

# РАСПУХАНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДАМИ ИТТРИЯ СТАЛИ 0X18H10T, ОБЛУЧЕННОЙ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ

*В.В. Брык<sup>1</sup>, В.Н. Воеводин<sup>1,2</sup>, А.С. Кальченко<sup>1</sup>, В.В. Мельниченко<sup>1</sup>, И.М. Неклюдов<sup>1</sup>,  
В.С. Азеев<sup>3</sup>, А.А. Никитина<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>*ИФТТМТ ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина;*

<sup>2</sup>*ХНУ им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина;*

<sup>3</sup>*ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия*

Исследовано распухание аустенитной нержавеющей стали 0X18H10T, дисперсно-упрочненной оксидами (ДУО), облученной на ускорителе тяжелых ионов ЭСУВИ ННЦ ХФТИ. Построены дозные и температурные зависимости распухания данной стали в широком интервале доз и температур облучения. Проведен сравнительный анализ поведения распухания исследуемой стали в сравнении со сталью 0X18H10T, которая исследовалась ранее. Установлено, что стойкость к радиационному распуханию в обнаруженных температурных максимумах стали 0X18H10T ДУО в 2,5 раза выше по сравнению с 0X18H10T.

## ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали широко используются в качестве оболочек поглощающих элементов, пружинных элементов твэлов и ТВС и в отдельных случаях для дистанционирующих решеток ТВС.

В настоящее время материалы, используемые в качестве оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах не позволяют решить поставленную задачу достижения выгорания топлива до 20...25 % (в настоящее время уровень выгорания ~ 11 %). Аустенитные стали с ГЦК-решеткой имеют при рабочих температурах (до 650 °С) удовлетворительную длительную прочность и ползучесть, но подвержены значительному радиационному распуханию, вызывающему также охрупчивание и потерю прочности.

Достижение необходимого уровня сопротивления распуханию аустенитных сталей, пригодных для коммерческого использования, может быть достигнуто только при понимании всех явлений, вовлеченных в процессы радиационного распухания, так как радиационное распухание многокомпонентных аустенитных нержавеющих сталей является результатом сложных структурно-фазовых превращений при облучении. Считается, что радиационная стойкость аустенитных сталей может быть повышена за счет увеличения стабильности всех структурных компонент при облучении (дислокационная структура, твердый раствор, система выделений вторичных фаз) [1–3].

Одним из способов повышения радиационной стойкости коммерческих сталей является создание в материале структурных стоков для точечных дефектов или мест усиленной рекомбинации разноимен-

ных точечных дефектов [4–6]. Недавние исследования показали, что оксидные частицы в ДУО сталях также являются эффективными ловушками вакансий [7]. Это привело к появлению интереса к ДУО аустенитным сталям и возникновению новых надежд на увеличение их радиационной стойкости.

В связи с вышесказанным, ДУО аустенитные нержавеющие стали начали рассматривать как возможные кандидаты для ядерных тепловых реакторов (выгородка и опорные элементы в водо-водяных реакторах), так и для реакторов нового поколения (высокотемпературные газоохлаждаемые, термоядерные, быстрые реакторы).

Для прогнозирования радиационной стойкости новых сталей необходимо в первую очередь оценить их стойкость к радиационному распуханию. Ускорители тяжелых ионов позволяют за короткое время провести эти исследования при коммерчески необходимых дозах (до 200 смещений на атом (сна)).

В данной работе в условиях экспрессного облучения на ускорителе исследуется сталь 0X18H10T ДУО, содержащая наноразмерные оксидные частицы Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, введенные с помощью механического легирования.

## 1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Химический состав стали 0X18H10T ДУО приведен в таблице. Данная сталь была получена путем механического легирования порошка стали 0X18H10T порошком оксида иттрия в количестве 0,3 вес.% в среде аргона и с последующим компактированием методом горячей экструзии.

Химический состав стали 0X18H10T ДУО, вес.%

C	Cr	Mn	Mo	Nb	V	W	Ni	Al	Si	Y	Ti
0,085	19,1	0,53	0,14	0,047	0,03	0,17	10,1	0,041	0,48	0,31	0,41

Для электронно-микроскопических исследований из фольги толщиной ~ 200 мкм при помощи пуансона вырубались диски диаметром 3 мм, после

чего полученные образцы электрополировались для снятия наклепанного слоя.

Облучение образцов проводилось на электростатическом ускорителе тяжёлых ионов с внешним инжектором (ЭСУВИ ННЦ ХФТИ). Образцы облучались ионами  $\text{Cr}^{3+}$  с энергией 1,8 МэВ в интервале температур 500...700 °С до повреждающей дозы 50...200 сна. Скорость создания смещений, в исследуемой области, составила  $1 \cdot 10^{-2}$  сна/с.

