещений в стали X18H10T. Символы – эксперимент (○ – реакторные, □ – ускорительные данные), линия – аппроксимация (5)

Зависимости от скорости создания смещений  $k$  температуры максимума распухания  $T_{max}(k)$  и температурной дисперсии  $\sigma_T(k)$  представлены на рис. 5, 6 в полулогарифмическом масштабе. Видно, что эти зависимости в пределах погрешности измерений являются линейными функциями от  $\ln k$ . Таким образом, температурный максимум распухания  $T_{max}(k)$  и температурная дисперсия  $\sigma_T(k)$  могут быть представлены в следующем виде:

$$T_{max}(k) = 682 + 14 \ln k, \quad (5)$$

$$\sigma_T(k) = 12.3 - 1.9 \ln k. \quad (6)$$

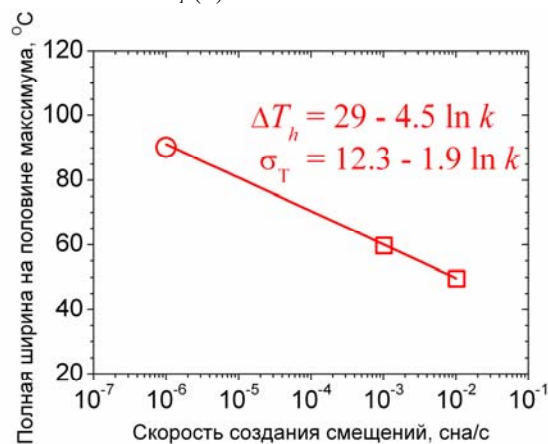


Рис. 6. Зависимости температурной дисперсии от скорости создания смещений в стали X18H10T. Символы – эксперимент (○ – реакторные, □ – ускорительные данные), линия – аппроксимация (6)

Сравнение кривых, показанных на рис. 4, б, 3, а и б, показывает, что скорость распухания на стационарной стадии  $R$ , при температурах, соответствующих максимумам распухания (490, 590 и 615 °C), падает и составляет 0.55, 0.4 и 0.35 %/сна для  $10^{-6}$ ,  $10^{-3}$  и  $10^{-2}$  сна/с соответственно. На рис. 7 представлена зависимость  $R(k)$  и аппроксимирующая функция максимальной скорости распухания на стационарной стадии от скорости создания смещений, которая имеет следующий вид:

$$R(k) = 0.25 - 0.022 \ln k. \quad (7)$$

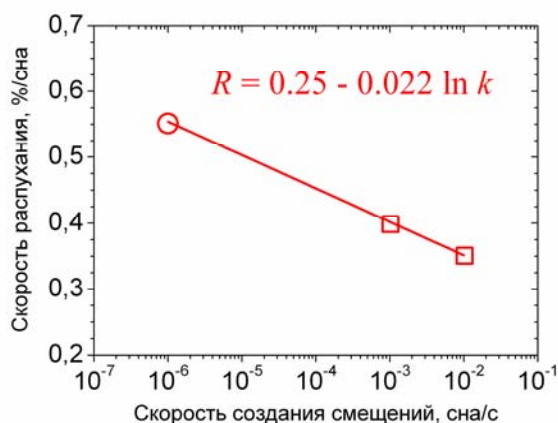
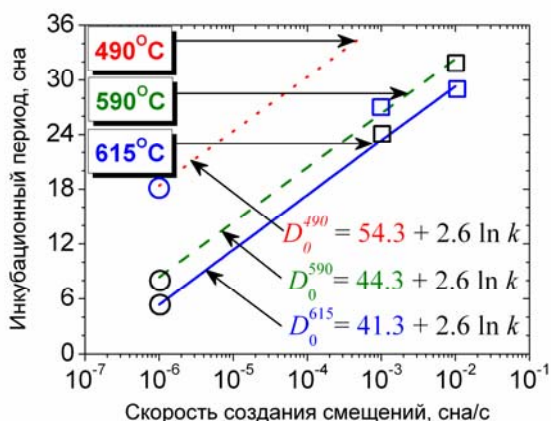
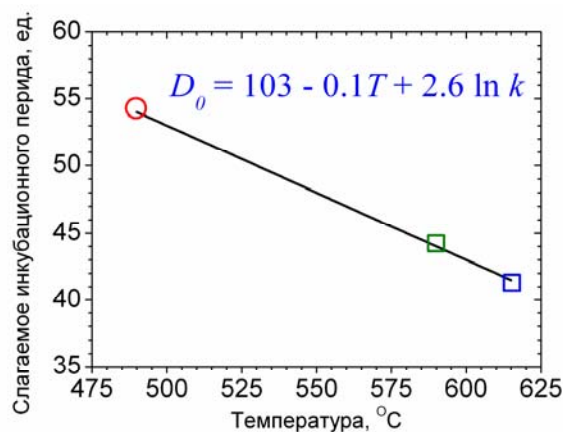


