

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛЕЙ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ДЛЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР

*Б.А. Гурович¹, Е.А. Кулешова¹, А.С. Фролов¹, Д.А. Журко¹, Д.Ю. Ерак¹,
Д.А. Мальцев¹, В.М. Комолов²*

¹НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия;

²ОКБ «Гидропресс», Подольск, Россия

E-mail: frolov.alex@list.ru, тел. +7(495)196-92-15

Проведены механические испытания, а также макро- и микроструктурные исследования новых сталей 15X2МФА-А модификаций А и Б, металла сварного шва Св-09ХГМТА, которые показали их лучшую радиационную стойкость и термическую стабильность по сравнению с типичными материалами корпусов реакторов ВВЭР-1000.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время при проектировании ядерных энергетических реакторов нового поколения особое внимание уделяется выбору конструкционных материалов. Прежде всего, речь идет о корпусных сталях, так как корпус реактора является основным несменяемым элементом, определяющим ресурс ЯЭУ.

Разработанная для корпуса реактора ВВЭР-440 сталь 15X2МФА вполне удовлетворяла требованиям, предъявлявшимся к материалу корпусов ВВЭР первых двух поколений, однако для реакторов более высокой единичной мощности, отличающихся повышенными габаритами корпусов (ВВЭР-1000), применение этой стали неполностью обеспечивало получение необходимых механических свойств по сечению. Так, механические свойства этой стали обеспечивали категорию прочности КП-40 ($\sigma_{0,2} > 392$ МПа; $\sigma_b > 490$ МПа при 350 °С), тогда как по проектным документам требуется обеспечивать категорию прочности КП-45 ($\sigma_{0,2} > 441$ МПа, $\sigma_b > 539$ МПа при 350 °С). В этой связи для корпусов реакторов ВВЭР-1000 была разработана новая сталь 15X2МФА. Дополнительное легирование никелем заметно улучшило вязкость и повысило прокаливаемость стали, однако высокое содержание никеля в металле сварных швов не обеспечивало их устойчивость против радиационного и теплового охрупчивания. Поэтому для устранения данных недостатков были разработаны стали 15X2МФА-А

модификации А (с содержанием никеля 0,2...0,4 %) и модификации Б (с содержанием никеля 0,6...0,8 %) категории прочности КП-45 в качестве основного металла, а также соответствующие им сварные швы.

При разработке новой стали ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» предложил вводить в основной металл контролируемое количество ниобия для образования высокотемпературных карбидов с целью увеличения плотности центров кристаллизации, что способствовало бы измельчению зерна. Известно [1, 2], что уменьшение размера зерен приводит к снижению критической температуры хрупкости корпусных сталей, а следовательно, к увеличению срока службы корпуса реактора.

Целью данной работы было проведение структурных исследований для сравнительной оценки влияния содержания никеля, а также легирования стали ниобием на тепловую и радиационную стойкости новых сталей (как основного металла, так и металла соответствующих сварных швов).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследований были использованы стали марки 15X2МФА-А модификации А без ниобия (группа №1) и с добавлением ниобия, модификации Б двух плавок с различным содержанием никеля, а также металл сварного шва Св-09ХГМТА. Состав всех исследованных материалов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав

Материал	Химический состав (плавочный), массовая доля элементов, %									
	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Si	Cu	Mo	V
15X2МФА-А мод. А	0,17	0,43	0,005	0,003	2,88	0,34	0,27	0,03	0,68	0,26
15X2МФА-А мод. А с Nb	0,18	0,40	0,005	0,003	2,91	0,35	0,22	0,07	0,67	0,26
15X2МФА-А мод. Б	0,17	0,46	0,005	0,003	2,80	0,66	0,29	0,03	0,72	0,31
15X2МФА-А мод. Б	0,18	0,42	0,004	0,003	2,88	0,71	0,26	0,03	0,71	0,30
Св-09ХГМТА	0,04	0,98	0,009	0,007	1,56	0,59	0,31	0,02	0,56	0,01

Изучение макроструктуры образцов осуществлялось с помощью оптической микроскопии на микроскопе DM4000M (Leica Microsystems).