Образцы для электронно-микроскопических исследований утонялись с двух сторон. Для анализа выбирался слой, расположенный на глубине 100...200 нм от облучаемой поверхности. Выбор исследуемого слоя обусловлен необходимостью устранения влияния, с одной стороны, поверхности, а с другой, – влияния повышенной концентрации имплантированных атомов хрома. Для удаления слоя материала с облученной стороны образца была использована методика импульсной электрополировки, подробно описанная в работе [3]. Окончательное утонение образцов до толщины, пригодной 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 растравливания. 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-100СХ и JEM-2100.

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

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

$$1 - \frac{\pi}{6 \cdot A \cdot h} \frac{\pi}{6} \sum_{i=1}^N d_i^3$$

где  $d_i$  – диаметр  $i$ -й поры;  $N$  – количество 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%). Суммарная погрешность в определении распухания составляла ~ 20%.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

### 2.1. ИСХОДНАЯ СТРУКТУРА СТАЛИ

Исходная структура стали 0X18H10T ДУО представляет собой аустенит с размером зерна ~2 мкм (рис. 1). Элементами структуры аустенитных зерен являются двойники отжига, частицы титаниттриевых оксидов и дислокации. Плотность дислокаций составляет  $\sim 10^8$  см<sup>-2</sup>. Большинство дислокаций расщеплены на частичные с образованием дефекта упаковки, что свидетельствует о низкой энергии дефекта упаковки в данной стали. Частицы ок-

сидов Y-Ti-O распределены в материале без систематической привязки к элементам микроструктуры. Размер выделений изменяется от 5 до 500 нм. Средний размер составляет ~20 нм, а концентрация  $\sim 4 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup>.

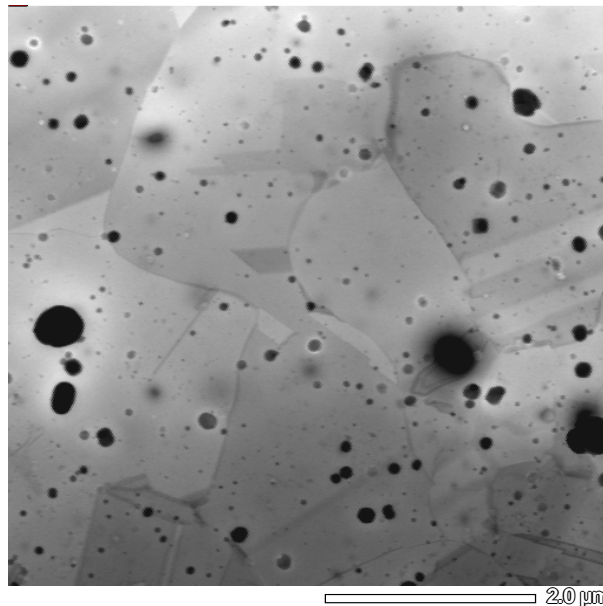


Рис. 1. Исходная структура стали 0X18H10T ДУО

### 2.2. СТРУКТУРА СТАЛИ ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ

#### 2.2.1. Температурная зависимость распухания стали, облученной при дозе 100 сна

В облученных до 100 сна образцах исследуемой ДУО стали заметное распухание наблюдается уже при температуре 500 °С (рис. 2,а). В этом случае средний размер пор составляет 8 нм, а их концентрация –  $4,0 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>. При таких параметрах пористости распухание равняется 1,7 %. Повышение температуры облучения до 550 °С приводит к увеличению среднего размера пор до ~ 11 нм, а концентрация пор уменьшается до  $2,3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup> (см. рис. 2,б). Распухание в этом случае составляет 2,8 %. Исследование поврежденной структуры стали при температуре 600 °С показало, что средний диаметр пор в этом случае ~ 18 нм, концентрация –  $7,3 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup>, распухание – 3,8 % см. рис. 2,в). При температуре облучения 650 °С развивается пористость со средним размером 28 нм и плотностью  $5,6 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup> (см. рис. 2,г). Распухание составляет 10,5 %. При температуре облучения 700 °С развивается пористость со средним размером 30 нм, плотностью  $2,3 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup>, что приводит к увеличению распухания материала до 5,0 % (см. рис. 2,д).

Зависимость среднего размера пор от температуры облучения для стали 0X18H10T ДУО представляет собой непрерывно возрастающую функцию (сплошная линия на рис. 3), причём в температурном интервале 550...650 °С наблюдается быстрый рост пор, а при 500...550 и 650...700 °С кривая более полого.

