

## СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 15Х2НМФАА И ЕЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖЕК И ОБЛУЧЕНИЯ ПРИ РАБОЧЕЙ ТЕМПЕРАТУРЕ КОРПУСА РЕАКТОРА

**Б.А. Гурович, Е.А.Кулешова, Д.А.Мальцев, С.В.Федотова, А.С. Фролов,  
О.О.Забусов, М.А.Салтыков**  
*НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва*



В работе проведен комплекс микроструктурных исследований (ПЭМ, РЭМ и Оже) материалов образцов-свидетелей корпусов реакторов ВВЭР-1000 в исходном состоянии, после длительных термических выдержек (до 180 тыс. ч) и облучения.

Показано, что в необлучаемых элементах корпуса реактора сдвиг критической температуры хрупкости может быть обусловлен, в основном, развитием обратимой отпускной хрупкости. При этом ее вклад в охрупчивание материала растет с увеличением времени эксплуатации и может стать определяющим при продлении срока службы КР ВВЭР-1000 до 60-ти и более лет. Установлен уровень зернограницных сегрегаций в различных состояниях. Экспериментально показано, что в сталях КР наблюдается радиационно-стимулированная диффузия фосфора к границам зерен.

**Ключевые слова:** стали корпусов реакторов, радиационное охрупчивание, фазовые превращения, зернограницные сегрегации, радиационно-индуцированные преципитаты, радиационные дефекты.

**Key words:** Reactor pressure vessel steels, radiation embrittlement, phase transformations, grain-boundary segregations, radiation-induced precipitates, radiation defects.

Эксплуатация материалов корпусов реакторов (КР) типа ВВЭР в условиях нейтронного облучения и длительного воздействия рабочих температур приводит к деградации их свойств, проявляющейся в увеличении температуры вязко-хрупкого перехода. Проведенные ранее исследования [1, 2] показали, что охрупчивание материалов корпусов КР ВВЭР может быть обусловлено действием как упрочняющих механизмов за счет образования радиационных дефектов и радиационно-индуцированных преципитатов, так и неупрочняющих механизмов за счет развития обратимой отпускной хрупкости. При этом вклад теплового охрупчивания

© **Б.А. Гурович, Е.А.Кулешова, Д.А.Мальцев, С.В.Федотова, А.С. Фролов, О.О.Забусов, М.А.Салтыков, 2012**

становится особенно существенным при длительных временах термических выдержек (до 200 тыс. часов и более), что особенно актуально для материалов КР ВВЭР-1000 из-за повышенного по сравнению с ВВЭР-440 содержания никеля – основного элемента, способствующего развитию сегрегационных процессов. 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 анализа работоспособности корпуса и достоверного обоснования продления срока эксплуатации КР ВВЭР-1000 до 60–80-ти 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 стали 15Х2НМФАА и ее сварных соединений после длительных термических выдержек и облучения при рабочих температурах.

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

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

Фрактографические исследования с целью определения доли хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов Шарпи, коррелирующей с уровнем зернограницных сегрегаций примесей, проводили на стандартных образцах-свидетелях с содержанием никеля 1,0–1,9 мас.% в исходном состоянии, а также после термической выдержки до 200000 часов без облучения. Для оценки влияния длительных выдержек при рабочих температурах на склонность к развитию отпускной хрупкости корпусных сталей были использованы данные, полученные в данной работе, а также обширная база данных по образцам-свидетелям ВВЭР-1000, накопленная в НИЦ «Курчатовский институт» [3]. Поверхности разрушения испытанных на ударный изгиб 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 [4]. Относительная погрешность определения доли хрупкого (вязкого) разрушения на поверхностях разрушения образцов при фрактографических исследованиях не хуже 10–15%.

Исследования фазового состава проводили методами сканирующей электронной микроскопии с помощью растрового микроскопа SUPRA 40 VP (Zeiss, Германия). Объемную плотность фазовых выделений измеряли методами СЭМ. Для определения типа выделений фаз были проведены дополнительные ТЭМ-исследования с помощью высокоразрешающего микроскопа Titan 300 (FEI, США). Исследования проводили на образцах-свидетелях металла сварного шва (МШ) Калининской АЭС (блок 2) и основном металле (ОМ) Балаковской АЭС, блок 3 в исходном состоянии и в состояниях после длительных термических выдержек при рабочей температуре и облучения.