Термообработка образцов на отпускную хрупкость проводилась в печи Linn High Therm НК 30.07.

Критическая температура хрупкости определялась по результатам испытаний образцов Шарпи и мини-Шарпи с V-образным надрезом на инструментированном маятниковом копре RKP-300 и RKP-150 в соответствии с РД ЭО 0598-2004. Определение прочностных и пластических характеристик во всех исследованных состояниях проводилось по результатам испытаний образцов на одноосное статическое растяжение на универсальной испытательной машине «Instron-1253» (Великобритания). Испытания проводились согласно ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 9651 при температурах +23 и +350 °С, обработка результатов испытаний проводилась в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Фрактографические исследования проводили на половинках образцов Шарпи с использованием сканирующего микроскопа SUPRA (Zeiss, Германия), а также рентгеновского микроанализатора SXR-50 (Самеса, Франция). Долю хрупкой межзеренной составляющей, которая коррелирует с уровнем зернограницных сегрегаций примесей (в первую очередь фосфора) [1, 3], оценивали с помощью метода Глаголева [4], при этом относительная погрешность измерений составила 10...15 %.

ТЭМ-исследования карбидной составляющей, а также оценка плотности радиационно-индуцированных элементов структуры (никель-обогащенных преципитатов, дислокационных петель) осуществлялись при помощи трансмиссионного электронного микроскопа Titan (FEI, США) с ускоряющим напряжением 300 кВ.

Ускоренное облучение образцов проводилось в исследовательском реакторе ИР-8, НИЦ «Курчатовский институт». Параметры облучения приведены в табл. 2.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МАКРОСТРУКТУРНЫЕ И ТЭМ-ИССЛЕДОВАНИЯ

Макро- и микроструктурные исследования образцов показали, что новые стали имеют заметно меньший средний размер зерна, чем у типичных материалов ВВЭР-1000, их зеренная структура равномерная и представляет собой бейнит отпуска (табл. 3).

На основании полученных данных установлено, что основная часть карбидной составляющей представлена карбидами типа $Fe_7C_3 - (Fe_{4,4}Cr_{2,5}Mo_{0,1})C_3$ (рис. 1, 2).

Результаты анализа плотности данных выделений в исходном и облученном состояниях для всех материалов в сравнении с аналогичными значениями для материалов ВВЭР-1000 приведены в табл. 4.

В образцах основного металла были обнаружены карбонитриды ванадия V(C,N) (рис. 3), которые, как показали результаты микродифракции (рис. 4), имеют дискообразную форму, объемно центриро-

ванную кристаллическую решетку с периодом 5,949 Å и располагаются преимущественно в теле зерна. Результаты оценки плотности данных выделений в исходном и облученном состояниях представлены в табл. 4.

Таблица 2
Параметры облучения образцов в исследовательском реакторе ИР-8 при температуре (290±5) °С

Материал	Ni, мас. %	Флюенс, 10^{23} м^{-2}	Флакс, $10^{16} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$
15X2МФА-А мод. А	0,34	10,3	1,35
15X2МФА-А мод. А с Nb	0,35	–	–
15X2МФА-А мод. Б	0,66	10,4	1,35
15X2МФА-А мод. Б	0,71	10,4	1,38
Св-09ХГМТА	0,59	10,0	3,65

Таблица 3
Фазовый состав сталей

Материал	Средний размер зерна, мкм	Фазовый состав
15X2МФА-А мод. А	40...80	Бейнит, карбиды типа $(Fe_{4,4}Cr_{2,5}Mo_{0,1})C_3$, карбонитриды V(C,N)
15X2МФА-А мод. А с Nb	20...40	Бейнит, карбиды типа $(Fe_{4,4}Cr_{2,5}Mo_{0,1})C_3$, карбонитриды V(C,N) и Nb_2CN
15X2МФА-А мод. Б (№3 и 4)	50...100	Бейнит, карбиды типа $(Fe_{4,4}Cr_{2,5}Mo_{0,1})C_3$, карбонитриды V(C,N)
Св-9ХГМТА	50...100	Бейнит, карбиды типа $(Fe_{4,4}Cr_{2,5}Mo_{0,1})C_3$

Также в образцах 15X2МФА-А мод. А с Nb были обнаружены выделения, обогащенные ниобием. Форма данных выделений – сферическая, что подтверждается статистическим анализом формы выделений по STEM-изображениям (рис. 5). Микродифракция (рис. 6) показала, что это карбонитриды ниобия Nb_2CN , относящиеся к структурному типу В1 с периодом решетки 4,440 Å. При этом средний размер данных выделений составляет порядка 60 нм, а их плотность на несколько порядков меньше плотности карбидов типа Fe_7C_3 .