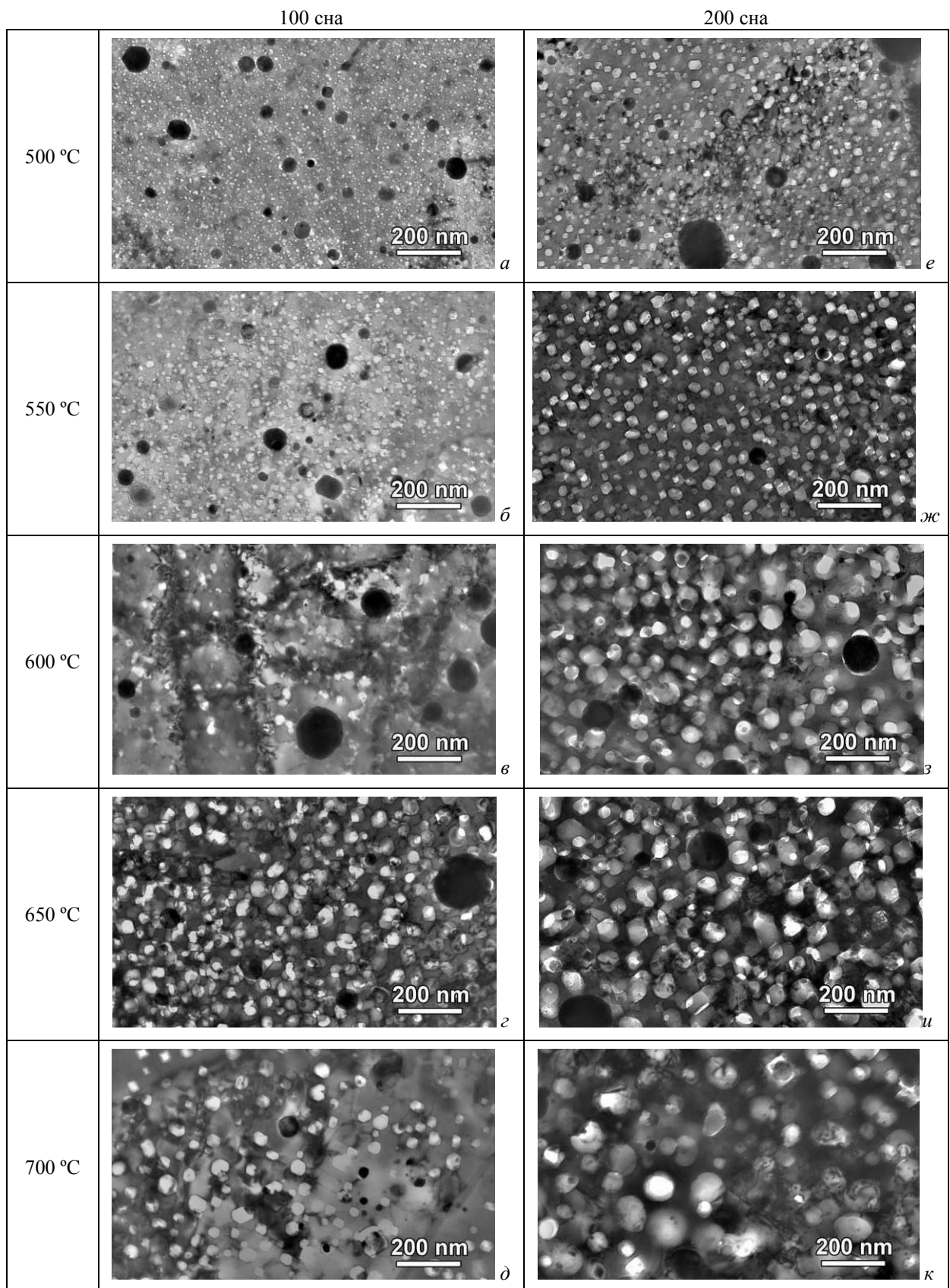


Рис. 2. Микроструктуры стали 0X18H10T ДУО при облучении до доз 100 и 200 сна

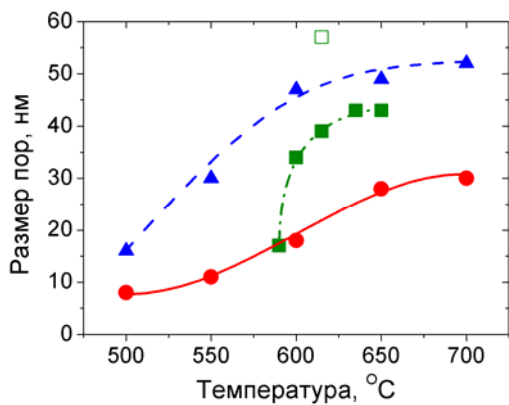


Рис. 3. Температурные зависимости среднего размера пор (● – 0X18H10T ДУО,  $D = 100$  сна; ▲ – 0X18H10T ДУО,  $D = 200$  сна; ■ – 0X18H10T,  $D = 50$  сна [3]; □ – 0X18H10T,  $D = 100$  сна [8])

Концентрация пор для исследуемой стали 0X18H10T ДУО сильно зависит от температуры облучения. Приведенная на рис. 4 кривая концентрации (сплошная линия) имеет непрерывно убывающий характер во всем исследуемом температурном интервале более чем на порядок.