Рис. 7. Зависимость максимальной скорости распухания стали X18H10T от скорости создания смещений. Символы – эксперимент (○ – реакторные, □ – ускорительные данные), линия – аппроксимация (7)

На рис. 8, а приведены зависимости инкубационного периода распухания  $D_0$  от скорости создания смещений. Увеличение скорости создания смещений приводит к увеличению инкубационного периода.



а



б

Рис. 8. Зависимость инкубационного периода от скорости создания смещений (а) и его температурного слагаемого от температуры облучения (б) для стали X18H10T. Символы – эксперимент (○ – реакторные, □ – ускорительные данные), линии – аппроксимация (8)

Заметим, что множитель 0.1, стоящий перед температурой в уравнениях (1) и (8), совпадает.

Подставив в уравнение (3) аппроксимирующие функции (5–8) для температуры максимума распу-

$$S = (0.25 - 0.022 \ln k) \cdot \varphi(D - 103 + 0.1T - 2.6 \ln k) \cdot \exp\left\{-\frac{(T - 682 - 14 \ln k)^2}{2 \cdot (12.3 - 1.9 \ln k)^2}\right\}, \quad (9)$$

где  $S$  – распухание, %;  $D$  – повреждающая доза, сна;  $T$  – температура облучения, °C;  $k$  – скорость создания смещений, сна/с;

$$\varphi(x) = x \cdot \theta(x), \text{ где } \theta(x) = \begin{cases} 1, & x > 0 \\ 0, & x \leq 0 \end{cases}$$

На рис. 9 приведены данные, полученные экспериментально и рассчитанные с помощью модели-

да. Для температур, соответствующих максимуму распухания, величины инкубационного периода составили 18, 27 и 29 сна для  $k \approx 10^{-6}$ ,  $10^{-3}$  и  $10^{-2}$  сна/с соответственно (см. верхние значения на рис. 4, б; 3, а и б).

Следует отметить, что инкубационный период зависит не только от скорости создания смещений, но и от температуры облучения. Увеличение температуры облучения приводит к сокращению инкубационного периода на ~10 сна при изменении температуры облучения на 100 °C (см. рис. 8, а). Функции, аппроксимирующие зависимости инкубационного периода от скорости создания смещений для разных температур облучения, отличаются только лишь постоянными слагаемыми, значение которых зависит от температуры (см. рис. 8, б). Зависимость инкубационного периода от скорости создания смещений и температуры облучения, полученная при аппроксимации температурных слагаемых, имеет вид:

$$D_0(T, k) = 103 - 0.1T + 2.6 \ln k. \quad (8)$$

хания  $T_{max}$ , температурной дисперсии  $\sigma_T$ , максимальной скорости распухания  $R$  и инкубационного периода  $D_0$ , получаем:

рующей функции (9). Сравнение построенных в графическом виде дозных и температурных кривых распухания стали X18H10T показывает, что в целом полученные зависимости  $S(D, T, k)$  удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными при температурах, близких к максимуму распухания, и высоких дозах.