Анализ профиля распределения элементов в карбонитридах ниобия при помощи рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии показал, что в рассматриваемых выделениях наблюдается, наряду с ниобием, повышенная концентрация ванадия и титана (рис. 7,а,б).

Также была произведена оценка (при сопостави-

мых флюенсах и флаксах) плотностей радиационно-индуцированных никельобогатенных преципитатов, которая оказалась на два порядка ниже аналогичного показателя для корпусных сталей ВВЭР-1000. При этом плотность дислокационных

петель в металле сварного шва нового состава также приблизительно на 2 порядка ниже, чем в облученном металле сварного шва с повышенным содержанием никеля (табл. 5).

Таблица 4

Плотность карбидов на основе хрома

Материал	Ni, мас. %	Исходное состояние		Облученное состояние	
		Средний размер, нм	Поверхностная плотность, $\times 10^{12} \text{ м}^{-2}$	Средний размер, нм	Поверхностная плотность, $\times 10^{12} \text{ м}^{-2}$
15X2МФА-А мод. А	0,34	110...190	3,2...5,2	70...150	2,4...4,8
15X2МФА-А мод. А с Nb	0,35	90...150	2,5...3,6	—	—
15X2МФА-А мод. Б	0,67	80...160	2,9...4,1	100...180	3,0...3,6
15X2МФА-А мод. Б	0,71	60...150	3,0...3,9	90...170	3,2...3,7
15X2НМФАА	1,34	60...200	4,1...5,5	80...180	4,4...5,4
Св-09ХГМТА	0,59	60...260	0,7...1,3	80...180	0,6...2,6
Св-10ХГНМАА	1,77	50...140	1,1...1,5	50...110	1,0...1,6



