

2. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Николаев Ю.А., Штромбах Я.И. Оценка относительного вклада различных механизмов в радиационное охрупчивание материалов корпусов: Препринт ИАЭ-6025/11, 1997. 107 с.
3. Николаев Ю.А., Николаева А.В., Забусов О.О. и др. Радиационно- и термически индуцированная адсорбция фосфора на границах зерен в низколегированной стали. — Физика металлов и металловедения, 1996, т. 81, вып. 1, с. 120—128.
4. Hawthorne J., Koziol J., Groeschel R. Evaluation of commercial production A533-B steel plates and weld deposits tailored for improved radiation resistance. — In: Effects of Radiation on Structural Materials. ASTM STP 570, 1975, p. 83—102.
5. Williams T., Thomas A., Berrisford R. e.a. The influence of neutron exposure, chemical composition and metallurgical condition, on the irradiation shift of reactor pressure vessel steels. — Ibid., ASTM STP 782, 1982, p. 343—374.
6. Nikolaev Yu.A., Nikolaeva A.V., Kryukov A.M. The nickel effect on mechanical property recovery under post-irradiation annealing. — In: Fourth Intern. Conf. on Material Science Problems in NPP Equipment Production and Operation, St. Petersburg, Russia, 1996, v. 1, p. 231—235.
7. Amaev A.D., Kryukov A.M., Sokolov M.A. Recovery of transition temperature of irradiated WVER-440 vessel metal by annealing. — In: Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels. ASTM STP 1170, 1993, p. 369—379.
8. Amaev A.D., Kryukov A.M., Levit V.I. e.a. Mitigation of irradiation embrittlement by annealing. — Ibid., ASTM STP 1270, 1996, p. 232—247.
9. Nikolaeva A.V., Nikolaev Yu.A., Kryukov A.M. Grain boundary embrittlement due to reactor pressure vessel annealing. — J. Nucl. Mater., 1994, v. 211, p. 236—243.
10. Kohopaa J. Effects of post-irradiation thermal annealing on radiation embrittlement behavior of Cr—Mo—V alloyed weld metals. — Acta Polytechnica Scandinavica, Mechanical Engng, 1998, № 132, p. 1—112.
11. Kryukov A.M., Nikolaev Yu.A., Nikolaeva A.V. Behavior of mechanical properties of nickel-alloyed reactor pressure vessel steel under neutron irradiation and post-irradiation annealing. — Nuclear Engng Design, 1998, v. 186, p. 353—359.
12. Николаева А.В., Николаев Ю.А., Кеворкян Ю.Р. Зернограничная сегрегация фосфора в низколегированной стали. — Атомная энергия, 2001, т. 91, вып. 1.

Поступила 18.02.2000

В окончательной редакции 24.11.2000

УДК 666.764.2+666.97.4.2:621.039.58

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОКСИДНОГО РАСПЛАВА С ДИОКСИДЦИРКОНИЕВЫМИ ОГНЕУПОРАМИ ВНЕШНЕЙ ЛОВУШКИ

*Минеев В.Н., Акопов Ф.А., Акопян А.А., Барыкин Б.М., Боровкова Л.Б.,
Бородин Т.И., Вальяно Г.Е., Власов А.С., Лукин Е.С., Онуфриев С.В.,
Фунтиков А.И., Чернышов Г.П. (ИТЭС ОИВТ РАН), Бельмаз Н.С.*

*(Белгородская гос. техн. академия строительных материалов), Трактнев О.М.
(ИЯР РНЦ «Курчатовский ин-т»)*

Для удержания расплава реакторных материалов, образующегося при тяжелой аварии на АЭС с плавлением активной зоны и разрушением корпуса, разрабатываются различные варианты внекорпусных устройств его локализации в пределах герметичной оболочки. Ловушка расплава должна принять, охладить и удержать расплав в течение продолжительного времени.