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

Трансмиссионные электронно-микроскопические исследования, проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Titan 80-300

Таблица 1

**Химический состав исследованных материалов**

Элемент масс, %	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	V	Mo
ОМ Балаковской АЭС (блок 3)	0,14	0,23	0,38	1,91	1,33	0,04	0,016	0,009	0,10	0,54
МШ Калининской АЭС (блок 2)	0,07	0,33	0,81	1,78	1,61	0,06	0,013	0,009	0,03	0,58

Таблица 2

**Состояния исследованных материалов**

Материал	Первая выгрузка	Вторая выгрузка	Третья выгрузка	
МШ Калининской АЭС (блок 2)	–	67 032 ч	136 656 ч	136 656 ч + облучение $\Phi=28 \times 10^{22}$ н/м <sup>2</sup>
ОМ Балаковской АЭС (блок 3)	36 048 ч	89 400 ч	136 896 ч	136 896 ч + облучение $\Phi=60 \times 10^{22}$ н/м <sup>2</sup>

(FEI, США) при ускоряющем напряжении 300 кВ. При определении плотности радиационных дефектов и преципитатов измеряли толщину образца на исследуемом участке с использованием метода дифракции электронов в сходящемся пучке [5]. При этом относительная погрешность измерений не хуже 10–15%.

Исследования методом оже-электронной спектроскопии (ОЭС) производились с помощью спектрометра PHI 700 (США). Для оценки влияния облучения на концентрацию фосфора на границах зерен было проведено исследование поверхностей разрушения двух МШ корпусов реакторов ВВЭР-1000 с высоким содержанием никеля и характерным для данного типа материалов содержанием фосфора в состояниях после выдержки под действием облучения при рабочей температуре КР (~ 300°C): МШ второго блока Калининской АЭС и МШ первого блока Балаковской АЭС. Химический состав и параметры облучения исследованных материалов представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Параметры облучения и химический состав материалов, исследованных методом ОЭС**

Материал	Состояние	Химический состав, мас. %								
		C	Ni	P	Cu	S	Mn	Si	Cr	Mo
МШ Калининской АЭС (блок 2)	136 656 ч + обл. $\Phi=30 \times 10^{22}$ н/м <sup>2</sup>	0,06	1,64	0,008	0,03	0,008	0,76	0,36	1,72	0,63
МШ Балаковской АЭС (блок 1)	105 936 ч + обл. $\Phi=35 \times 10^{22}$ н/м <sup>2</sup>	0,07	1,88	0,009	0,03	0,010	1,10	0,31	1,72	0,68

**РЕЗУЛЬТАТЫ ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

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

Расшифровка микродифракционных картин исследованных фаз в образцах ОМ и МШ в исходном состоянии, после термических выдержек и облучения методами ТЭМ показали, наряду с  $\alpha$ -Fe, наличие следующих фаз (рис. 1, 2).