Рис. 1. STEM-фотография карбида типа Fe_7C_3



Рис. 2. Дифракция от карбида типа Fe_7C_3

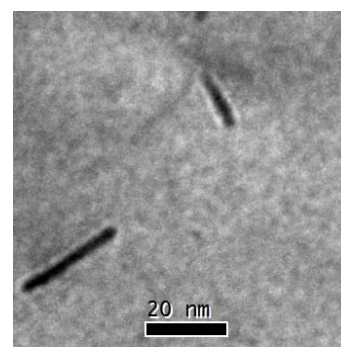


Рис. 3. STEM-фотография карбонитрида $V(C,N)$

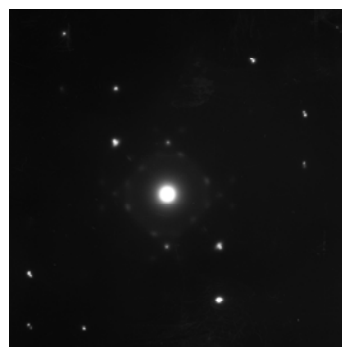


Рис. 4. Дифракция от карбонитрида $V(C,N)$

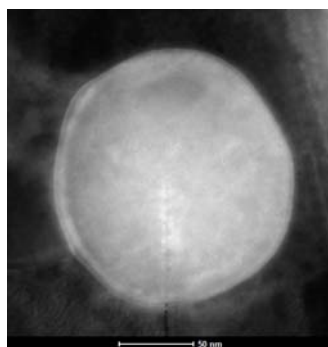


Рис. 5. STEM-фотография карбонитрида Nb_2CN



Рис. 6. Дифракция от карбонитрида Nb_2CN

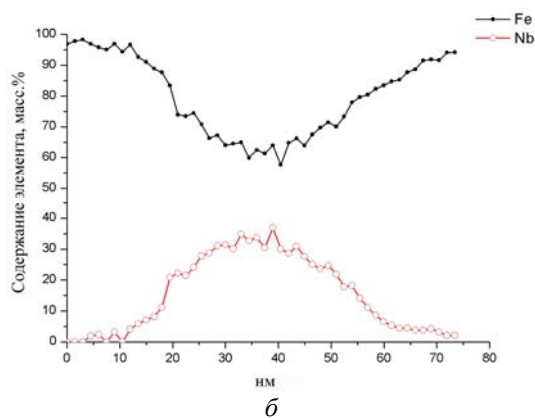
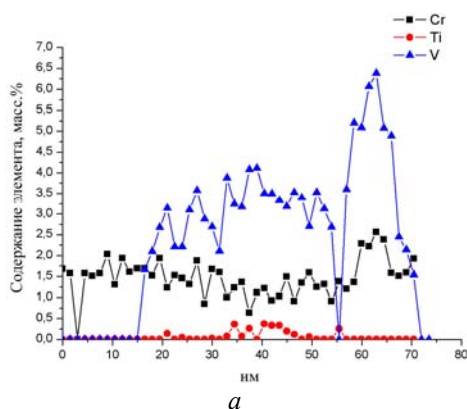


Рис. 7. Профиль распределения элементов в карбонитриде ниобия: а – Cr, Ti, V; б – Fe, Nb

Таблица 5

Плотность дискообразных карбонитридов V(C,N) и радиационно-индуцированных элементов структуры

Материал	Ni, мас. %	Флюенс, $\cdot 10^{16} \text{ М}^2 \text{ С}^{-1}$	Флакс, $\cdot 10^{16} \text{ М}^2 \text{ С}^{-1}$	Карбонитриды V(C,N)				Радиационно-индуцированные элементы структуры	
				Средний размер, нм		Плотность, $\times 10^{21} \text{ М}^{-3}$		$\rho_{\text{прец.}} \cdot 10^{21} \text{ М}^{-3}$	$\rho_{\text{петель}} \cdot 10^{21} \text{ М}^{-3}$
				исх. сост.	обл. сост.	исх. сост.	обл. сост.		
15X2МФА-А мод. А	0,35	10,3	1,35	8...21	8...20	1,1...2,5	0,9...1,9	28...52	5...8
15X2МФА-А мод. Б	0,68	10,4	1,35	9...19	11...25	1,1...1,9	0,7...1,3	64...96	8...12
15X2МФА-А мод. Б	0,71	10,4	1,38	8...17	10...26	1,2...1,8	1,0...1,7	45...62	7...12
15X2НМФА-А	1,34	6,0	2-4	15...23	9...15	3,0...5,9	7,0...10,4	100...200	6...8
Св-09ХГМТА	0,59	10,0	3,65	–	–	–	–	40...60	4...12
Св-10ХГНМАА	1,77	11,6	2-4	–	–	–	–	700...800	400...600

$\rho_{\text{прец}}$ – плотность никельбогатых преципитатов, $\rho_{\text{петель}}$ – плотность дислокационных петель.

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование широкого круга материалов корпусов ВВЭР-1000 [5, 6, 7] показало, что наряду с радиационным охрупчиванием, обусловленным радиационными эффектами (образованием радиационных дефектов и радиационно-индуцированных преципитатов), наблюдается охрупчивание вследствие развития обратимой отпускной хрупкости, которая проявляется в образовании зернограничных сегрегаций примесей (прежде всего фосфора). Степень развития сегрегационных процессов оценивается по доле хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов, испытанных на ударный изгиб. Повышенное содержание никеля при прочих равных условиях способствует развитию сегрегационных процессов [8, 9]. Сталь 15X2МФА-А мод. А (группа №2) характеризуется пониженным содержанием никеля, что должно приводить к ее большей термической стабильности по сравнению с типичными сталями корпусов ВВЭР-1000.

Для сравнительной оценки склонности к развитию обратимой отпускной хрупкости была проведена охрупчивающая термообработка при 480 °С в течение 1082 ч для сталей 15X2МФА-А мод. А и

типичной стали ВВЭР-1000. Данные соответствующих фрактографических исследований представлены в табл. 6, из которой следует, что уровень зернограничных сегрегаций фосфора, оцененный по доле хрупкого межзеренного разрушения, в стали 15X2МФА-А мод. А существенно ниже.

