

## Раздел первый

# ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ЯВЛЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

УДК 621.039.531

## СВЯЗЬ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛЕЙ КОРПУСОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ С ЭВОЛЮЦИЕЙ ИХ НАНОСТРУКТУРЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАБОЧИХ ТЕМПЕРАТУР И ОБЛУЧЕНИЯ

*Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, Д.А. Мальцев, С.В. Федотова, А.С. Фролов*  
*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,  
Москва, Россия*

*E-mail: evgenia-orm@yandex.ru; факс +7(499)196-17-01, тел. +7(499)196-92-15*

Проведен комплекс микроструктурных исследований материалов образцов-свидетелей корпусов реакторов (КР) ВВЭР-1000 в исходном состоянии, после длительных термических выдержек и облучения. Показано, что в необлучаемых элементах КР сдвиг критической температуры хрупкости может быть обусловлен, в основном, развитием обратимой отпускной хрупкости. Ее вклад в охрупчивание материала увеличивается с увеличением времени эксплуатации и может стать определяющим при продлении срока службы КР ВВЭР-1000 до 60 и более лет. При совместном воздействии длительной термической выдержки и облучения сдвиг критической температуры хрупкости обусловлен, главным образом, радиационно-индуцированными элементами наноструктуры.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время одним из наиболее актуальных направлений развития атомной энергетики в России и СНГ является продление срока эксплуатации действующих энергоблоков, главным образом, энергоблоков типа ВВЭР-1000. Поскольку основным компонентом ядерного энергетического реактора, лимитирующим его ресурс, является корпус реактора (КР), то для научного обоснования продления срока эксплуатации всей установки возникает необходимость адекватного прогнозирования изменения механических свойств материалов КР на предполагаемый увеличенный период эксплуатации.

Деградация свойств материалов КР под действием рабочих температур и нейтронного облучения проявляется в увеличении температуры вязкохрупкого перехода. Проведенные ранее структурные исследования [1, 2] показали, что охрупчивание материалов КР ВВЭР может быть обусловлено действием как упрочняющих механизмов – за счет образования радиационно-индуцированных преципитатов и радиационных дефектов (дислокационных петель), так и неупрочняющих механизмов – за счет образования сегрегаций примесей по границам зерен (обратимой отпускной хрупкости) и на межфазных границах. Вклад неупрочняющего механизма становится особенно существенным при длительной эксплуатации КР, что особенно актуально для материалов КР ВВЭР-1000 из-за повышенного по сравнению с ВВЭР-440 содержания никеля – основного элемента, способствующего развитию сегрегационных процессов. Дополнительное влияние никеля на охрупчивание материалов КР ВВЭР-1000 заключается и в том, что он входит в состав радиационно-индуцированных преципитатов, приводящих, наряду с радиационными дефектами, к упрочнению материалов под облучением. Таким образом, для ана-

лиза работоспособности корпуса и достоверного обоснования продления срока эксплуатации КР ВВЭР-1000 до 60–80 лет возникает необходимость исследования процессов, протекающих как при облучении, так и при длительном температурном старении при рабочих температурах КР.

Поскольку темп и величина охрупчивания материалов КР определяются структурными изменениями, происходящими в процессе эксплуатации, в данной работе проведены структурные исследования сталей КР ВВЭР-1000 и ее сварных соединений после длительных термических выдержек и облучения при рабочих температурах.

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Охрупчивание материалов оценивали по сдвигу температуры вязкохрупкого перехода на температурной зависимости ударной вязкости образцов Шарпи с V-образным надрезом.

Исследование проводили на образцах-свидетелях металла сварного шва (МШ) и основного металла (ОМ) в исходном состоянии и в состояниях после длительных термических выдержек при рабочей температуре и облучения.

Таблица 1

Химический состав исследованных материалов

Элемент	ОМ-1	ОМ-2	МШ-1
C	0,12	0,14	0,07
Si	0,26	0,23	0,33
Mn	0,46	0,38	0,81
Cr	1,95	1,91	1,78
Ni	1,19	1,33	1,61
Mo	0,45	0,54	0,58
Cu	0,05	0,04	0,06
S	0,011	0,016	0,013
P	0,010	0,009	0,009
V	0,08	0,10	0,03

Химический состав, длительность изотермических выдержек, флюенс и флакс при облучении исследованных материалов приведены в табл. 1 и 2.

Исследования фазового состава проводили методами сканирующей электронной микроскопии с помощью растрового микроскопа SUPRA 40 VP (Zeiss, Германия) при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Объемную плотность выделений фаз измеряли методами СЭМ с относительной погрешностью из-

мерений не хуже 10...15 %. Для определения типа выделений были проведены дополнительные ТЭМ-исследования с помощью высокоразрешающего микроскопа Titan 300 (FEI, США). При определении плотности радиационных дефектов и преципитатов измеряли толщину образца на исследуемом участке с использованием метода дифракции электронов в сходящемся пучке [3]. При этом относительная погрешность измерений не хуже 10...15 %.