Разработан вариант ловушки в виде расположенного под реактором стального водоохлаждаемого тигля, внутри которого размещаются блоки плавящегося при контакте с расплавом материала [1]. При этом в ловушке не предусмотрено использование защитных огнеупорных покрытий, в качестве защитного барьера используется водоохлаждаемая стенка тигля. В отличие от этой конструкции в двухсекционной ловушке EPR слой диоксидциркониевого огнеупора является основным защитным барьером [2]. Ловушка представляет собой два связанных между собой отсека. Один из них — промежуточный тигель для временного удержания расплава расположен непосредственно

под корпусом реактора, второй площадью $\sim 170 \text{ м}^2$ предназначен для длительной локализации расплава. Огнеупорное покрытие первого отсека футеруется слоем бетона на основе Fe_2O_3 и SiO_2 [3].

Бетонное основание зоны растекания предлагается защитить тремя слоями различных материалов (сверху вниз): бетонным покрытием на основе оксида железа и боросиликатного стекла, защитным слоем стали и слоем диоксидциркониевого огнеупора [4]. Растворение бетонного покрытия в расплаве должно обеспечить дальнейшее снижение плотности его оксидной части по сравнению с металлической и инверсию этих слоев. В результате оксидный слой должен всплыть и расположиться над металлическим слоем, контактирующим с огнеупором.

Защитный слой стали ($\sim 100 \text{ мм}$), плавящийся при контакте с растекающимся расплавом, является дополнительным защитным барьером, который должен исключить контакт оксидной части расплава с диоксидциркониевым огнеупором и ослабить действие теплового удара.

В первом отсеке двухсекционной ловушки существует вероятность расслоения расплава на верхний металлический и нижний оксидный слой [3]. В этом случае тепловой поток, обусловленный остаточным энерговыделением в оксидном слое, вследствие высокой теплопроводности металлического слоя будет фокусироваться на боковой стенке тигля в месте контакта с металлическим расплавом ($\sim 300 \text{ мм}$) [2, 3]. Этот эффект приведет к быстрой эрозии бетона, покрывающего огнеупор (эффект «металлического ножа») и контакту металлического расплава, имеющего температуру 2500 К , с огнеупором. Длительность такого контакта может составить $\sim 3700 \text{ с}$ при полном времени удержания расплава в отсеке 4700 с [3]. В этой зоне неизбежен не учитываемый в работах [2, 3] контакт оксидного расплава с оголившейся огнеупорной стенкой.

Наиболее агрессивным компонентом оксидного расплава является оксид железа. Бетонное покрытие будет содержать $\sim 30\% \text{ Fe}_2\text{O}_3$ [3] (здесь и далее концентрация выражена в массовых долях). Расплав оксидов железа вызывает пропитку и эрозию диоксидциркониевых огнеупоров. Скорость эрозии керамики при 2273 К составляет $0,01 \text{ мм/мин}$, бетона при 2400 К $\sim 5 \text{ мм/мин}$ [5]. Оксидная часть расплава реакторных материалов, содержащая в основном UO_2 , ZrO_2 , FeO_x , Cr_2O_3 , также вызывает эрозию огнеупоров [6, 7]. На границе бетонного покрытия и огнеупора возможно сравнительно низкотемпературное плавление, вызывающее эрозию огнеупора. Эти данные с учетом того, что с ростом температуры до 2500 К скорость эрозии должна возрасти, свидетельствуют о том, что контакт оксидов с огнеупорным слоем в зоне действия эффекта металлического ножа будет представлять серьезную опасность для целостности огнеупорного слоя и всего тигля.

Недопустимо длительный контакт огнеупора с расплавом возможен также при нарушении расчетного режима истечения расплава из тигля ($300\text{—}400 \text{ т}$ за $30\text{—}60 \text{ с}$ [8]) в случае, например, закупоривания отверстия на дне отсека нерасплавившимися крупными частями активной зоны. В этом случае будет также нарушен расчетный режим растекания расплава в следующем отсеке.