Таблица 6

Доля хрупкого межзеренного разрушения после охрупчивающей термообработки

Материал	Термообработка, Т, °С/ время выдержки, ч	Доля межзеренного разрушения, %
15X2МФА-А мод. А с Nb (Ni – 0,35 %)	–	следы
	480/1082	5
15X2НМФА-А (Ni – 1,35%)	–	следы
	480/1082	20

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ

Проведены испытания на ударный изгиб образцов групп №1, 3, 4 и 5 в исходном и облученном состояниях, а также для образцов группы №2 в состоянии после термообработки на обратимую отпускную хрупкость. При этом определены значения критиче-

ской температуры хрупкости, а также измерен предел текучести (табл. 7).

Как следует из этой таблицы, стали с понижен-

ным содержанием никеля демонстрируют большую термическую стабильность и меньший сдвиг предела текучести.

Таблица 7

Механические свойства исследованных сталей

Материал	Ni	Флюенс, $\times 10^{23} \text{ м}^{-2}$	Флакс, $\times 10^{16} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$	Тк, °С/ состояние			ΔT_k , °С	$\sigma_{0,2}$, МПа/ состоя- ние		$\Delta \sigma_{0,2}$, МПа
				исходн.	облуч.	охрупч.		исходн.	облуч.	
15Х2МФА-А мод. А	0,34	10,3	1,35	-68	-18	–	50	594	692	96
15Х2МФА-А мод. А с Nb	0,35	–	–	-78	–	-76	-2	–	–	–
15Х2МФА-А мод. Б	0,67	10,4	1,35	-88	-50	–	38	608	658	50
15Х2МФА-А мод. Б	0,71	10,2	1,38	-77	-21	–	56	648	710	62
15Х2НМФА-А	1,34	9,5	2-4	-81	-16	–	65	599	693	94
Св-09ХГМТА	0,59	10,0	3,65	-37	3	–	40	529	630	101
Св-10ХГНМАА	1,77	5,6	2-4	–	–	–	–	536	641	105
		11,5	2-4	-59	95	–	154	–	–	–

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Наблюдаемая разница в размерах зерен в стали 15Х2МФА-А мод. А с ниобием и без него (см. табл. 3) связана, вероятно, с наличием высокотемпературных карбонитридов ниобия (Nb_2CN), так как они образуются в интервале кристаллизации при отливке поковок и увеличивают число центров кристаллизации, что в конечном итоге приводит к измельчению зерна. При этом объемная доля данных карбонитридов мала, и, по-видимому, они не оказывают заметного влияния на механические свойства материала.

Плотности карбидов типа Fe_7C_3 в исследованных материалах имеют практически такие же значения, что и в материалах корпусов ВВЭР-1000 как в исходном, так и в облученном состояниях (см. табл. 4). Аналогичные результаты были получены и для карбонитридов V(C,N) (см. табл. 5), плотность которых существенно не изменяется и не может оказывать заметного влияния на механические свойства материалов.

Сталь 15Х2МФА-А мод. А показывает более высокую термическую стабильность по сравнению с материалами КР ВВЭР-1000, что проявляется в отсутствие сдвига критической температуры хрупкости при выдержке 1082 ч и температуре 480 °С (см. табл. 6), в то время как для стали 15Х2НМФА-А с содержанием никеля 1,34 % и фосфора 0,009 % данный показатель составил 30 °С (при аналогичном размере зерна). Отсутствие сдвига ΔT_k для новой стали объясняется именно пониженной концентрацией никеля и фосфора.

Отсутствие межзеренных сегрегаций (или незначительное их количество) подтверждается фрактургическими исследованиями: доля хрупкого межзеренного разрушения в образцах стали 15Х2МФА-А мод. А с ниобием в состоянии после термообработки на отпускную хрупкость не превышает 5%. Для сравнения, доля хрупкого межзеренного разрушения при аналогичной термообработке в стали 15Х2НМФА-А с содержанием никеля 1,34 % и размером зерна порядка 30 мкм достигает 20 % (см. табл. 6).