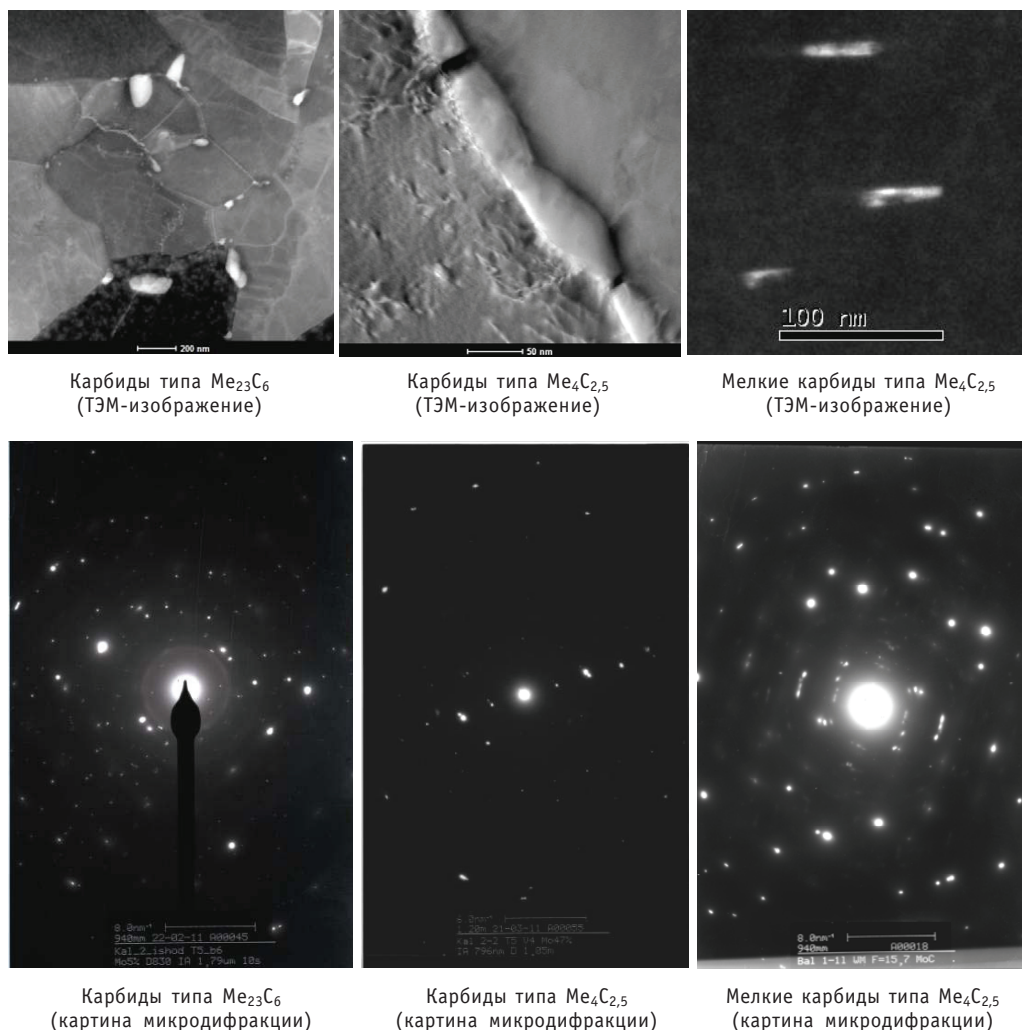


Рис. 1. Карбидные фазы в металле сварного шва стали 15X2НМФАА

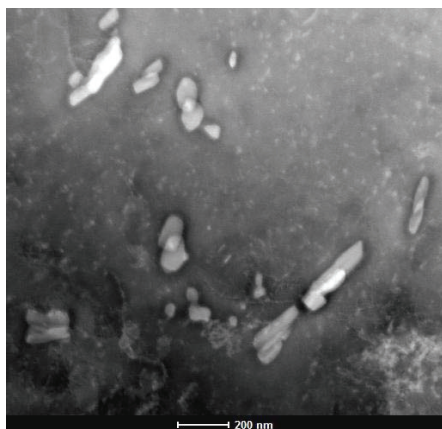
В металле сварного шва обнаружены карбиды трех типов.

- $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  на основе хрома, которые имеют состав  $(\text{Cr}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$  с переменным содержанием молибдена и небольшими добавками железа и марганца, располагаются как в теле зерна, так и по границам зерен и субзерен.

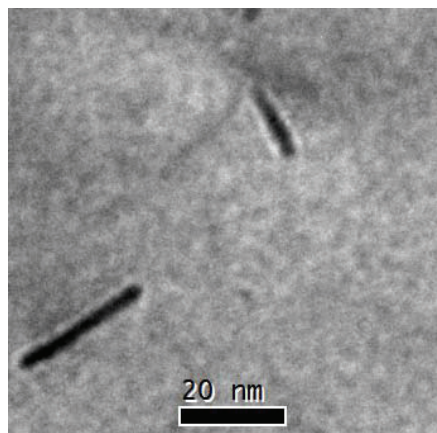
Карбиды  $(\text{Cr}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$  с низким переменным содержанием молибдена имеют объемно-центрированную кристаллическую решетку с периодом 10,640 Å, увеличивающимся по мере роста содержания молибдена до 10,900 Å.

- Карбиды  $\text{Me}_4\text{C}_{2,5}$  на основе молибдена имеют состав  $\text{Mo}_3\text{CrC}_{2,5}$  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.

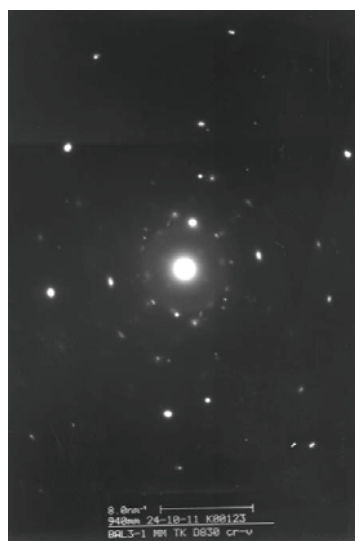
- Карбиды на основе молибдена, имеющие преимущественно дискообразную форму, существенно меньшие размеры и большую плотность по сравнению с карбидами типа  $(\text{Cr}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$ . Карбиды этого типа имеют состав  $\text{Mo}_{3,08}\text{Cr}_{0,92}\text{C}_{2,5}$  и гексагональную кристаллическую решетку с периодами решетки  $A = 2,982$  Å и  $C = 28,810$  Å и располагаются, главным образом, в теле зерна.