Таблица 2

Состояния исследованных материалов

Материал	1 выгрузка	2 выгрузка	3 выгрузка	
ОМ-1	11496 ч	19512 ч	27048 ч	
ОМ-2	36048 ч	89400 ч	136896 ч	136896 ч + облучение $\Phi = 60 \cdot 10^{22}$ нейтр./м <sup>2</sup> (флакс $1,2 \cdot 10^{15}$ м <sup>-2</sup> ·с <sup>-1</sup> )
МШ-1	–	67032 ч	136656 ч	136656 ч + облучение $\Phi = 28 \cdot 10^{22}$ нейтр./м <sup>2</sup> (флакс $0,6 \cdot 10^{15}$ м <sup>-2</sup> ·с <sup>-1</sup> )

Фрактографические исследования с целью определения доли хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов Шарпи, свидетельствующей об образовании сегрегаций по границам зерен, проводили на стандартных образцах-свидетелях с содержанием никеля 1,0...1,9 мас.% в состояниях: исходном, после термической выдержки до 200 000 ч и после совместного воздействия длительной термической выдержки при рабочих температурах и облучения. Для оценки влияния длительных выдержек при рабочих температурах и облучения на склонность к развитию отпускной хрупкости корпусных сталей были использованы данные, полученные в настоящей работе, а также обширная база данных по образцам-свидетелям ВВЭР-1000, накопленная в НИЦ «Курчатовский институт» [4].

Поверхности разрушения испытанных на ударный изгиб облученных образцов Шарпи исследовали на рентгеновском микроанализаторе SXR-50 в радиоактивном исполнении (Самеса, Франция), установленном в защитной камере, и растровом электронном микроскопе Supra 40-VP (Zeiss, Германия). Долю участков с различным типом разрушения в общей поверхности излома после испытаний при различных температурах оценивали методом Глаголева [5]. Относительная погрешность определения доли хрупкого/вязкого разрушения на поверхностях разрушения образцов при фрактографических исследованиях не хуже 10...15 %.

#### Результаты электронно-микроскопических исследований

Проведенные ТЭМ-исследования показали, что в исследованных образцах-свидетелях ОМ и МШ присутствуют выделения только карбидных и карбонитридных фаз.

Типичные изображения различных элементов структуры и картины их микродифракции после длительной температурной выдержки образцов ОМ и МШ представлены на рис. 1, 2.

Расшифровка картин микродифракции исследованных фаз в образцах ОМ и МШ в исходном состоянии и после термических выдержек показала

наряду с  $\alpha$ -Fe наличие следующих фаз.

В металле сварного шва обнаружены карбиды трех типов:

–  $Me_{23}C_6$  на основе хрома, которые имеют состав  $(Cr,Mo)_{23}C_6$  с переменным содержанием молибдена и небольшими добавками железа и марганца и располагаются как в теле зерна, так и по границам зерен и субзерен.

Карбиды  $(Cr,Mo)_{23}C_6$  с низким переменным содержанием молибдена имеют объемно центрированную кристаллическую решетку с периодом 10,640 Å, увеличивающимся по мере увеличения содержания молибдена до 10,900 Å.

– Карбиды второго типа –  $Me_4C_{2,5}$  на основе молибдена имеют состав  $Mo_3Cr_{2,5}$  с добавками железа, никеля, марганца и кремния. Они характеризуются более плоской морфологией, имеют гексагональную кристаллическую решетку с периодами решетки  $A = 2,982$  Å и  $C = 28,810$  Å и располагаются только по границам зерен и субзерен.

– Карбиды на основе молибдена, имеющие преимущественно дискообразную форму, существенно меньшие размеры и большую плотность по сравнению с карбидами типа  $(Cr,Mo)_{23}C_6$ . Карбиды этого типа имеют состав  $Mo_{3,08}Cr_{0,92}C_{2,5}$  и гексагональную кристаллическую решетку с периодами решетки  $A = 2,982$  Å и  $C = 28,810$  Å и располагаются, главным образом, в теле зерна.

В образцах основного металла обнаружены выделения двух типов:

– Карбиды типа  $Me_{23}C_6$ , аналогичные обнаруженным в металле сварного шва (на основе хрома, имеющие объемно центрированную кристаллическую решетку с периодом 10,640 Å, располагающиеся в теле зерна и по границам зерен и субзерен), но имеющие состав  $(Cr,V)_{23}C_6$  с переменным содержанием ванадия и небольшими добавками железа, молибдена и марганца.

– Карбонитриды  $V(C,N)$ , имеющие дискообразную форму, объемно центрированную кристаллическую решетку с периодом 5,949 Å и располагающиеся преимущественно в теле зерна.