В настоящее время происходит накопление опыта проектирования ловушек и достоверных данных о происходящих процессах, в частности, в ловушках с огнеупорными покрытиями. Описанные в настоящей статье эксперименты были выполнены в целях изучения плавления, пропитки и растворения диоксидциркониевых огнеупоров при взаимодействии с оксидами железа применительно к условиям в зоне действия эффекта металлического ножа в тигельном отсеке ловушки EPR.

Исследования проводили с диоксидциркониевой керамикой разной плотности с двумя типами стабилизирующих оксидов ($15,5\% \text{ Y}_2\text{O}_3$ или $6\% \text{ CaO}$), с термообработанным и нетермообработанным диоксидциркониевым бетоном: бетоном гидратационного твердения и шликерным с двумя видами вяжущего — моноалюминатом бария

[9] и диоксидциркониевой вяжущей суспензией, которая на 80% состоит из ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 , 15% H_2O и 5% H_3PO_4 плотностью 1,72 г/см³ [10] соответственно. Были также испытаны образцы двух типов бетона с покрытием из этой суспензии толщиной 1—1,5 мм после термообработки. Состав и некоторые свойства огнеупоров представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Состав и некоторые свойства диоксидциркониевых огнеупоров

Образец	Зерновой состав фракций, мм; % по массе			Связка, %	Открытая пористость, %	Термообработка
Керамика $ZrO_2—Y_2O_3$:						
1	2—1; 55	—	< 0,2; 30	Кубический и тетрагональный ZrO_2 по 7,5	16,7	1900 К, 3 ч
2	1,6—0,63; 70	—	—	Кубический ZrO_2 30	18	2023 К, 13 ч
3	—	—	—	Кубический ZrO_2 100	0,2—1,5	1900 К, 3 ч
4	—	—	< 0,2; 100	—	41,9—42,2	1900 К, 3 ч
Керамика $ZrO_2—CaO$						
5	2—0,5; 70	—	—	Кубический и моноклинный ZrO_2 по 15	15,8—16,7	1970 К, 3 ч
Диоксидциркониевый бетон гидратационного твердения						
6	2—0,63; 50	< 0,63; 30	< 0,063; 14	$BaAl_2O_4$ 6	10—14	1470 К, 2 ч
Диоксидциркониевый шликерный бетон						
7	2—0,63; 43	< 0,63; 29	—	Диоксидциркониевая вяжущая суспензия 28	18	1470 К, 2 ч

В образцах типа 1 в исходном состоянии в промежутках между зернами присутствовала стеклофаза на основе оксидов алюминия и кремния. В керамике других составов этой фазы не было. В опытах использовали порошок, состоящий из 55% FeO , 40% Fe_3O_4 , 5% Fe , из которого прессовали таблетки. Таблетки помещали на верхнюю плоскую поверхность образца. Эксперименты проводили в вакуумной печи с вольфрамовым нагревателем в атмосфере аргона при 1870, 1940 и 2270 К с изотермической выдержкой 120, 45 и 30 мин соответственно. Температуру в печи измеряли вольфрам-рениевой термопарой. Скорость нагрева и охлаждения образцов в печи составляла 17 град/мин.

Отношение исходной массы FeO_x к массе огнеупора составляло $K = 1/100$, $1/50$, $1/30$ (масса образцов 30—50 г) и $K = 1/50—1/4$ (масса образцов 100—500 г). Изменение массы образцов после испытаний позволяло судить о степени удержания огнеупорами расплава оксидов железа.

Распределение расплава оксидов железа и его состав по глубине образцов, а также структуру материала образцов после испытаний изучали методами оптической и электронной микроскопии, рентгенофазового и рентгеноспектрального анализов.

При взаимодействии огнеупоров с расплавом оксидов железа происходит пропитка огнеупоров расплавом, растворение ZrO_2 в FeO_x , химическое взаимодействие FeO_x с компонентами огнеупора.

Зависимость глубины пропитки огнеупора от его пористости определяли при 2273 К и выдержке 30 мин на образцах приблизительно одинакового размера толщиной 20—30 мм и отношении массы оксидов к массе огнеупора 1/50. Результаты опытов представлены в табл. 2. С ростом пористости глубина пропитки керамики растет. Глубина пропитки образцов диоксидциркониевого бетона гидратационного твердения больше, чем керамики с такой же пористостью, что, очевидно, связано с удалением кристаллизационной воды из бетона и появлением в нем сквозных добавочных пор.