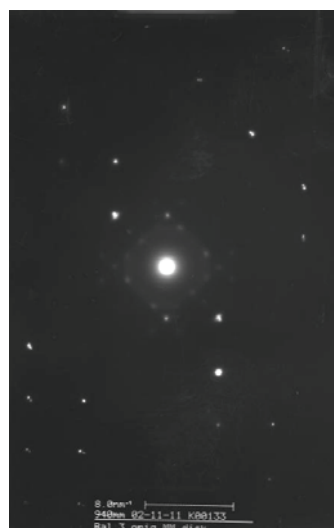
Карбиды типа  $Me_{23}C_6$   
(ТЭМ-изображение)



Карбонитриды типа  $V(C,N)$   
(ТЭМ-изображение)



Карбиды типа  $Me_{23}C_6$   
(картина микродифракции)



Карбонитриды типа  $V(C,N)$   
(картина микродифракции)

Рис. 2. Карбидные фазы в основном металле стали 15Х2НМФАА

В образцах **ОМ** 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  $10,640 \text{ \AA}$ , 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  $5,949 \text{ \AA}$  и располагающиеся преимущественно в теле зерна.

В сталях КР ВВЭР-1000 после облучения в широком интервале флюенсов быстрых присутствуют радиационно-индуцированные структурные составляющие – радиационные дефекты – дислокационные петли, преципитаты, обогащенные никелем, кремнием и марганцем. В основном металле радиационно-индуцированными являются также карбонитриды ванадия [6, 7].



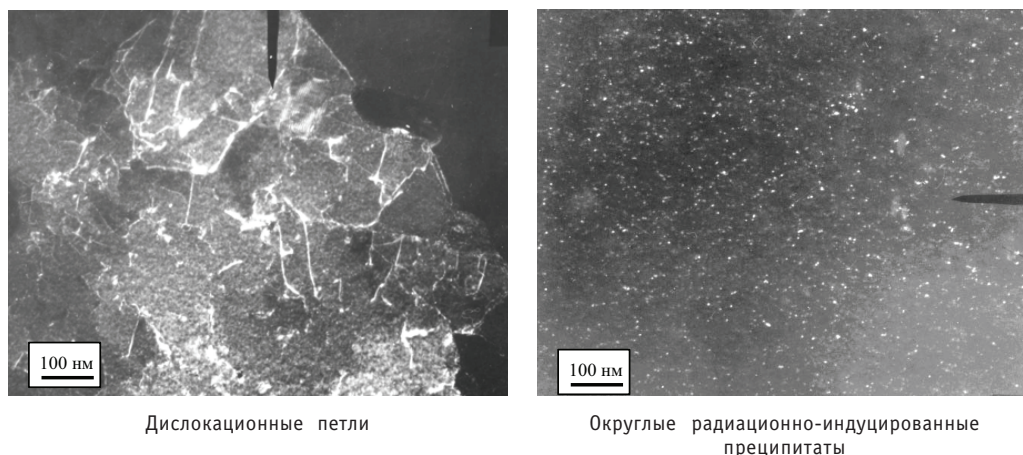


Рис. 3. ТЭМ-изображения радиационно-индуцированных изменений в МШ стали 15Х2НМФА под облучением

В таблице 4 представлены результаты СЭМ-анализа изменения плотности и размеров карбидов разного типа после различных изотермических выдержек и облучения МШ и ОМ ВВЭР-1000.

Типичные ТЭМ-изображения различных элементов структуры после длительной температурной выдержки и облучения образцов МШ представлены 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.

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).

Кроме того, существует температурная зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения в образцах Шарпи ОМ и МШ: появление этой составляющей излома наблюдается при температуре испытания, соответствующей нижнему шельфу. Доля ее возрастает по мере приближения к температуре вязко-хрупкого перехода, достигая максимальной величины, характерной для данного состояния стали, чуть ниже температуры вязко-хрупкого перехода, а затем резко уменьшается при повышении температуры испытаний до области верхнего шельфа. В связи с этим для исследований отбирались образцы, испытанные в области вязко-хрупкого перехода – области максимального проявления хрупкого межзеренного разрушения.

На основании 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).