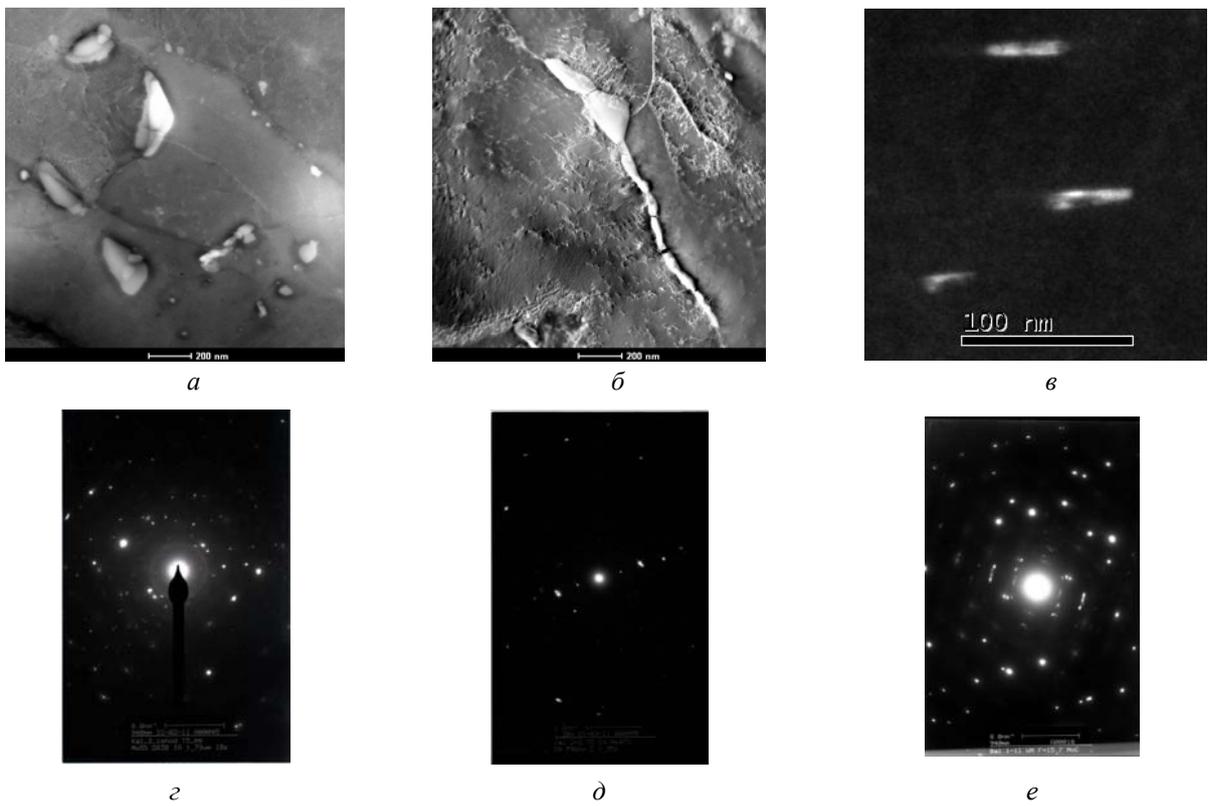


Рис. 1. Карбидные фазы в металле сварного шва стали 15X2HMΦАА.  
 ТЭМ-изображение: а – карбиды типа  $Me_{23}C_6$ , б – карбиды типа  $Me_4C_{2,5}$ , в – мелкие карбиды типа  $Me_4C_{2,5}$ ;  
 картина микродифракции: г – карбиды типа  $Me_{23}C_6$ , д – карбиды типа  $Me_4C_{2,5}$ ,  
 е – мелкие карбиды типа  $Me_4C_{2,5}$