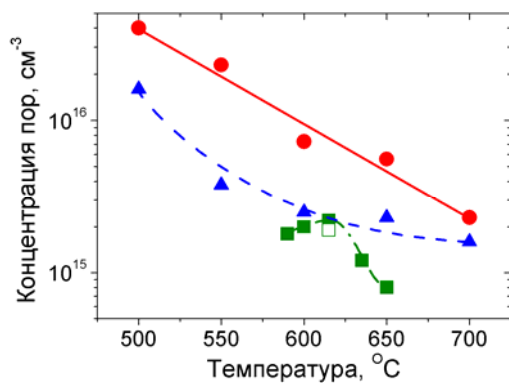


Рис. 4. Температурная зависимость концентрации пор (● – 0X18H10T ДУО,  $D = 100$  сна; ▲ – 0X18H10T ДУО,  $D = 200$  сна; ■ – 0X18H10T,  $D = 50$  сна [3]; □ – 0X18H10T,  $D = 100$  сна [8])

Температурная зависимость распухания стали 0X18H10T ДУО, представленная сплошной линией на рис. 5, имеет характерный колоколообразный вид. Увеличение распухания происходит в интервале температур 500...650 °С. При повышении температуры облучения до 650...700 °С распухание уменьшается. Максимум кривой распухания располагается при температуре 650 °С. Следует отметить различие в скорости роста температурной зависимости распухания. При температурах облучения 500...600 °С наблюдается слабое увеличение распухания, в то время как при 600...650 °С происходит резкое увеличение распухания.

Анализируя зависимости, представленные сплошными линиями на рис. 3–5, можно утверждать, что в стали 0X18H10T ДУО, облученной до 100 сна, увеличение распухания в области температур 500...650 °С (см. рис. 5) происходит за счёт увеличения размера пор (см. рис. 3). Уменьшение распухания при  $T = 650...700$  °С происходит в результате снижения концентрации (см. рис. 4).

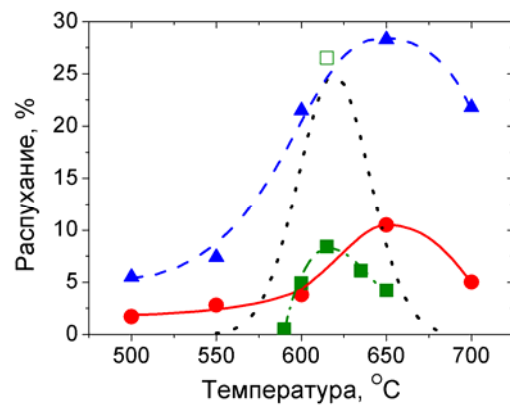


Рис. 5. Температурная зависимость распухания стали (● – 0X18H10T ДУО,  $D = 100$  сна; ▲ – 0X18H10T ДУО,  $D = 200$  сна; ■ – 0X18H10T,  $D = 50$  сна [3]; □ – 0X18H10T,  $D = 100$  сна [8]; - - - - 0X18H10T,  $D = 100$  сна [9])

### 2.2.2. Температурная зависимость распухания стали, облученной при дозе 200 сна

При температуре облучения 500 °С и дозе 200 сна, так же как и при 100 сна, в образцах наблюдаются поры (см. рис. 2,е). Их средний размер составляет ~16 нм, а концентрация –  $1,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Распухание в этом случае составляет 5,5 %. При температуре облучения 550 °С развивается пористость со средним размером 30 нм и концентрацией  $3,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , что приводит к распуханию, равному 7,4 % (см. рис. 2,ж). При увеличении температуры до 600 °С средний диаметр пор составляет 47 нм, плотность –  $2,5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , распухание – 21,5 % (см. рис. 2,з). При температуре облучения 650 °С развивается пористость со средним размером 49 нм и плотностью  $2,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (см. рис. 2,и). Вызванное такими параметрами распухание достигает 28,3 %. При 700 °С развивается пористость со средним размером 52 нм и плотностью  $1,6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (рис. 2,к). Распухание в этом случае составляет 21,8 %.

Температурную зависимость размера пор стали 0X18H10T ДУО (см. рис. 3, штриховая линия) условно можно разделить на два участка. Первый участок – это рост размера пор в температурном интервале 500...600 °С. Второй участок (600...700 °С) характеризуется слабым изменением размера пор с увеличением температуры.

Концентрация пор исследуемой стали (штриховая линия на рис. 4), снижается в 4 раза в узком температурном интервале 500...550 °С, в то время как при более высоких температурах облучения (550...700 °С) концентрация пор снижается только вдвое.

На рис. 5 штриховой линией показана температурная зависимость распухания стали 0X18H10T ДУО при дозе облучения 200 сна.

Характерной особенностью данной температурной кривой распухания является перегиб при 550 °С, когда после низкой скорости нарастания распухания в интервале температур 500...550 °С происходит его резкий рост при 550...650 °С, а при  $T_{\text{обл}} > 650$  °С происходит спад распухания.

Таким образом, максимум распухания для стали 0X18H10T ДУО, облученной до 200 сна, наблюдается при 650 °С, как и в случае облучения при дозе 100 сна (см. предыдущий раздел).