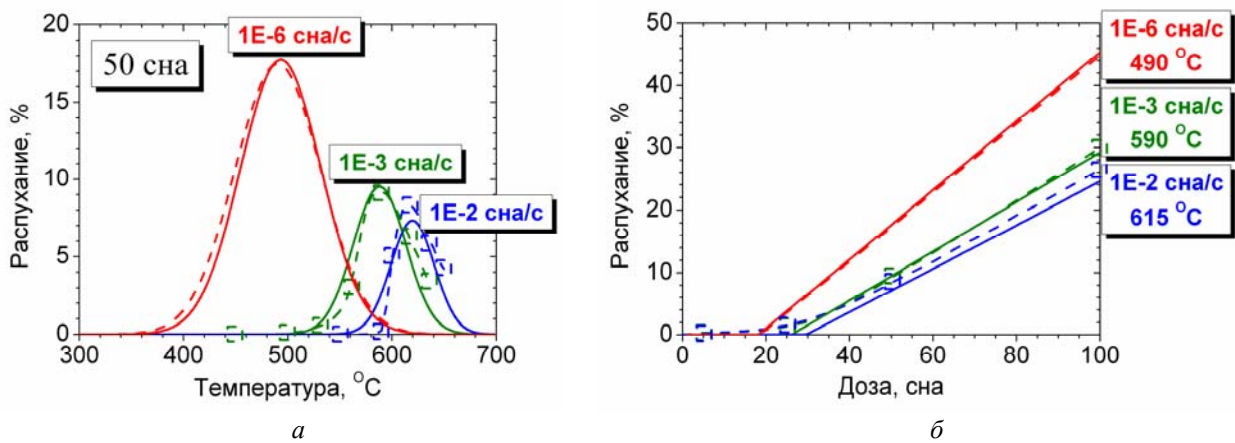


Рис. 9. Экспериментальные и расчетные температурные (а) и дозные (б) зависимости распухания стали X18H10T при разных скоростях создания смещений. Пунктирные линии – экспериментальные данные, сплошными линиями изображены кривые, рассчитанные с помощью уравнения (9)

### ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Рассмотрим более подробно поведение характеристик распухания, входящих в выражение (3), в зависимости от параметров облучения: инкубационного периода  $D_0$ , скорости распухания  $R$ , температурного максимума  $T_{max}$  и температурной дисперсии  $\sigma_T$ .

Длительность инкубационного периода  $D_0$  определяется скоростью создания смещений и температурой облучения.

В настоящей работе показано, что для стали X18H10T уменьшение скорости создания поврежденных приводит к уменьшению величины инкубационного периода, а уменьшение температуры облучения – к его увеличению (см. рис. 8,а и рис. 10).

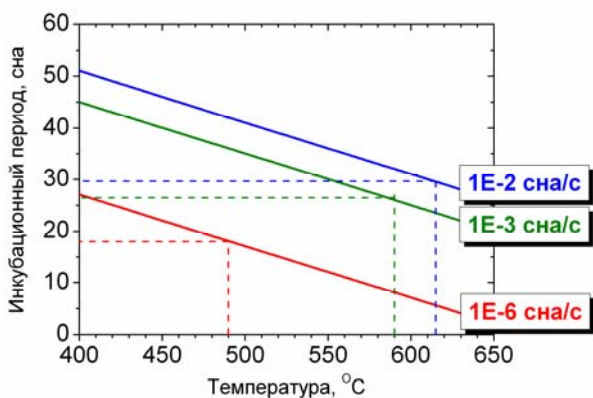


Рис. 10. Зависимости инкубационного периода от температуры облучения стали X18H10T, рассчитанные с помощью уравнения (8)

Первое обстоятельство связано с тем, что при увеличении интенсивности облучения растет вклад рекомбинационных эффектов, которые подавляют зарождение пор, и, как следствие, инкубационный период растет. Что касается влияния температуры, то при низких температурах за счет снижения подвижности вакансий инкубационный период также будет более протяженным. Абсолютная величина инкубационного периода в зависимости от темпера-

туры облучения оказывается большей при более высоких скоростях создания смещений (см. рис. 10). Это хорошо согласуется с экспериментальными данными и теоретическими представлениями поведения инкубационного периода в интервале температур, близких к максимуму распухания в аустенитной стали AISI 316 [15, 16].