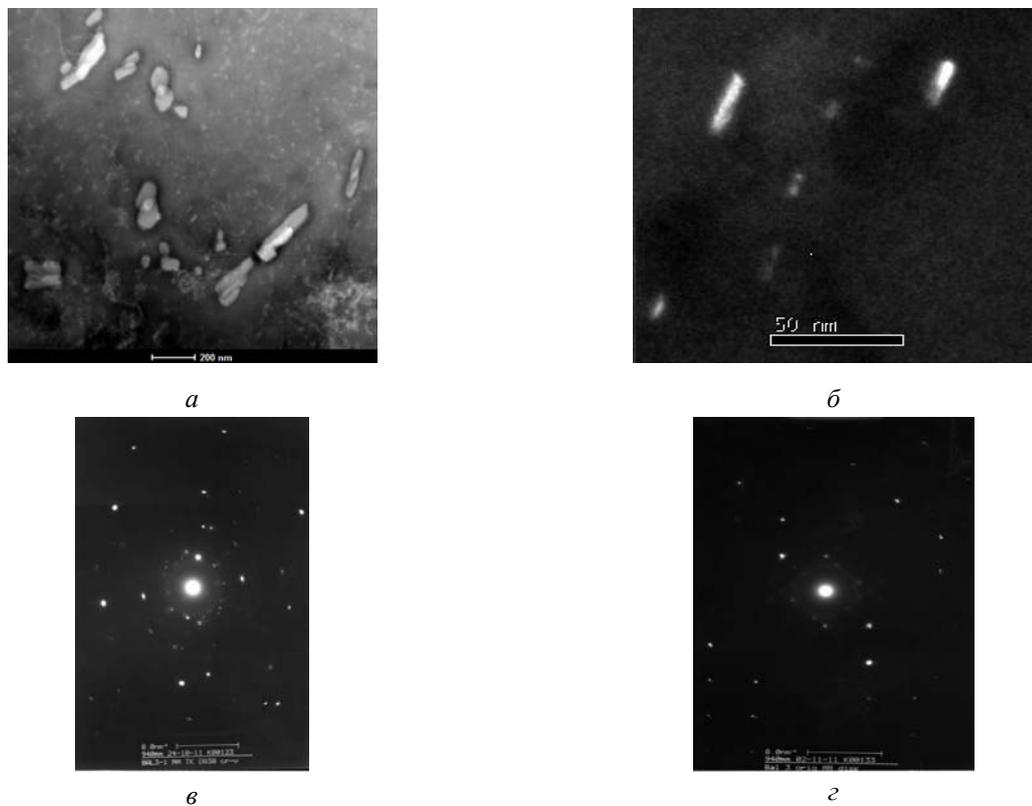


Рис. 2. Карбидные фазы в основном металле стали 15X2HMΦАА.  
 ТЭМ-изображение: а – карбиды типа  $Me_{23}C_6$ , б – карбонитриды типа  $V(C,N)$ ;  
 картина микродифракции: в – карбиды типа  $Me_{23}C_6$ , г – карбонитриды типа  $V(C,N)$

Облучение материалов КР ВВЭР-1000 в широком интервале флюенсов быстрых нейтронов приводит к появлению радиационно-индуцированных элементов наноструктуры: радиационных дефектов – дислокационных петель и преципитатов, обогащенных никелем, марганцем и кремнием. Кроме того, облучение ОМ приводит к незначительному

увеличению плотности карбонитридов ванадия [6, 7].

В табл. 3 представлены результаты СЭМ- и ТЭМ-анализов изменения плотности и размеров карбидов разного типа после различных изотермических выдержек и облучения МШ и ОМ ВВЭР-1000.

Таблица 3

Поверхностная плотность и средние размеры выделений в МШ и ОМ образцов-свидетелей в различных состояниях

Время изотермической выдержки	Карбонитриды V(C,N)		Мелкие карбиды Mo <sub>3</sub> CrC <sub>2,5</sub>		Карбиды Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>		Крупные карбиды Mo <sub>3</sub> CrC <sub>2,5</sub>		Радиационно-индуцированные преципитаты		Дислокационные петли	
	Средний размер, нм	Плотность, ×10 <sup>21</sup> м <sup>-3</sup>	Средний размер, нм	Плотность, ×10 <sup>21</sup> м <sup>-3</sup>	Средний размер, нм	Плотность, ×10 <sup>19</sup> м <sup>-3</sup>	Средний размер, нм	Плотность, ×10 <sup>19</sup> м <sup>-3</sup>	Плотность, ×10 <sup>21</sup> м <sup>-3</sup>	Средний размер, нм	Плотность, ×10 <sup>21</sup> м <sup>-3</sup>	Средний размер, нм
ОМ-1												
Исходное	15-16	3,8±1,0	–	–	110-130	4,0±0,7	–	–	–	–	–	–
11496 ч	14-15	3,9±0,7	–	–	120-140	3,8±0,6	–	–	–	–	–	–
19512 ч	15-16	4,1±0,5	–	–	110-130	4,2±0,6	–	–	–	–	–	–
27048 ч	15-16	3,9±0,8	–	–	110-130	3,9±0,8	–	–	–	–	–	–
ОМ-2												
Исходное	19-20	4,3±1,3	–	–	110-130	4,8±0,7	–	–	–	–	–	–
36048 ч	21-22	4,0±0,8	–	–	120-140	4,3±0,6	–	–	–	–	–	–
89400 ч	21-22	4,2±0,5	–	–	110-130	4,9±0,6	–	–	–	–	–	–
136896 ч	22-23	4,3±0,8	–	–	120-140	4,7±0,8	–	–	–	–	–	–
136896 ч + обл. до 60·10 <sup>22</sup> нейтр./м <sup>2</sup>	12-13	8,7±1,7	–	–	110-130	4,9±0,5	–	–	90±10	1-3	5,5±0,5	3-5
МШ-1												
Исходное	–	–	21-23	0,9±0,1	80-100	1,7±0,3	80-100	1,2±0,3	–	–	–	–
136656 ч	–	–	22-24	1,0±0,1	70-90	1,8±0,3	90-110	1,0±0,2	–	–	–	–
136656 ч + обл. до 28·10 <sup>22</sup> нейтр./м <sup>2</sup>	–	–	22-24	1,7±0,3	80-100	1,7±0,4	100-120	1,1±0,1	200±40	1-3	4,5±0,5	3-4

Типичные ТЭМ-изображения радиационно-индуцированных элементов структуры после облучения образцов ОМ и МШ показаны на рис. 3.

### Результаты фрактографических исследований

Проведение фрактографических исследований позволяет экспрессно оценивать степень развития отпускной хрупкости (образование зернограницных сегрегаций примесей, в первую очередь, фосфора) по максимальной доле хрупкой межзеренной составляющей в изломах испытанных образцов Шарпи.