### 2.2.3. Дозная зависимость распухания стали, облученной при температуре максимального распухания 650 °С

В предыдущих двух разделах показано, что при облучении стали 0X18H10T ДУО ионами хрома с энергией 1,8 МэВ до повреждающих доз 100 и 200 сна при скорости создания смещений  $10^{-2}$  сна/с максимум распухания располагается при 650 °С. В связи с этим дозная зависимость распухания исследуемой

стали при данной скорости повреждений исследовалась при  $T_{max} = 650$  °С.

Структура стали 0X18H10T ДУО после облучения тяжелыми ионами хрома до дозы 50 сна при температуре 650 °С приведена на рис. 6,а. Средний размер пор в этом случае составляет 19 нм, а их концентрация достигает  $6,2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , что приводит к распуханию материала, равному 4,5 %. При дозе облучения 150 сна развивается пористость со средним размером 45 нм и концентрацией  $2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (см. рис. 6,б). Распухание в этом случае составляет 17,6 %.

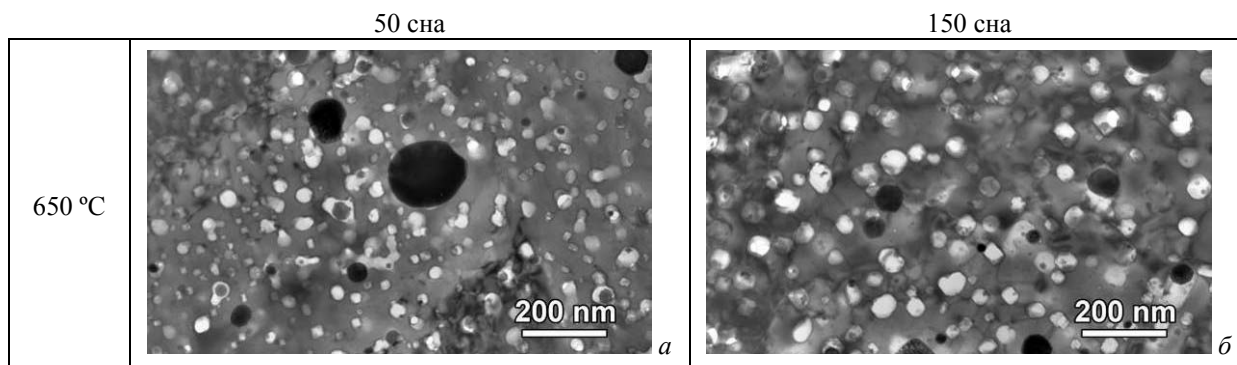


Рис. 6. Микроструктуры стали 0X18H10T ДУО при облучении до доз 50 и 150 сна

Представленная сплошной линией на рис. 7 зависимость среднего размера пор от дозы облучения для стали 0X18H10T ДУО практически имеет линейное нарастание размера пор. В интервале исследуемых доз средний размер пор увеличивается с 19 до 49 нм.

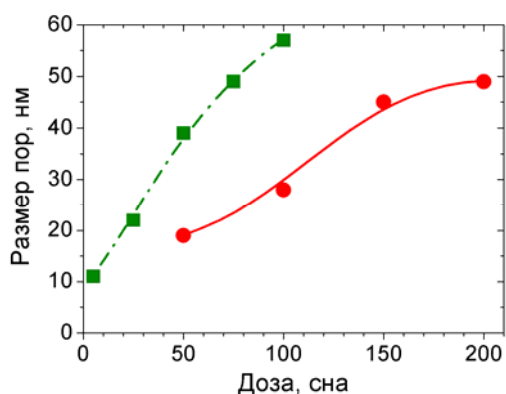


Рис. 7. Дозная зависимость среднего размера пор (● – 0X18H10T ДУО,  $T = 650$  °С; ■ – 0X18H10T,  $T = 615$  °С [8])

На рис. 8 сплошной линией приведена зависимость концентрации пор от дозы. Во всем исследуемом интервале повреждающих доз (50...200 сна) концентрация пор снизилась в 2,7 раз, причем наиболее интенсивный спад кривой происходит в интервале доз 100...150 сна.

Дозная зависимость распухания исследуемой стали, облученной при температуре облучения максимума распухания 650 °С, представлена сплошной линией на рис. 9.

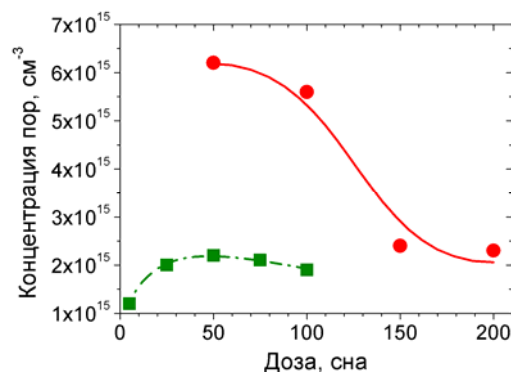


Рис. 8. Дозная зависимость концентрации пор (● – 0X18H10T ДУО,  $T = 650$  °С; ■ – 0X18H10T,  $T = 615$  °С [8])