Таблица 4

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

Время изотермической выдержки	Карбонитриды V(C,N)		Мелкие карбиды $Mo_3CrC_{25}$		Карбиды $CrC_{26}$		Крупные карбиды $Mo_3CrC_{25}$		Радиационно-индуцированные преципитаты		Дислокационные петли	
	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{21} м^{-3}$	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{21} м^{-3}$	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{19} м^{-3}$	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{19} м^{-3}$	Плотность, $\times 10^{21} м^{-3}$	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{21} м^{-3}$	Средний размер, нм
Металл сварного шва (Калининская АЭС, блок 2)												
Исходное	–	–	24±6	0,9±0,1	90±40	1,7±0,3	90±70	1,2±0,3	–	–	–	–
136 6564	–	–	22±5	1,0±0,1	70±20	1,8±0,3	100±60	1,0±0,2	–	–	–	–
136 656 + облучение до $28 \times 10^{22} н/м^2$	–	–	23±6	1,7±0,3	80±30	1,7±0,4	110±60	1,1±0,1	200±40	2,0±1,0	4,5±0,5	3,5±0,5
Основной металл (Балаковская АЭС, блок 3)												
Исходное	19±4	4,3±1,3	–	–	130±70	4,8±0,7	–	–	–	–	–	–
36 048 ч	21±5	4,0±0,8	–	–	130±60	4,3±0,6	–	–	–	–	–	–
89 400 ч	22±5	4,2±0,5	–	–	120±60	4,9±0,6	–	–	–	–	–	–
136 896 ч	22±5	4,3±0,8	–	–	130±60	4,7±0,8	–	–	–	–	–	–
136 896 + облучение до $60 \times 10^{22} н/м^2$	12±3	8,7±1,7	–	–	120±60	4,9±0,5	–	–	90±10	2,0±1,0	5,5±0,5	4,0±1,0

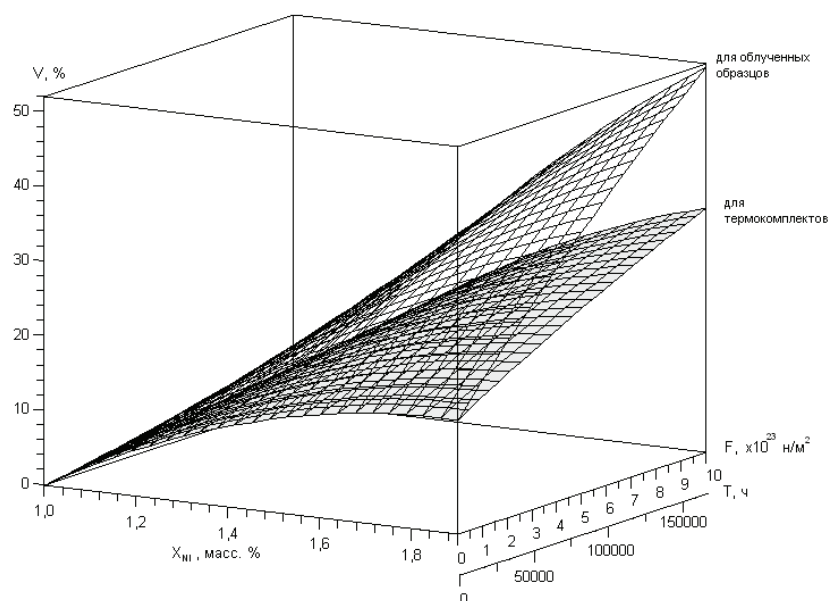


Рис. 4. Зависимость доли хрупкого межзеренного разрушения образцов Шарпи материалов КР ВВЭР-1000 от содержания никеля, длительности изотермической выдержки и дозы облучения

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕЖЗЕРЕННЫХ СЕГРЕГАЦИЙ ФОСФОРА

Для подтверждения результатов фрактографических исследований, позволяющих экспрессно оценить степень развития сегрегационных процессов, методом оже-электронной спектроскопии проведены прямые исследования уровня сегрегаций фосфора на границе зерна. Экспериментальные данные приведены в виде процента покрытия границы зерна монослоем фосфора и отнормированы на общее число измерений. На рисунках 5, 6 представлены зависимости изменения концентрации фосфора на границах зерна в исследованных материалах в различных состояниях.

Сводные данные обработки результатов измерений уровня сегрегаций фосфора образцов-свидетелей МШ Калининской и Балаковской АЭС в различных состояниях представлены в табл. 5.