Как известно [1], существует температурная зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения в образцах Шарпи ОМ и МШ: появление этой составляющей в изломе наблюдается при температуре испытания, соответствующей нижнему шельфу, доля ее возрастает по мере приближения к температуре вязкохрупкого перехода, достигая максимальной величины, характерной для данного состояния стали, в области вязкохрупкого перехода, а затем резко

уменьшается по мере повышения температуры испытаний до области верхнего шельфа. В этой связи для исследований отбирались образцы, испытанные в области вязкохрупкого перехода – области максимального проявления хрупкого межзеренного разрушения.

Кроме того, существующая зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения от величины аустенитного зерна [1] осложняет анализ результатов фрактографических исследований образцов корпусных сталей ВВЭР, для которых размер зерна колеблется в широких пределах (от 50 до 400 мкм). Поэтому для исключения влияния размера зерна на долю хрупкого межзеренного разрушения рассматривались образцы с приблизительно одинаковыми средними размерами зерен (100...150 мкм).

На основе анализа базы данных результатов фрактографических исследований образцов-свидетелей КР ВВЭР-1000 построена зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения от содержания никеля в стали, продолжительности термической выдержки и дозы облучения (рис. 4).

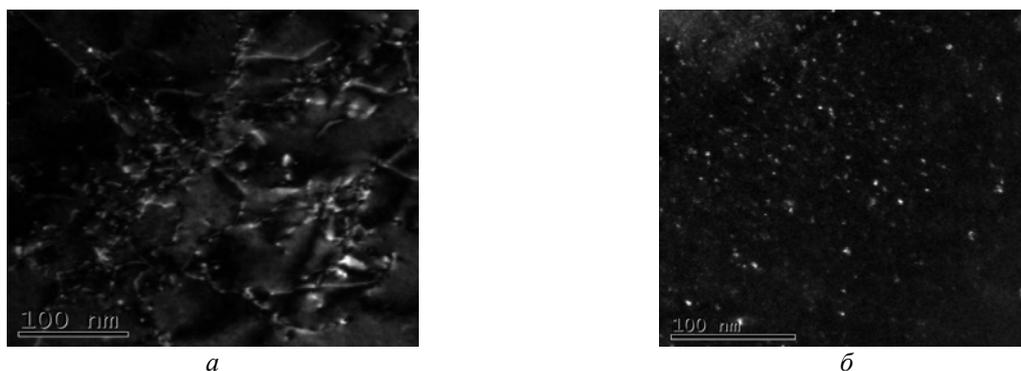


Рис. 3. ТЭМ-изображения радиационно-индуцированных изменений в МШ стали 15Х2НМΦА под облучением: а – дислокационные сетки; б – округлые радиационно-индуцированные преципитаты

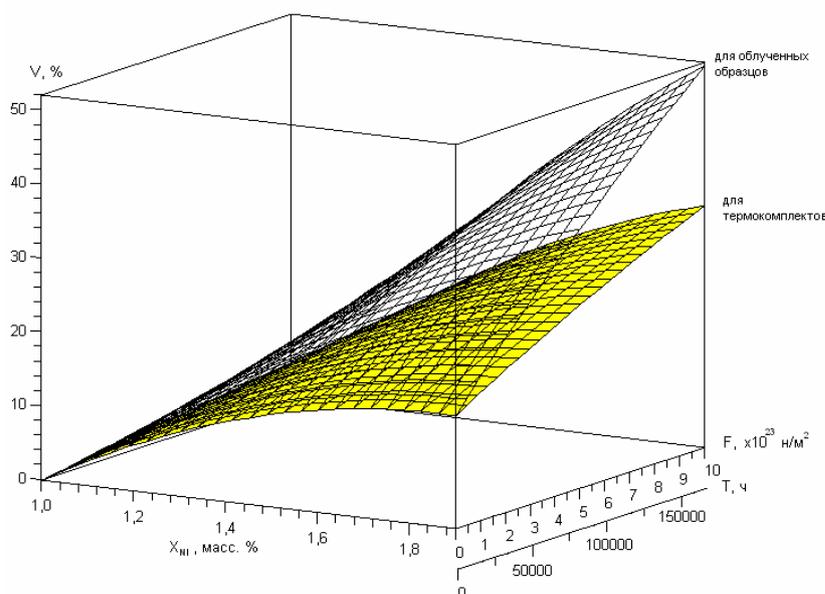


Рис. 4. Зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения образцов Шарпи материалов КР ВВЭР-1000 от содержания никеля, длительности изотермической выдержки и дозы облучения

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ базы данных механических испытаний образцов [8], которая включает более 100 экспериментальных точек для ОМ и МШ в рамках исследований образцов-свидетелей 15-ти действующих КР ВВЭР-1000 России и Украины показал, что для температурного старения в диапазоне температур 310...320 °С характерен большой разброс свойств.

Для оценки механизмов, действующих при длительном воздействии рабочих температур КР, были проведены СЭМ- и ТЭМ-исследования, которые показали, что в исследованных образцах-свидетелях ОМ и МШ температурных комплектов присутствуют выделения только карбидных и карбонитридных фаз, а иные, предполагаемые ранее, выделения других фаз отсутствуют.