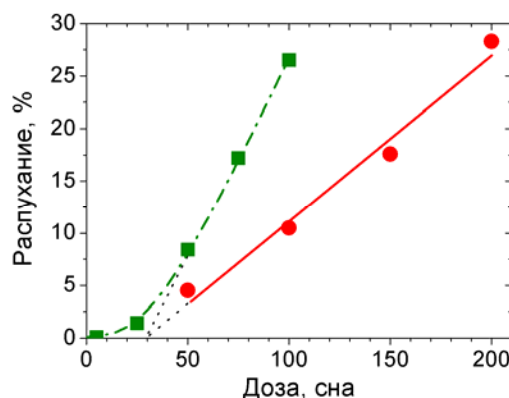


Рис. 9. Дозная зависимость распухания стали (● – 0X18H10T ДУО,  $T = 650$  °С (линейная аппроксимация); ■ – 0X18H10T,  $T = 615$  °С [8])

### 3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Многие исследователи полагают, что радиационное распухание может быть сдержано оксидными частицами [10–12]. В этой связи, целесообразно провести сравнение устойчивости к распуханию от повреждающей дозы и температуры облучения исследуемой стали 0X18H10T ДУО со сталью 0X18H10T, облученной в подобных условиях на том же ускорителе тяжелых ионов. С этой целью на температурные и дозные зависимости распухания, размера и концентрации пор были нанесены ранее полученные данные, относящиеся к облученной стали 0X18H10T (штрихпунктирные линии на рис. 3–5, 7–9), взятые из ранее опубликованных работ [3, 8]. Из-за отсутствия экспериментальной температурной зависимости распухания стали 0X18H10T при дозе 100 сна недостающие данные были получены расчетом при помощи аппроксимирующей функции, разработанной в работе [9] на основании большого массива экспериментальных данных.

Сопоставление температурных зависимостей распухания (см. рис. 5) показывает, что сталь 0X18H10T при 100 сна имеет более узкий температурный интервал распухания (560...670 °C), чем сталь, упрочненная оксидами, при тождественной дозе облучения. У стали 0X18H10T ДУО температурная область распухания шире и перекрывает всю исследуемую в данной работе область температур 500...700 °C. Появление пористости в стали 0X18H10T ДУО при более низкой температуре подобно поведению температурной кривой распухания, наблюдаемое нами при одновременном облучении исходной стали ионами Сг и газовыми ионами гелия и водорода [13]. Это дает основание предположить, что в ДУО стали при ее производстве остается некоторое количество аргона [14], который играет роль стабилизатора вакансионных кластеров и уменьшает критический радиус зародышей пор [15]. Это подтверждается и более высокой концентрацией пор и их меньшим размером в ДУО стали по сравнению с ее основой (см. рис. 3, 4). Подобная тенденция образования пор меньшего размера с большей концентрацией в ДУО стали была установлена для другой аустенитной стали ODS-316 по сравнению с PNC316 [16]. В работе [16] отмечается, что часть оксидных частиц может быть некогерентной по отношению к матрице. Это дало авторам основание считать, что граница оксид–матрица является нейтральным стоком для точечных дефектов так же, как и границы зерен.

При температуре максимального распухания ДУО сталь имеет более высокое сопротивление распуханию, чем основа, причем фактор уменьшения распухания равняется 2,5 (10,5 % против 26,5 %) при дозе 100 сна. Кроме этого оказалось, что максимум распухания ДУО стали сдвинут на 35 °C в область более высоких температур. Полагаем, что это может быть связано как с наличием в порах аргона, так и с более стабильной при высокой температуре дислокационной структурой (наночастицы оксидов препятствуют аннигиляции дислокаций, сдерживая их скольжение).

Падение распухания выше температурного максимума связано с уменьшением концентрации пор (см. рис. 4), так как при этом размер пор изменяется слабо. В ДУО стали плотность пор, тем не менее, остается на достаточно высоком уровне, вплоть до 700 °C, в то время как в стали 0X18H10T наблюдается резкое падение концентрации выше 615 °C. Очевидно, что на такое поведение оказывают влияние те же факторы, что и на сдвиг температуры максимального распухания ДУО стали. В пользу данного заключения говорит и тот факт, что в работе [13] при одновременном облучении ионами хрома, гелия и/или водорода также обнаружен сдвиг температуры порообразования, увеличение концентрации пор и уменьшение их размера. Несмотря на то, что природа происхождения газов в работе [13] и в настоящем исследовании разная, тем не менее, поведение размера и концентрации пор оказываются подобными.

С увеличением дозы облучения как в стали 0X18H10T, так и в ДУО стали наблюдается рост пор (см. рис. 7). В стали 0X18H10T концентрация пор возрастает до дозы ~ 40 сна, после чего выходит на насыщение с небольшим падением (см. рис. 8). Сходную тенденцию следовало бы ожидать и в поведении концентрации пор в облученной 0X18H10T ДУО стали. А именно, рост концентрации пор в инкубационном и переходном периоде распухания стали, стабилизация и небольшое падение концентрации пор при дозах, характерных стационарной стадии. Однако, как видно из рис. 8, концентрация пор в стали 0X18H10T ДУО стабилизируется, начиная с дозы 150 сна.