$R$  – скорость распухания на стационарной стадии падает с увеличением скорости создания смещений (см. рис. 6). На эту характеристику, так же как и в случае инкубационного периода, оказывают влияние рекомбинационные процессы. Если определить скорость распухания через результирующий поток вакансий к порам, то при высоких интенсивностях облучения рекомбинация точечных дефектов будет уменьшать количество дефектов, которые могут дать вклад в распухание. Поэтому скорость роста пор уменьшается, а общая величина распухания падает.

На рис. 11 представлены вычисленные с помощью выражения (9) дозно-температурные карты распухания стали X18H10T с различными скоростями создания смещений, характерными как для облучения на ускорителе ( $k = 10^{-3}$  сна/с), так и для реакторов на быстрых ( $k = 10^{-6}$  сна/с) и тепловых нейтронах ( $k = 10^{-8}$  сна/с).

Как видно из рис. 11, температура, соответствующая максимуму распухания при одинаковых интегральных дозах, сдвигается в область более высоких температур с ростом скорости создания смещений. Этот «температурный сдвиг» объясняется необходимостью воспроизводства уровня вакансионного пересыщения, обеспечиваемого постоянством соотношения между скоростью возникновения точечных дефектов и их исчезновением на стоках [13]. Кроме того, с уменьшением скорости создания дефектов величина радиационного распухания в максимуме ( $T_{max} = 590$  °C при  $10^{-3}$  сна/с против 490 °C при  $10^{-6}$  сна/с) увеличивается от 9,5 до 17,7% при 50 сна (см. рис. 11, а, б). Предполагается, что такое поведение распухания обусловлено уменьшением скорости рекомбинации точечных дефектов со снижением скорости смещения атомов, а значит, увеличением числа вакансий, достигающих поры.

Следовательно, дальнейшее снижение скорости смещения атомов должно приводить к росту радиационного распухания. Таким образом, распухание в условиях облучения в реакторах на тепловых нейтронах можно ожидать на уровне  $S = 24,4\%$  при  $T_{max} = 424\text{ }^\circ\text{C}$ , 50 сна,  $10^{-8}$  сна/с (см. рис. 11, в).

Как уже отмечалось выше, с увеличением скорости создания смещений температурная зависимость распухания сужается, т.е.  $\Delta T_h$  – уменьшается (см. рис. 6). Нижний температурный предел порообразо-

вания с увеличением скорости создания смещений сдвигается в область более высоких температур облучения. При низких скоростях создания смещений инкубационный период сокращается, например, при температуре облучения  $590\text{ }^\circ\text{C}$   $D_0 = 32, 27$  и  $8$  сна при  $10^{-2}$ ,  $10^{-3}$  и  $10^{-6}$  сна/с соответственно (см. рис. 8, а). В этом случае температурная кривая распухания стали расширяется в сторону более низких температур облучения.