Анализ табл. 3 показывает, что при длительной температурной выдержке (до ~ 140 000 ч) и температуре 300...320 °С не происходит существенных изменений плотности и размеров карбидных и карбонитридных фаз в исследованных материалах. Исследования также показали, что микротвердость рассматриваемых образцов после различных изо-

термических выдержек не изменяется, т. е. не происходит изменения состояния бейнита отпуска, полученного после штатной термообработки (табл. 4).

Таблица 4

Микротвердость образцов-свидетелей ОМ и МШ ВВЭР-1000 в различных состояниях

ОМ-1				
	Исходное	36048 ч	89400 ч	136896 ч
$\langle H_K \rangle$ , HRC	242±9	248±9	244±7	247±5
ОМ-2				
	Исходное	36048 ч	89400 ч	136896 ч
$\langle H_K \rangle$ , HRC	278±13	252±9	256±9	262±7
МШ-1				
	Исходное	–	67032 ч	136656 ч
$\langle H_K \rangle$ , HRC	216±4	–	222±6	218±7

Таким образом, в образцах-свидетелях ОМ и МШ исследованных температурных комплектов при

времена выдержки от ~10 000 до 140 000 ч и температуре 300...320 °С состав фаз, их размеры и плотность практически не изменяются, что не должно приводить к изменению предела текучести сталей. Изменение предела текучести образцов-свидетелей температурных комплектов ОМ и МШ могло быть обусловлено разбросом свойств, вызванным некоторой разницей в химическом составе образцов ОМ и МШ, вырезанных из различных слоев. Частично исключить разброс механических свойств ОМ и МШ можно за счет испытаний образцов зоны термического влияния (ЗТВ). Результаты механических испытаний образцов ОМ ЗТВ показаны на рис. 5.

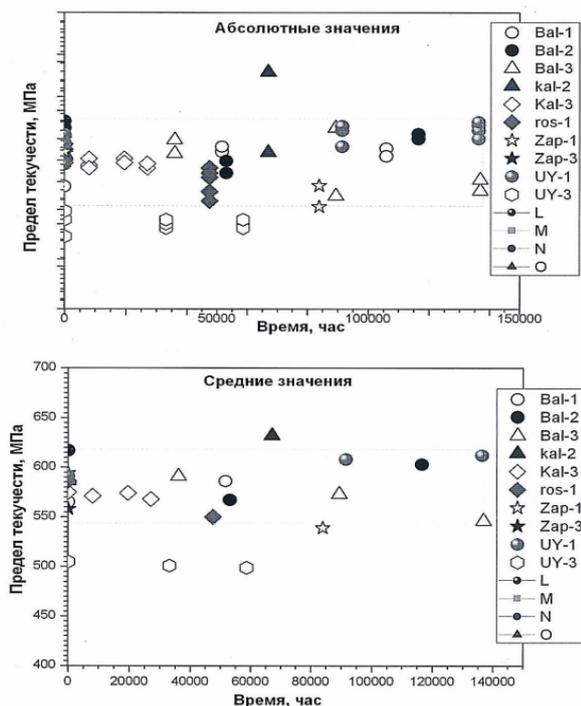


Рис. 5. Изменение механических свойств образцов ОМ ЗТВ в процессе длительных термических выдержек<sup>1</sup>

Видно, что повышения предела текучести не наблюдается в течение всего периода эксплуатации материала. При длительных временах термической выдержки наблюдается некоторая тенденция к снижению предела текучести.

При совместном воздействии длительной термической выдержки и облучения ОМ и МШ ВВЭР-1000 плотность и размеры крупных карбидных фаз (типа  $(Cr, Mo)_{23}C_6$  и  $Mo_3CrC_{2,5}$  в МШ и  $(Cr, V)_{23}C_6$  в ОМ) не изменяются. При этом наблюдается склонность к увеличению плотности мелких карбидов на основе молибдена в МШ и карбонитридов  $V(C,N)$  в ОМ.

Стоит отметить, что плотность радиационно-индуцированных элементов структуры в облученных образцах более чем на порядок выше, чем плотность мелких карбидов и радиационных дефектов, в связи с чем стоит ожидать, что именно образование

радиационно-индуцированных преципитатов вносит определяющий вклад в упрочнение исследованных материалов под облучением.

Анализ зависимости доли хрупкого межзеренного разрушения от содержания никеля, продолжительности изотермической выдержки и дозы облучения показывает, что процесс образования сегрегаций примесей (прежде всего фосфора) не прекращается на протяжении всего периода эксплуатации и зависит от содержания никеля в стали. Увеличение содержания никеля в стали способствует интенсификации процессов образования сегрегаций уже в исходном состоянии при медленном охлаждении после штатной термической обработки. При увеличении дозы облучения вклад радиационной составляющей увеличивается, при этом, чем больше содержание никеля в стали, тем выше вклад радиационной составляющей (разница в долях хрупкого межзеренного разрушения для облученных образцов по сравнению с термокомплексом растет по мере роста дозы облучения и концентрации никеля в стали). Темп образования сегрегаций постепенно замедляется при увеличениях содержания никеля и дозы облучения.