Полученные нами данные о распухании стали 0X18H10T ДУО при разных дозах облучения можно аппроксимировать как линейной зависимостью (см. рис. 9), так и квадратичной (рис. 10). В первом случае – при линейной аппроксимации скорость распухания ДУО стали составит ~ 0,16 %/сна (см. рис. 9), а инкубационный период распухания ~ 30 сна. Во втором случае (рис. 10) – при квадратичной аппроксимации – скорость распухания будет возрастать, до величины 0,23 %/сна. Второй случай, кажется, предпочтительней в свете того, что концентрация пор стабилизируется при дозах 150...200 сна, а следовательно, и стационарная стадия распухания должна начинаться в этом же диапазоне доз.

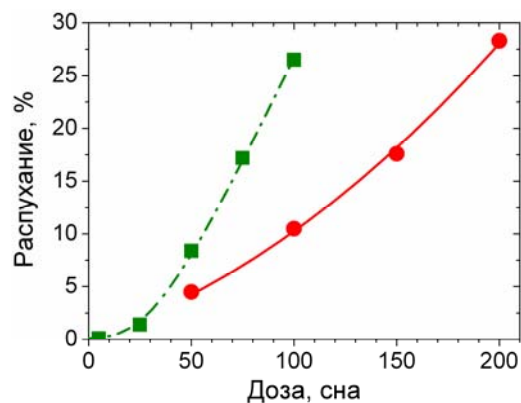


Рис. 10. Дозная зависимость распухания стали (● – 0X18H10T ДУО,  $T = 650$  °C (квадратичная аппроксимация); ■ – 0X18H10T,  $T = 615$  °C [8])

Анализируя предполагаемый ход дозной зависимости, можно прийти к заключению, что в случае, когда стоки точечных дефектов в виде наночастиц будут иметь постоянную мощность по мере увеличения дозы облучения, кривая распухания на стационарной стадии должна будет иметь меньший наклон по сравнению со сталью без наночастиц (как в первом случае). Если же мощность стоков в виде наночастиц будет уменьшаться по мере увеличения длительности облучения, то должно наблюдаться постепенное увеличение скорости распухания, т. е. длительная переходная стадия распухания (второй случай). Таким образом, кривая на рис. 10 кажется более обоснованной, хотя точный ответ можно будет дать только после проведения детального исследования эволюции наночастиц оксидов в зависимости от дозы облучения.

В этой связи представляется необходимым проведение исследований, направленных на изучение поведения эволюции оксидных частиц при различных дозах и температурах облучения.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В условиях имитационного облучения тяжелыми ионами изучены закономерности распухания стали 0X18N10T ДУО в интервале доз 50...200 сна и температур облучения 500...700 °С. Определены температурный и дозный интервалы существования пористости. Проведен сравнительный анализ исследуемой стали со сталью 0X18N10T, исследованной ранее.

Сравнение порообразования для этих двух сталей показывает, что концентрация пор выше, а их размер ниже в ДУО стали, что хорошо согласуется с литературными данными.

Установлено, что ДУО сталь имеет более широкую температурную область порообразования.

Отмечено, что при линейной аппроксимации дозной зависимости распухания обе стали имеют примерно одинаковые инкубационные периоды, но ДУО сталь имеет более низкую скорость распухания на стационарной стадии, равную ~ 0,16 %/сна. Если же аппроксимировать дозную зависимость в виде квадратичной функции, то наблюдается длительная переходная стадия распухания. В этом случае скорость распухания возрастает, до величины 0,23 %/сна.

Стойкость к радиационному распуханию, в температурных максимумах, стали 0X18N10T ДУО в 2,5 раза выше по сравнению с 0X18N10T, что свидетельствует о положительной роли оксидных частиц в усилении рекомбинации полярных точечных дефектов при облучении.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: «Наука думка», 2006, 76 с.
2. В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Б.В. Матвиенко, И.М. Неклюдов, П.В. Платонов. Структурно-фазовые изменения в стали X16N15M3B при облу-

чении заряженными частицами // *ВАНТ. Серия ФРП и РМ*. 1983, в. 5(28), с. 12-21.

3. О.В. Бородин, В.В. Брык, А.С. Кальченко, В.В. Мельниченко. Влияние 5% холодной деформации на поведение стали X18N10T при ионном облучении // *ВАНТ. Серия ФРП и РМ*. 2011, №4, с. 9-13.

4. А.М. Паршин. Структурные превращения и радиационное распухание сплавов // *ВАНТ. Серия ФРП и РМ*. 1980, в. 4, с. 20-29.

5. В.Ф. Зеленский, А.М. Паршин, И.М. Неклюдов, В.Н. Воеводин, В.В. Брык и др. Вакансионное распухание высоконикелевого сплава в различном структурном состоянии при облучении тяжелыми ионами // *ВАНТ. Серия ФРП и РМ*. 1980, в. 2(13), с. 18-22.