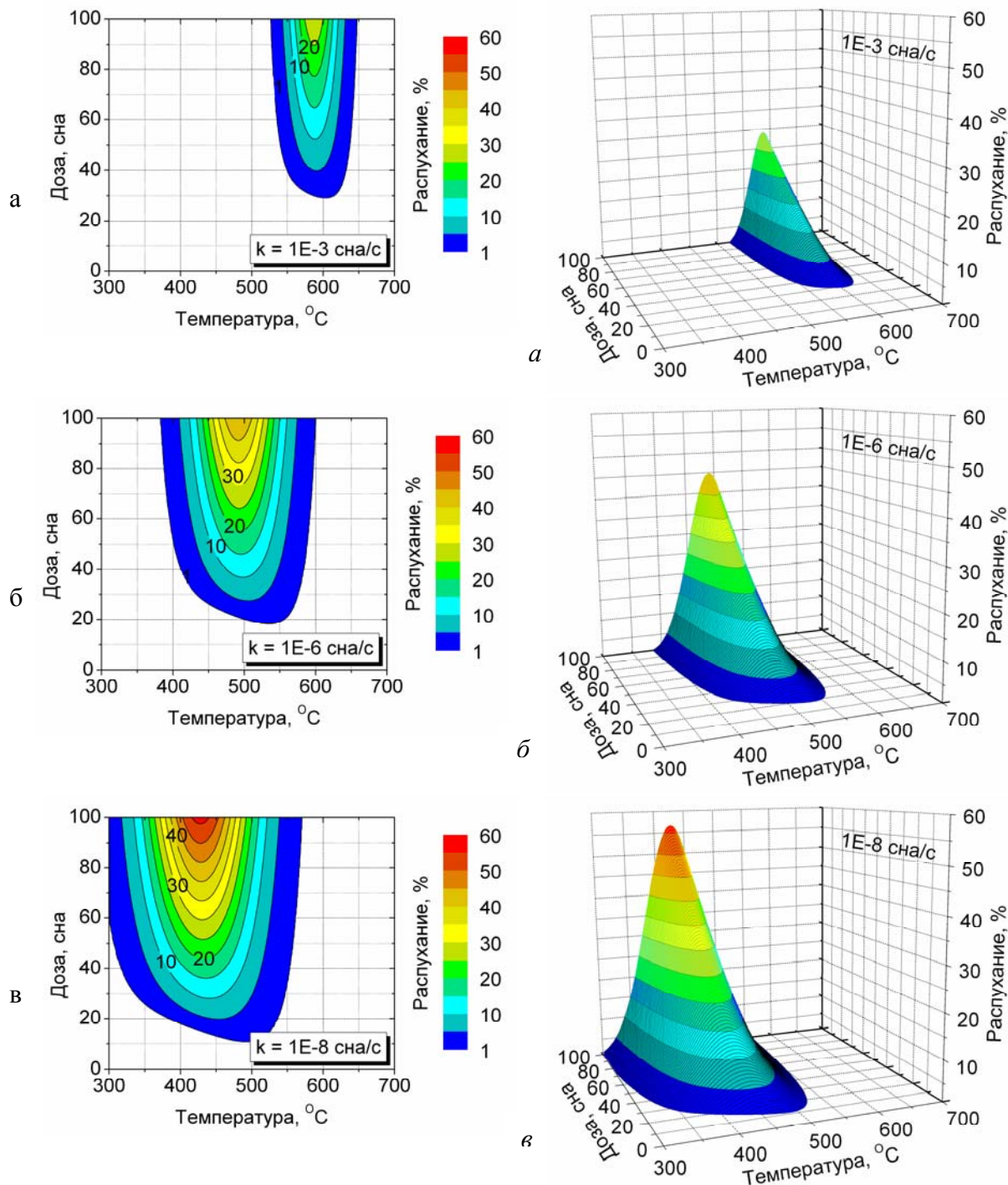


Рис. 11. Температурно-дозные карты (2d и 3d) распухания стали X18H10T для различных скоростей создания смещений [ $10^{-3}$  сна/с (а),  $10^{-6}$  сна/с (б),  $10^{-8}$  сна/с (в)], рассчитанные с помощью моделирующей функции (9)

При температурах облучения выше максимума распухания диффузионные процессы способствуют

отжигу дислокационной структуры, слиянию и растворению пор. При более высоких скоростях созда-

ния смещения температурная кривая распухания сдвигается в область высоких температур, эффективно происходит процесс испарения вакансий из пор. Это приводит к сужению температурного интервала распухания при увеличении интенсивности облучения.

Представленные результаты показывают, что с учетом полученного масштабирования по скорости создания смещений основные физические процессы, ответственные за распухание как при облучении тяжелыми ионами, так и в быстром реакторе, оказываются общими. При этом не учитывался такой процесс, как наработка трансмутационных газов. В быстром реакторе БОР-60 скорости наработки гелия составляют 0,1...0,4 аppm/сна.

По-видимому, влияние гелия, который нарабатывается в быстром реакторе до концентраций 5...20 аppm при 50 сна, не является определяющим. В то же время во внутрикорпусных устройствах тепловых реакторов типа ВВЭР наработка гелия и водорода за 30 лет эксплуатации реактора превышает 1000 и 2000 аppm соответственно [17, 18]. Такие высокие концентрации газов могут существенно изменить характер структурно-фазовых превращений в материалах. В этой связи представляется необходимым включение скорости наработки газов в качестве дополнительного параметра в моделирующую функцию. Эта часть исследования будет представлена отдельно.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе в условиях имитационного облучения тяжелыми ионами изучены закономерности распухания стали X18H10T, используемой как материал ВКУ реакторов ВВЭР.