Рис. 5. Концентрация фосфора на поверхностях межзеренного разрушения образцов контрольного, 2-го, 3-го температурных комплектов и лучевого комплекта образцов-свидетелей МШ Калининской АЭС (блок 2)





Рис. 6. Концентрация фосфора на поверхностях межзеренного разрушения образцов контрольного и лучевого комплектов образцов-свидетелей МШ Балаковской АЭС (блок 1)

Таблица 5

### Данные для оценки кинетики равновесной межзеренной сегрегации фосфора

Материал	Время выдержки, ч	Флюенс, $10^{22} \text{ м}^{-2}$	Максимум экспериментального распределения, % покрытия ГЗ монослоем Р	Мода теоретического распределения, % покрытия ГЗ монослоем Р
МШ Калининской АЭС, блок 2 (1,64 мас. % Ni, 0,008 мас. % Р)				
Исходное состояние	0	–	10	11
Термокомплект 2	67032	–	14	14
Термокомплект 3	136656	–	17	15
Облученные образцы	136656	30	18	18
МШ Балаковской АЭС, блок 1 (1,88 мас. % Ni, 0,009 мас. % Р)				
Исходное состояние	0	–	17	17
Облученные образцы	105 936	35	23	22

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ базы данных механических испытаний образцов [8], которая включает в себя 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°C характерен большой разброс свойств (рис. 7).

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 предполагаемые ранее выделения других фаз отсутствуют.

Анализ табл. 4 показывает, что длительная температурная выдержка (до ~140 000 ч при температуре 300–320°C) не вызывает существенных изменений плотности и размеров карбидных и карбонитридных фаз в исследованных материалах. Исследования также показали, что микротвердость исследованных образцов после различных изотермических выдержек не изменяется, т.е. не происходит дополнительного отпуса бейнита отпуса, полученного после штатной термообработки (табл. 6).

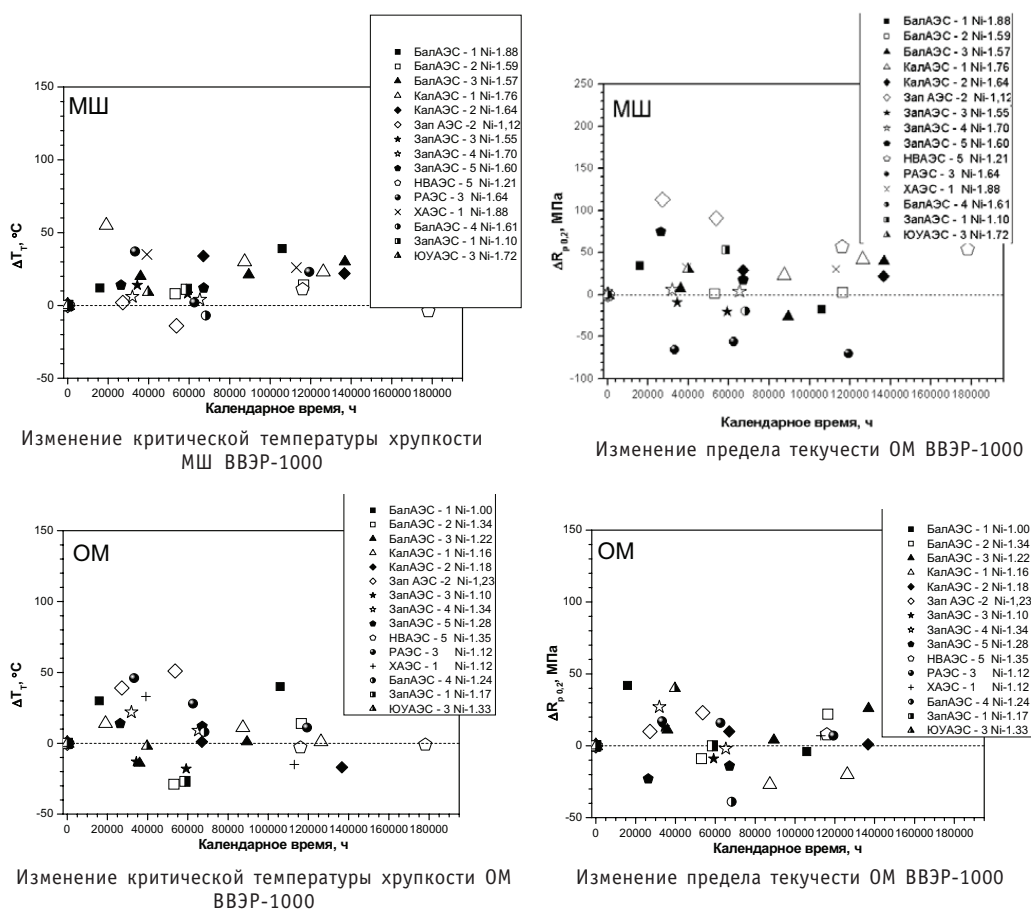


Рис. 7. Изменение прочностных характеристик ОМ и МШ тепловых комплектов образцов-свидетелей ВВЭР-1000