Таким образом, в исследованных образцах термокомплектов механизмом, отвечающим за сдвиг критической температуры хрупкости, может являться образование сегрегаций примесей (прежде всего фосфора) по границам зерен, что проявляется также в появлении хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов Шарпи. Необходимо отметить, что вклад сегрегационного механизма становится особенно существенным при больших временах изотермических выдержек в материалах с повышенным содержанием примесей, к которым относятся, прежде всего, обечайки зоны патрубков.

На рис. 6, 7 приведены зависимости доли хрупкого межзеренного разрушения соответственно от флюенса быстрых нейтронов и содержания никеля в стали. При этом результаты разбиты на две группы: с содержанием никеля 1,16...1,35 и 1,35...1,76 мас.%.  
 1,35...1,76 мас.%.

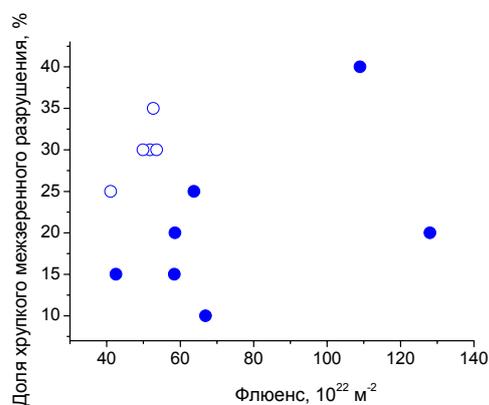


Рис. 6. Зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения в исследованных образцах от флюенса быстрых нейтронов: ● – образцы с содержанием никеля 1,16...1,35 мас.%,  
 ○ – образцы с содержанием никеля 1,35...1,76 мас.%

<sup>1</sup> Данные получены Д.А. Журко, А.А. Чернобаевой, М.А. Скундиным.

Повышение концентрации никеля и марганца приводит к увеличению склонности стали к образованию зернограницных сегрегаций фосфора [9]. Из рис. 7 видно, что для исследованных сталей увеличение содержания никеля приводит к росту доли хрупкого межзеренного разрушения.

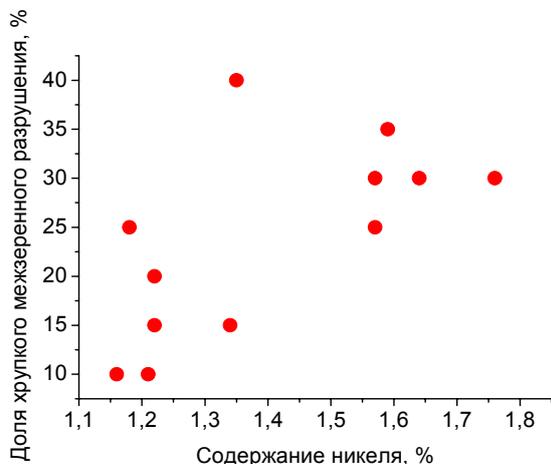


Рис. 7. Зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения от содержания никеля в стали

Анализ результатов фрактографических исследований (см. рис. 6, 7) показывает, что для материалов ВВЭР-1000 при концентрациях никеля менее 1,35 мас. % (при близких значениях содержания Mn) и значениях флюенса менее  $(4...5) \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$  доля хрупкого межзеренного разрушения не превышает значений  $\sim 20...25\%$ , что не оказывает существенного влияния на механические характеристики сталей. Однако при превышении концентрации никеля сверх 1,35 мас. % доля хрупкого межзеренного разрушения сильно возрастает и может достигать 40 % при высоких значениях флюенса быстрых нейтронов. При этом следует учитывать, что на увеличение доли хрупкого межзеренного разрушения большое влияние оказывает большой размер первичных аустенитных зерен, по которым проходит зернограницное разрушение.

Увеличение температуры вязкохрупкого перехода облученных материалов обусловлено как развитием сегрегационных процессов, так и образованием радиационно-индуцированных элементов структуры: наноразмерных округлых преципитатов и радиационных дефектов – дислокационных петель.

## ВЫВОДЫ

1. Фазовый состав исследованных образцов-свидетелей ОМ и МШ температурных комплектов в процессе изотермических выдержек от  $\sim 10\,000$  до  $140\,000$  ч при рабочей температуре  $300...320^\circ\text{C}$  значимо не изменяется по сравнению с исходным состоянием и представлен  $\alpha$ -железом, карбидами и карбонитридами. Присутствие иных фаз не обнаружено.

2. Размеры и плотность карбидов и карбонитридов в процессе длительной температурной выдержки при рабочей температуре реактора практически не изменяются. Таким образом, показано, что структурные предпосылки для изменения прочностных

характеристик исследованных образцов ОМ и МШ в интервале температур  $300...320^\circ\text{C}$  и времени выдержки до  $\sim 140\,000$  ч отсутствуют, что подтверждается результатами испытаний образцов ОМ ЗТВ.

3. Выявлены значения концентрации никеля (при близких значениях содержания марганца), начиная с которых при флюенсах  $(4...5) \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$  доля хрупкого межзеренного разрушения может достигать значений  $20...25\%$ , оказывающих влияние на механические характеристики сталей.