Показано, что с увеличением скорости создания смещений температурная зависимость распухания исследуемой стали сужается, а максимум распухания сдвигается в область более высоких температур облучения.

Установлено, что скорость создания смещений влияет как на скорость распухания стали, так и на продолжительность инкубационного периода. При температурах, соответствующих максимумам распухания стали, при увеличении интенсивности облучения скорость распухания на стационарной стадии падает, а величина инкубационного периода увеличивается. Увеличение температуры облучения сокращает инкубационный период.

Проанализированы экспериментальные кривые распухания стали X18H10T. Построены аппроксимирующие функции для температурного максимума, температурной дисперсии, инкубационного периода и скорости распухания. Установлено, что эти величины имеют логарифмическую зависимость от скорости создания смещений. На основании наших результатов о распухании стали X18H10T и учета известных реакторных данных построена моделирующая функция, описывающая поведение распухания стали X18H10T в широком интервале доз, температур облучения и скоростей создания смещений. Использование данного подхода дает полезную информацию о распухании стали X18H10T в широ-

ком диапазоне параметров (температура, доза, скорость создания смещений), влияние которых не исследовано экспериментально. Такая информация необходима для принятия решения о продлении срока эксплуатации элементов внутрикорпусных устройств.

Авторы выражают особую благодарность В.В. Мельниченко за облучение образцов на ускорителе ЭСУВИ и Г.Д. Толстолицкой за помощь в оформлении статьи.

### ЛИТЕРАТУРА

1. F.A. Garner, L.R. Greenwood, D.L. Harvord. Potential High Fluence Response of Pressure Vessel internals constructed from Austenitic Stainless Steels // *Sixth International Symposium on Environmental degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*. – Edited by R.E. Gold and E.P. Simonen. The Minerals, Metals and Materials Society. 1993, p. 783–790.
2. J. Edwards, E.P. Simonen, F.A. Garner, L.R. Greenwood, B.M. Oliver, S.M. Bruemmer. Influence of irradiation temperature and dose gradients on the microstructural evolution in neutron-irradiated 316SS // *J. Nucl. Mater.* 2003, v. 317, Issue 1, p. 32–45.
3. В.С. Неустроев, В.Г. Дворецкий, З.Е. Островский, В.К. Шамардин, Г.А. Шиманский. Исследование микроструктуры и механических свойств стали X18H10T после облучения в активной зоне реактора ВВЭР-1000 // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2003, №3 (83), с.73–78.
4. F.A. Garner, D.J. Edwards, S.M. Bruemmer et al. Recent developments concerning potential void swelling of PWR internals constructed from austenitic stainless steels // *Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors. International Symposium Fontevraud 5*. September 2002, on CD format, no page numbers.
5. В.Н. Быков, В.Д. Дмитриев, Л.Г. Костромин и др. Эмпирическая зависимость распухания стали 0X16H15M3B от дозы и температуры облучения // *Атомная энергия* 1976, №40, в. 4, с. 293–295.
6. S. Oldberg, D. Sandusky, P.L. Schaboy, E.A. Compretly. Analysis of swelling of austenitic stainless steel in fast reactor // *Trans. Amer. Nucl. Soc.* 1969, v. 12, № 2, p. 588–589.
7. A. Boltax, P. Murray, A. Biancheria. Fast reactor fuel performance model development // *Nucl. Appl. and Tech.* 1970, v. 9, p. 326–337.
8. С.Н. Вотинов, В.И. Прохоров, З.Е. Островский. *Облученные нержавеющей стали*. М.: «Наука», 1987, 128 с.
9. V.S. Neustroev, V.K. Shamardin, Z.E. Ostrovsky, A.M. Pecherin, and F.A. Gamer. Temperature-Shift of Void Swelling Observed in Annealed Fe-18Cr-10Ni-Ti Stainless Steel Irradiated in the Reflector Region of BOR-60 // *ASTM STP*. 2000, v. 1366, p. 792–800.
10. J.P. Biersack, L.G. Haggmark. A Monte Carlo computer program for the transport of energetic ions in amorphous targets // *Nuclear. Instruments and Methods*. 1980, v. 174, p. 257–269.