После ускоренного облучения до флюенса $1 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ для исследованных материалов наблюдает-

ся сдвиг критической температуры хрупкости ΔT_k в область более высоких температур не более чем на 50 °С (что обусловлено, главным образом, радиационным упрочнением, вызванным образованием радиационных дефектов и радиационно-индуцированных преципитатов, поскольку хрупкое межзеренное разрушение, а следовательно, и зернограницные сегрегации при этом практически отсутствуют). Данное значение не превышает аналогичные показатели для материалов ВВЭР-1000, а в некоторых случаях (для образцов стали 15ХМФА-А мод. Б и Св-09ХГМТА) – значительно ниже их. Следует также отметить, что полученные значения сдвигов также ниже соответствующих нормативных зависимостей как для основного металла, так и для металла сварного шва (рис. 8,а). При этом нужно учитывать, что облучение проводилось при высоком флаксе в исследовательском реакторе, а эффект флакса для данных сталей в настоящее время недостаточно изучен.

Сдвиг предела текучести для исследованных сталей также ниже значений, наблюдаемых для сталей КР ВВЭР-1000 (см. рис. 8,б), что обусловлено пониженным содержанием никеля, на основе которого формируются радиационно-индуцированные преципитаты.

Было исследовано влияние содержания никеля в стали на плотность радиационно-индуцированных никельобогатенных преципитатов. На рис. 9 показана зависимость плотности данных структурных элементов от концентрации никеля при сопоставимых флюенсах и флаксах.

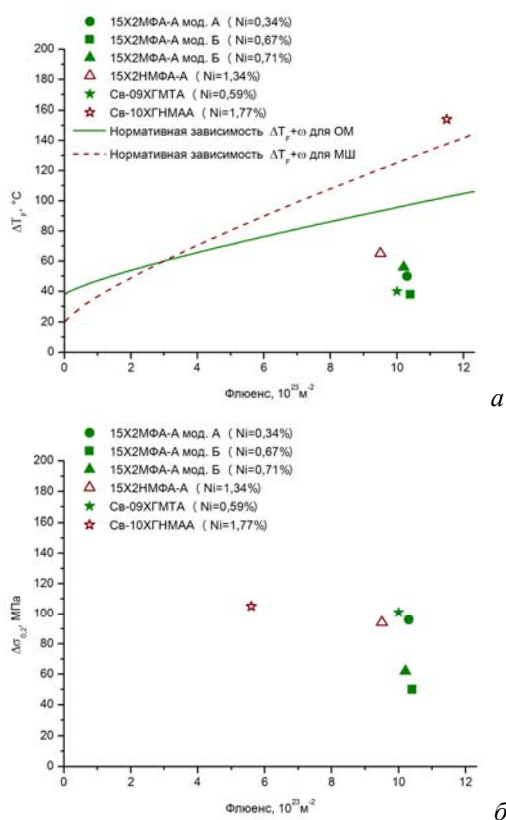


Рис. 8. Сдвиги критической температуры хрупкости (а) и предела текучести (б) после облучения для новых сталей, облученных до флюенса $\sim 1 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ при флаксе $(2 \dots 4) \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$

Эта зависимость носит линейный характер до содержания никеля 1,3...1,5 мас.%. При увеличении его концентрации, свыше этих значений, плотность преципитатов резко возрастает.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены сравнительные структурные исследования новых композиций сталей 15X2МФА-А мод. А, мод. Б, металла сварного шва Св-09ХГМТА, а также типичных – основного металла и металла сварного шва КР ВВЭР-1000, которые показали преимущество новых сталей с позиций радиационной стойкости и термической стабильности.

Так, значения сдвигов критической температуры хрупкости в результате облучения ниже нормативных зависимостей для материалов КР ВВЭР-1000. Аналогичные результаты были получены и для сдвигов предела текучести. Данный факт обусловлен, прежде всего, пониженным содержанием в исследуемых материалах никеля (0,35...0,71 %), что способствует уменьшению плотности радиационно-индуцированных преципитатов, а также существенно более низким уровнем или отсутствием зернограницных сегрегаций примесей. При этом показано, что плотность радиационно-индуцированных преципитатов коррелирует с концентрацией никеля в сталях.