4. Доля хрупкого межзеренного разрушения и зернограницная концентрация фосфора растут с увеличением содержания никеля в стали и увеличением продолжительности выдержки при рабочей температуре КР, что может стать определяющим фактором при продлении срока службы до 60 и более лет.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (ГК №14.518.11.7007).

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.А. Gurovich, Е.А. Kuleshova, Yu.A. Nikolaev, Ya.I. Shtrombakh. Assessment of relative contributions from different mechanisms to radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels // *J. Nucl. Mat.* 1997, v. 246, p. 91-120.
2. В.А. Gurovich, Е.А. Kuleshova, К.Е. Prihodko, O.V. Lavrenchuk, Ya.I. Shtrombakh. The principal structural changes proceeding in Russian pressure vessel steels as a result of neutron irradiation, recovery annealing and re-irradiation // *J. Nucl. Mat.* 1998, v. 264, p. 333-353.
3. P. Kelly, A. Jostons, R. Blake, J. Napier. The determination of foil thickness by scanning transmission electron microscopy // *Phys. Stat. Sol. (A)*. 1975, v. 31, p. 771.
4. Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, С.В. Федотова, Д.А. Мальцев, А.С. Фролов. Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограницных сегрегаций, в том числе в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок // *Матер. 7-й МНТК «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР». ОКБ «ГИДРОПРЕСС», Подольск, Россия, 17-20 мая 2011 г.*
5. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография*. М.: «Металлургия», 1976, 271 с.
6. В.А. Gurovich, Е.А. Kuleshova, Ya.I. Shtrombakh, D.Yu. Erak, A.A. Chernobaeva, O.O. Zabusov. Fine structure behaviour of VVER-1000 RPV materials under irradiation // *J. Nucl. Mat.* 2009, v. 389, p. 490-496.
7. M.K. Miller, A.A. Chernobaeva, Y.I. Shtrombakh, K.F. Russell, R.K. Nanstad, D.Y. Erak, O.O. Zabusov. Evolution of the nanostructure of VVER-1000 RPV materials under neutron irradiation and post irradiation annealing // *J. Nucl. Mat.* 2009, v. 385, p. 615-622.
8. *Создание и анализ базы данных по длительному термическому старению стали 15X2НМФА*

*(15X2НМФА-А, 15X2НМФА класс 1) и ее сварных соединений; разработка нормативных зависимостей для консервативной оценки ниспадающей части зависимости сдвига критической температуры хрупкости стали марки 15X2НМФА и ее сварных соединений от времени термического старения:*

Отчет НИЦ «Курчатовский институт» по проекту АЭС-2006. М., 2009.

9. Л.М. Утевский, Е.Е. Гликман, Г.С. Карк. *Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа*. М.: «Металлургия», 1985, 271 с.

*Статья поступила в редакцию 07.09.2012 г.*

## **ЗВ'ЯЗОК СЛУЖБОВИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛЕЙ КОРПУСІВ ЯДЕРНИХ РЕАКТОРІВ З ЕВОЛЮЦІЄЮ ЇХ НАНОСТРУКТУРИ ПІД ДІЄЮ РОБОЧИХ ТЕМПЕРАТУР І ОПРОМІНЕННЯ**

*Б.А. Гурович, Є.А. Кулешова, Д.А. Мальцев, С.В. Федотова, А.С. Фролов*

Проведено комплекс мікроструктурних досліджень зразків матеріалів-свідків корпусів реакторів (КР) ВВЕР-1000 у вихідному стані, після тривалих термічних витримок та опромінення. Показано, що в неопромінених елементах КР зсув критичної температури крихкості може бути обумовлено, в основному, розвитком конвертованої відпускнуої крихкості. Її внесок в окрихчування матеріалу збільшується зі збільшенням часу експлуатації і може стати визначальним при продовженні терміну служби КР ВВЕР-1000 до 60 років і більше. При спільній дії тривалої термічної витримки і опромінення зсув критичної температури крихкості обумовлений, головним чином, радіаційно-індукованими елементами наноструктури.

## **RELATIONSHIP OF OPERATIONAL CHARACTERISTICS OF STEELS FOR PRESSURE VESSELS OF NUCLEAR REACTORS WITH EVOLUTION OF ITS NANOSTRUCTURE IN CONDITIONS OF OPERATION TEMPERATURES AND IRRADIATION**

*B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, D.A. Maltsev, S.V. Fedotova, A.S. Frolov*

A complex of microstructural studies of RPV VVER-1000 surveillance specimens in the initial state, after long thermal exposures and irradiation was conducted in this paper. It is shown that in non-irradiated RPV elements the transition temperature shift can be mainly caused by the development of reversible temper brittleness. Its contribution to the total embrittlement of the material increases with increasing of the operation time and can become decisive when extending the lifetime of VVER-1000 RPV up to 60 years and more. Under the joint action of long thermal exposures and irradiation the transition temperature shift is mainly caused by radiation-induced elements of the nanostructure.