Таким образом, в образцах-свидетелях ОМ и МШ исследованных температурных комплектов при временах выдержки от ~10 000 до 140 000 часов и температуре 300 – 320°C состав фаз, их размеры и плотность практически не изменяются, поэтому не должен изменяться и предел текучести сталей. Однако накопление зернограницных сегрегаций фосфора может приводить к росту критической температуры хрупкости по мере увеличения изотермической выдержки. В большей степени это проявляется на металле сварного шва с повышенным содержанием ни-

Таблица 6

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

ОМ Балаковская 3				
	Исходное	36 048 ч	89 400 ч	136 896 ч
$\langle H_k \rangle$ , HRC	278±13	252±9	256±9	262±7
МШ Калининская 2				
	Исходное	—	67 032ч	136 656ч
$\langle H_k \rangle$ , HRC	216±4	—	222±6	218±7

келя (рис. 7). Кажущееся изменение предела текучести (рис. 7), вероятно, обусловлено разбросом свойств, вызванным некоторой неоднородностью химического состава основного металла.

При совместном воздействии длительной температурной выдержки и облучения МШ до флюенса  $28 \times 10^{22}$  н/м<sup>2</sup> плотность и размеры крупных карбидных фаз типа  $(\text{Cr}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Mo}_3\text{CrC}_{2,5}$  не изменяются, в то время как плотность мелких карбидов на основе молибдена в исследованных образцах несколько увеличивается. Облучение ОМ до флюенса  $60 \times 10^{22}$  н/м<sup>2</sup> также не приводит к изменению плотности и размеров крупных карбидов типа  $(\text{Cr}, \text{V})_{23}\text{C}_6$ , но сопровождается увеличением плотности карбонитридов  $\text{V}(\text{C}, \text{N})$ .

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 растет вклад радиационной составляющей, при этом, чем больше содержание никеля в стали, тем выше вклад радиационной составляющей (разница в доли 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 увеличении 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.

В облученных материалах увеличение критической температуры хрупкости обусловлено развитием сегрегационных процессов и образованием радиационно-индуцированных элементов структуры: наноразмерных округлых преципитатов и радиационных дефектов – дислокационных петель.

Исследования методами ожэ-электронной спектроскопии подтверждают данные фрактографических исследований и показывают дополнительное увеличение концентрации примесей (фосфора) на границах зерен под облучением (табл. 5). Диффузия фосфора в материале, подвергающемся действию облучения, стимулирована образованием радиационных дефектов – вакансий, междоузлий и их комплексов, которые в свою очередь, образуя комплексы с примесными атомами, облегчают движение последних по объему зерна и адсорбцию на стоках, в том числе на границах зерен.

Следует отметить еще один важный факт – существенное различие в уровнях межзеренной сегрегации фосфора на границах зерен в исходном состоянии МШ

Калининской и Балаковской АЭС, что можно объяснить различием в уровнях межзеренной сегрегации фосфора в контрольных комплектах МШ Калининской и Балаковской АЭС, принимая во внимание более высокое содержание никеля в последнем.

## ВЫВОДЫ

1. Фазовый состав исследованных образцов-свидетелей ОМ и МШ температурных комплектов в процессе изотермических выдержек от ~10 000 до 140 000 часов при рабочей температуре 300–320°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°C до ~ 140 000 часов отсутствуют.
3. Доля хрупкого межзеренного разрушения и зернограничная концентрация фосфора растут с увеличением содержания никеля в стали и продолжительности выдержки при рабочей температуре КР, что может стать определяющим фактором при продлении срока службы до 60-ти и более лет.
4. Экспериментально показано, что в сталях КР наблюдается радиационно-стимулированная диффузия фосфора к границам зерен.

## Литература

1. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Nikolaev Yu.A., Shtrombakh Ya.I. Assessment of relative contributions from different mechanisms to radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels//J. Nucl. Mat. – 1997. – Vol. 246. – P. 91-120.
2. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Prihodko K.E., Lavrenchuk O.V., Shtrombakh Ya.I. 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. – Vol. 264. – P. 333-353.
3. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Федотова С.В., Мальцев Д.А., Фролов А.С. Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограничных сегрегаций, в том числе в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок/Материалы VII МНТК «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР» (Подольск, Россия 17-20 мая 2011 г.). – Подольск: ОКБ «ГИДРОПРОЕСС».
4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
5. Kelly P., Jostons A., Blake R., Napier J. The determination of foil thickness by scanning transmission electron microscopy//Phys. Status Solidi (A). – 1975. – Vol. 31. – P. 771.
6. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Shtrombakh Ya.I., Erak D.Yu., Chernobaeva A.A., Zabusov O.O. Fine structure behaviour of VVER-1000 RPV materials under irradiation//Journal of Nuclear Materials. – 2009. – Vol. 389. – P. 490-496
7. Miller M.K., Chernobaeva A.A., Shtrombakh Y.I., Russell K.F., Nanstad R.K., Erak D.Y., Zabusov O.O. Evolution of the nanostructure of VVER-1000 RPV materials under neutron irradiation and post irradiation annealing//Journal of Nuclear Materials. – 2009. – Vol. 385. – P. 615-622.
8. Создание и анализ базы данных по длительному термическому старению стали 15Х2НМФА (15Х2НМФА-А, 15Х2НМФА класс 1) и ее сварных соединений; разработка нормативных зависимостей для консервативной оценки ниспадающей части зависимости сдвига критической температуры хрупкости стали марки 15Х2НМФА и ее сварных соединений от времени термического старения/Отчет НИЦ «Курчатовский институт» по проекту АЭС-2006. – М., 2009.