Таким образом, стали 15X2МФА-А мод. А и Б и соответствующий им металл сварного шва Св-09ХГМТА могут быть рассмотрены в качестве

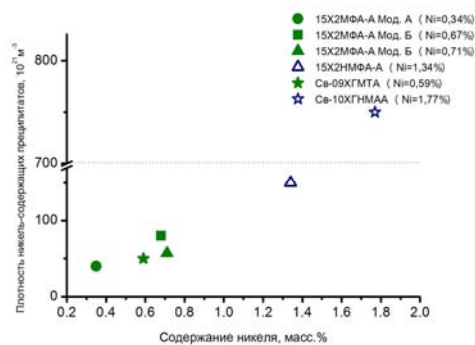


Рис. 9. Плотность радиационно-индуцированных никельобогащенных преципитатов в зависимости от содержания никеля для новых сталей, облученных до флюенса $\sim 1 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ при флаксе $(1,35 \dots 4) \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$

кандидатных материалов для корпусов реакторов ВВЭР нового поколения с повышенной мощностью и увеличенным ресурсом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В. Gurovich, E. Kuleshova, O. Zabusov, S. Fedotova, A. Frolov, M. Saltykov, D. Maltsev. Influence of structural parameters on the tendency of VVER-1000 reactor pressure vessel steel to temper embrittlement // *J. Nucl. Mater.* 2013, v. 435, p. 25-31.
2. А.В. Николаева, Ю.А. Николаев, Д.М. Шур, А.А. Чернобаева. Прогнозирование склонности Cr-Ni-Mo-стали к отпускной хрупкости // *ФММ.* 1993, т. 76, с. 163-170.
3. C. Naudin, J.M. Frund, and A. Pineau. Intergranular fracture stress and phosphorus grain boundary segregation of a Mn-Ni-Mo steel // *Scripta Mater.* 1999, v. 40, N 9, p. 1013-1019.
4. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография.* М.: «Металлургия», 1976, с. 271.
5. 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.
6. В.А. Gurovich, Е.А. Kuleshova, O.V. Lavrenchuk, Ya.I. Shtrombakh, K.E. Prihodko. The principal structural changes proceeding in Russian pressure vessel steels as a result of neutron irradiation, recovery anneal-

ing and reirradiation // *J. Nucl. Mater.* 1999, v. 264, p. 333-353.

7. B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, Ya.I. Shtrombakh, O.O. Zabusov, E.A. Krasikov. Intergranular and intragranular phosphorus segregation in Russian pressure vessel steels due to neutron irradiation// *J. Nucl. Mater.* 2000, v. 279, p. 259-272.

8. Л.М. Утевский, Е.Э. Гликман, Г.С. Карк. *Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа*. М.: «Металлургия», 1987, 222 с.

9. B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, D.Yu. Erak, A.A. Chernobaeva, O.O. Zabusov. Fine structure behaviour of VVER-1000 RPV materials under irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 389, p. 490-496.

Статья поступила в редакцию 30.08.2012 г.

СТРУКТУРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ СТАЛЕЙ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ ДЛЯ НОВОГО ПОКОЛІННЯ РЕАКТОРІВ ТИПУ ВВЕР

Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, А.С. Фролов, Д.А. Журко, Д.Ю. Єрак, Д.А. Мальцев, В.М. Комолов

Проведено механічні випробування, а також макро- і мікроструктурні дослідження нових сталей 15X2MФА-А модифікацій А і Б, металу зварного шва Св-09ХГМТА, які показали їх кращу радіаційну стійкість і термічну стабільність у порівнянні з типовими матеріалами корпусів реакторів ВВЕР-1000.

STRUCTURAL RESEARCHES OF VESSEL STEELS OF NEW GENERATION REACTORS OF WWER-TYPE

B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, A.S. Frolov, D.A. Zhurko, D.U. Erak, D.A. Maltsev, V.M. Komolov

The mechanical tests, macro- and micro-studies of new steels (15Kh2MFA-A mod.A and mod.B, weld metal Sv-09KhGMTA) was conducted. These researches shown, that new materials have higher properties under irradiation and treatment than typical WWER-materials.