Т а б л и ц а 2. Глубина пропитки огнеупора

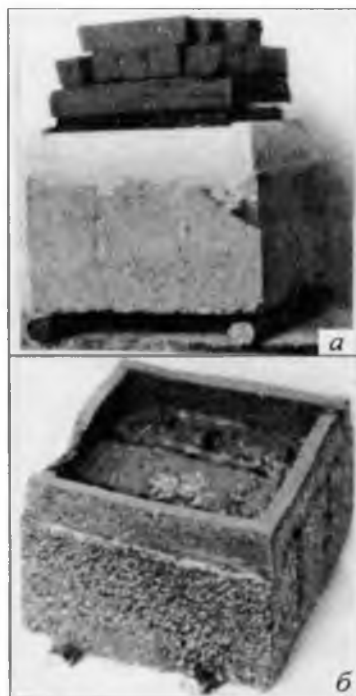
Образец	Пористость, %	Глубина пропитки, мм
Керамика:		
3	0,2—1,5	3—4
1, 2, 5	15,8—18	9—12
4	42	14
Бетон гидратационного твердения 6	12	20

Дополнительные эксперименты с образцами керамики ZrO_2 —CaO разной высоты и одинакового поперечного сечения показали, что относительная глубина пропитки h/H , где h — высота пропитанной зоны, H — высота образца, одинакова для разных образцов, что свидетельствует о малом влиянии масштабного фактора на процессы пропитки при отношении $K \leq 1/50$.

Шликерный бетон ведет себя иначе, чем бетон гидратационного твердения. Пропитка шликерного бетона сопоставима с пропиткой зернистой керамики. По-видимому, это связано с меньшим количеством испаряемого компонента, в данном случае фосфатов циркония. Покрытие бетонов диоксидциркониевой вяжущей суспензией не приводит к изменению глубины пропитки.

В случае полного заполнения пор расплавом отношение исходной массы FeO_x к массе огнеупора K и пористость Π ($\Pi = V_n / (V_o + V_n)$, где V_n — объем пор, V_o — объем материала огнеупора) связаны соотношением $K = \rho_p \Pi / (\rho_o(1 - \Pi))$, где ρ_p — плотность расплава; ρ_o — истинная плотность огнеупора. Плотность FeO в жидкой фазе при 1673 К составляет 4,55 г/см³ [11] и снижается примерно на 0,2 г/см³ при нагреве на 100 К [12], т.е. при 2273 К она составит ~ 3,4 г/см³. Истинная плотность керамики ZrO_2 — Y_2O_3 при 2273 К с учетом теплового расширения составит ~ 5,3 г/см³. Отношение исходной массы FeO_x к массе огнеупора при полном заполнении пор керамики будет равно 0,122 ($\Pi = 16\%$) и 0,141 ($\Pi = 18\%$).

Опыты с керамикой ($\Pi = 16$ —18%) при 2273 К (см. рисунок) показали, что расплав оксидов железа удерживается в керамике при $K \leq 1/7$ (~ 0,143), т.е. до полного заполнения пор. В случае бетона гидратационного твердения расплав удерживается в бетоне при 1870 К и



Образец керамики до (а) и после (б) взаимодействия с расплавом оксидов железа

$K \leq 1/20$ (выдержка 1 ч). Оценки показывают, что полному заполнению пор соответствуют $K = 0,087—0,127$, т.е. при пропитке бетона часть порового пространства остается незаполненной. При $K = 1/4,5—1/4$ расплав оксидов частично покидает образцы.