Поступила в редакцию 25.06.2012

**УДК 621.039.58:356.24**

*Thermodynamic Cycles of NPPs Operated with Supercritical Water* \V.M. Abdulkadyrov, G.P. Bogoslovskaya, V.A. Grabejnaya; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering). – Obninsk, 2012. – 7 pages, 1 illustration. – References, 22 titles.

**УДК 621.039.586**

*Experimental Researches of the Processes Accompanying an Accident «The Intercontour Leak of a Steam Generator» for Fast Reactor with HLMC* \A.V. Beznosov, T.A. Bokova, O.O. Novozhilova, A.K. Matjunin, V.L. Khimich, S.N. Pichkov; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering). – Obninsk, 2012. – 10 pages, 7 illustrations. – References, 3 titles.

Results of experimental and settlement-theoretical studies of the processes accompanying an intercontour leak of a steam generator for power installations on lead or lead-bismuth coolants are presented. The results of research the processes of appearing a micro-, operational and acceptable, and a large leak of the working body in the reactor loop and recommendations of the actions of operational personnel in similar accidents are given. A review of experimental studies carried out at NNSTU on the structure and characteristics of two-component flows at different flow the working body in the flow of lead and lead-bismuth coolant at a temperature of 600 °C, flow rates from 0.1 to 5.0 m/s, the content «light» phase 1–3% to 50% by volume is presented.

**УДК 621.039.534**

*The Use of Coolants Pb and Pb-Bi in the New Technologies of Recycling Solid, Liquid and Gaseous Media* \V.V. Ulyanov, V.A. Gulevsky, P.N. Martynov, A.S. Fomin, V.M. Shelemetev, R.P. Sadovnichy, S.-A.S. Niasov; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering). – Obninsk, 2012. – 8 pages, 1 table, 5 illustrations. – References, 7 titles.

The results of studies demonstrating promising use of heavy liquid metal Pb and Pb-Bi in the new technologies of production steam, fresh water, light oil fractions, hydrogen, synthesis gas, and other technology products.

Developed and tested model samples vaporizer and water desalination with direct-contact liquid metal heat input. The test results showed the advantages the developed prototypes over direct-contact models developed in Japan.

Manufactured and tested demonstration samples hydrogen generators based on the processes of electrochemical decomposition of water and oxide conversion of hydrocarbon gases in the lead coolant. Revealed that more preferable to the further development is the hydrogen generator based on electrochemical decomposition of water.

Substantiated perspective of studying the processes of interaction oil products (fuel oil, bottoms, tar sands, etc.) with heavy coolant in terms of depth of refining oil and oil products.

**УДК 621.039.53**

*Structural Studies of 15H2NMFa Steel and its Welds after Long Thermal Exposures and Irradiation at the Operating Temperature of Reactor Pressure Vessel* \B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, D.A. Maltsev, S.V. Fedotova, A.A. Frolov, O.O. Zabusov, M.A. Saltykov; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnikh zavedeniy. Yadernaya energetika» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering). – Obninsk, 2012. – 12 pages, 6 tables, 7 illustrations. – References, 8 titles.

A complex of microstructural studies (TEM, SEM and Auger) of VVER-1000 surveillance samples of the temperature sets in the initial state, after long thermal exposures (up to 180 000 hours) and irradiation was conducted in this paper.

It was shown that in non-irradiated elements of RPV the critical brittleness temperature shift can be caused by the development of reversible temper brittleness. Herewith its contribution to the total embrittlement of the material increases with increasing of operation time and can be decisive at extending the lifetime of VVER-1000 RPV up to 60 years and more. The level of grain-boundary segregations in various states was established. It is experimentally shown that radiation-enhanced diffusion of phosphorus to grain boundaries is observed in RPV steels.