11. F.A. Garner. Impact of the Injected Interstitial on the Correlation of Charged Particle and Neutron-Induced Radiation Damage // *J. Nucl. Mater.* 1983, v. 117, p. 177–197.

12. L.K. Mansur. Void swelling in metals and alloys under irradiation: an assessment of the theory // *Nuclear Technology*. 1978, v. 40, p. 5–34.

13. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационные дефекты и набухание металлов* // Киев: «Наукова думка», 1988, 296 с.

14. В.Н. Воеводін, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: «Наукова думка», 2006, 376 с.

15. F.A. Garner, M.B. Toloczko, V.H. Sencer. Comparison of swelling and irradiation creep behavior

of fcc-austenitic and bcc-ferritic/martensitic alloys at high neutron exposure // *J. Nucl. Mater.* 2000, v. 276, p. 123–142.

16. M.P. Surh, J.B. Sturgeon, W.G. Wolfer. Vacancy cluster evolution and swelling in irradiated 316 stainless steel // *J. Nucl. Mater.* 2004, v. 328, p. 107–114.

17. F.A. Garner, E.P. Simonen, B.M. Oliver, L.R. Greenwood, M.L. Grossbeck, W.G. Wolfer, P.M. Scott. Retention of hydrogen in fcc metals irradiated at temperatures leading to high densities of bubbles or voids // *J. Nucl. Mater.* 2006, v. 356, p. 122–135.

18. D.J. Edwards, F.A. Garner, S.M. Bruemmer, P. Efsing. Nano-cavities observed in a 316SS PWR flux thimble tube irradiated to 33 and 70 dpa // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 384, p. 249–255.

*Статья поступила в редакцию 03.06.09 г.*

### **МОДЕЛЮВАННЯ РОЗПУХАННЯ СТАЛІ X18H10T В ІМІТАЦІЙНИХ ТА РЕАКТОРНИХ УМОВАХ**

*О.С. Кальченко, В.В. Брик, В.М. Воеводін, М.П. Лазарєв*

Вивчено закономірності розпухання сталі X18H10T – основного матеріалу внутрішньокорпусних пристроїв реакторів ВВЕР-1000 – в умовах імітаційного опромінення важкими іонами. Побудовано експериментальні криві розпухання сталі від дози та температури опромінення при швидкостях створення зсувів  $10^{-2}$  та  $10^{-3}$  зна/с. Проаналізовано залежності температурного максимуму розпухання, інкубаційного періоду та швидкості розпухання на стаціонарній стадії від швидкості створення пошкоджень. На основі даних, отриманих при опроміненні важкими іонами, та реакторних даних знайдена функція, моделююча розпухання досліджуваної сталі в широкому інтервалі доз, температур та швидкостей створення зсувів. Уперше в рамках однієї моделі вдалося описати поведінку розпухання при реакторному та при іонному опроміненні. Побудовано карти розпухання, що дозволяють прогнозувати поведінку сталі в необхідних умовах опромінення аж до запроектованих доз.

### **MODELLING OF SWELLING OF STEEL 18CR-10NI-TI IN SIMULATION AND REACTOR CONDITIONS**

*A.S. Kalchenko, V.V. Bryk, V.N. Voyevodin, N.P. Lazarev*

Mechanisms of steel 18Cr-10NiTi swelling – the main material of pressure vessels internal of reactors WWER-1000 – are studied in conditions of simulation irradiation by heavy ions. Experimental curves of steel swelling are plotted in dependence on dose and irradiation temperature under dose rates  $10^{-2}$  and  $10^{-3}$  dpa/s. Dependences of temperature maximum of swelling, of incubation period and of swelling rate on stationary stage on dose rate are analyzed. On the base of data obtained under heavy ions irradiation and on the base of reactor data function modeling the swelling of investigated steel is obtained in the wide range of doses, of temperatures and of dose rates. Firstly we have managed to describe the swelling behavior under reactor and ion irradiation in the frames of one model. Maps of swelling are plotted that allow predict the steel behavior in necessary condition of irradiation up to the over designed doses.