6. V.V. Bryk, V.N. Voyevodin, V.F. Zelensky, I.M. Neklyudov, A.M. Parshin. Point defect recombination enhanced as solid solution decomposer under irradiation // *Symposium on the effect of radiation on materials. Andover, Massachusetts – June 27–29, 1988*, p. 125.

7. K. Yutani, H. Kishimoto, R. Kasada, A. Kimura. Evaluation of Helium effects on swelling behavior of oxide dispersion strengthened ferritic steels under ion irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2007, v. 367-370, p. 423-427.

8. O.V. Borodin, V.V. Bryk, A.S. Kalchenko, A.A. Parkhomenko, B.A. Shilyaev, G.D. Tolstolutsкая, V.N. Voyevodin. Microstructure evolution and degradation mechanisms of reactor internal steel irradiated with heavy ions // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 385, p. 325-328.

9. A.S. Kalchenko, V.V. Bryk, N.P. Lazarev, I.M. Neklyudov, V.N. Voyevodin, F.A. Garner. Prediction of swelling of 18Cr10NiTi austenitic steel over a wide range of displacement rates // *J. Nucl. Mater.* 2010, v. 399, p. 114-121.

10. C. Liu, C. Yu, N. Hashimoto, S. Ohnuki, M. Ando, K. Shiba, S. Jitsukaw. Micro-structure and micro-hardness of ODS steels after ion irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2011, v. 417, p. 270-273.

11. A. Ramar, N. Baluc, R. Schaublin. On the lattice coherency of oxide particles dispersed in EUROFER97 // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 386-388, p. 515-519.

12. S. Yamashita, N. Akasaka, S. Ukai, S. Ohnuki. Microstructural development of a heavily neutron-irradiated ODS ferritic steel (MA957) at elevated temperature // *J. Nucl. Mater.* 2007, v. 367-370, p. 202-207.

13. V.V. Bryk, O.V. Borodin, A.S. Kalchenko, V.V. Melnichenko, V.N. Voyevodin, F.A. Garner. Synergistic effects of helium and hydrogen on self-ion-induced swelling of austenitic 18Cr10NiTi stainless steel // *Proceedings of 15th International Conference on Fusion Reactor Materials, Charleston, South Carolina, USA, 16–22 October 2011* [Electronic resource] / Abstract available in: <http://www.ornl.gov/icfrm15/pdf/scientificprog/ABSTRACTS/15-031%20V.%20V.%20Bryk.pdf>.

14. M. Klimiankou, R. Lindau, A. Moslang // *Micron*. 2005, v. 36, p. 1.

15. А.Г. Залужный, Ю.Н. Сокурский, В.Н. Тебус. *Гелий в реакторных материалах*. М.: «Энергоатомиздат», 1988, 224 с.

16. H. Oka, M. Watanabe, H. Kinoshita, et al. In situ observation of damage structure in ODS austenitic steel during electron irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2011, v. 417, p. 279-282.

*Статья поступила в редакцию 22.03.2013 г.*

### **РОЗПУХАННЯ ДИСПЕРСНО-ЗМІЦНЕНОЇ ОКСИДАМИ ІТРИЮ СТАЛІ 0X18N10T, ОПРОМІНЕНОЇ ВАЖКИМИ ІОНАМИ**

***V.V. Bryk, V.M. Voyevodin, O.S. Kalchenko, V.V. Melnichenko, I.M. Neklyudov, V.S. Ageev, A.A. Nikitina***

Досліджено розпухання аустенітної нержавіючої сталі 0X18N10T, дисперсно-зміцненої оксидами (ДЗО), опроміненої на прискорювачі важких іонів ЕСУВІ ННЦ ХФТІ. Побудовані дозні та температурні залежності розпухання даної сталі в широкому інтервалі доз та температур опромінення. Проведено порівняльний аналіз поведінки розпухання досліджуваної сталі в порівнянні зі сталлю 0X18N10T, що досліджувалася раніше. Встановлено, що стійкість до радіаційного розпухання у виявлених температурних максимумах сталі 0X18N10T ДЗО в 2,5 рази вище в порівнянні з 0X18N10T.

### **SWELLING OF DISPERSION STRENGTHENED BY YTTRIUM OXIDES STEEL 0Cr18Ni10Ti IRRADIATED BY HEAVY IONS**

***V.V. Bryk, V.N. Voyevodin, A.S. Kalchenko, V.V. Melnichenko, I.M. Neklyudov, V.S. Ageev, A.A. Nikitina***

Swelling of oxide dispersion strengthened (ODS) austenitic stainless steel 0Cr18Ni10Ti was investigated after the irradiation in accelerator of heavy ions ESUVI of NSC KIPT. Dose and temperature dependences of this steel swelling were plotted in wide range of doses and irradiation temperatures. The comparative analysis of investigated steel swelling was performed in comparison with steel 0Cr18Ni10Ti studied early. It was determined that swelling resistance of steel 0Cr18Ni10Ti ODS is 2.5 higher than that of steel 0Cr18Ni10Ti in revealed temperature maxima.