На поверхности всех образцов огнеупоров, кроме высокоплотной керамики, в месте контакта с FeO_x обнаружены следы эрозии, по форме совпадающие с формой таблеток. Максимальная глубина эрозии составляла 0,1—7 мм для $K = 1/50—1/4$ (масса FeO_x 0,4—100 г). По-видимому, следы эрозии объясняются плавлением на границе таблетка—огнеупор. Известно, что FeO , входящий в состав таблетки, образует с диоксидом циркония эвтектику при 1603 К [13]. В дополнительных опытах при 1620 К, т.е. при температуре, заведомо меньшей температуры плавления FeO (~ 1700 К), также были обнаружены следы эрозии правильной формы. Вероятно, процесс поверхностной эрозии начинается примерно при 1600 К, продолжается при переходе FeO_x в жидкую фазу и заканчивается, когда весь расплав проникает в керамику и его концентрация на поверхности резко уменьшается. Правильная форма следов эрозии позволяет предположить, что в данных опытах эрозия огнеупоров происходила в основном при нагреве до 1700 К и при дальнейшем нагреве расплава была малой. В эксперименте при интенсивности повышения температуры 17 К/мин эрозия происходит за 6 мин, т.е. составляет 0,02—1,2 мм/мин и зависит как от типа подложки (керамика, бетон), так и от количества FeO_x .

Образовавшийся расплав распределяется по всему образцу огнеупора, заполняя щелевидные поры между зёрнами диоксида циркония и инициируя процессы рекристаллизации дисперсной фракции, растворения—осаждения (округленные грани зёрен ZrO_2), коалесценции и сфероидизации пор. Количество FeO_x , обнаруживаемое в образцах после экспериментов, составляет, как правило, 12—26 %, количество металлического железа может достигать 4—5 %. С увеличением отношения массы оксидов железа к массе огнеупора интенсивность этих процессов возрастает.

Химическое взаимодействие расплава FeO_x с твердым раствором на основе диоксида циркония приводит к обеднению последнего стабилизирующим оксидом CaO . После окончания экспериментов в материале обнаружен моноклинный ZrO_2 и ферриты кальция CaFeO_2 , CaFe_4O_7 . Интенсивность взаимодействия определяется количеством расплава, поступившего в огнеупор. Так, при $K = 1/7$ количество моноклинного ZrO_2 в разных частях образца не превышает 3 %. При $K = 1/4$ в нижней части огнеупора количество моноклинного ZrO_2 достигает 16 %. Наличие следов примесей кремния и алюминия в керамике 1 и шликерном бетоне приводит к синтезу $\text{Fe}_3\text{Al}_2(\text{SiO}_4)_3$, Fe_2SiO_4 , $\text{Fe}_7\text{SiO}_{10}$.

Несмотря на существенную трансформацию структуры керамики, каркас из диоксида циркония сохраняется, т.е. радикальной деструкции материала образцов не происходит. Образцы керамики $\text{ZrO}_2—\text{CaO}$ при всех условиях испытаний не деформировались.

Как показал рентгенофазовый анализ, в бетоне гидратационного твердения во всех опытах FeO_x с вяжущим BaAl_2O_4 не взаимодействует. Однако при $K = 1/7, 1/4$ верхние слои образцов бетона обедняются BaAl_2O_4 . Аллюминат бария перемещается вместе с расплавом FeO_x в нижние слои образцов. Не исключено, что в этих условиях существовала жидкая фаза системы $\text{BaAl}_2\text{O}_4—\text{FeO}—\text{ZrO}_2$. Эти процессы приводят к разрушению каркаса бетона и, как следствие, к потере им механической прочности и деформации образцов. При 1870 К, выдержке 1 ч и $K = 1/7, 1/4$ относительная деформация образцов достигала 7 %.

Основные результаты экспериментов: 1. Глубина пропитки исследованных огнеупоров уменьшается с повышением плотности материалов. Глубина пропитки бетона гидратационного твердения больше, чем керамики и шликерного бетона той же пористости.

2. В месте контакта огнеупоров со смесью оксидов железа начиная с 1600 К в среде аргона происходит эрозия поверхности огнеупоров. Скорость эрозии изменяется от 0,02 до 1,2 мм/мин.

3. При изотермическом нагреве (2270 К, в аргоне) диоксидциркониевая керамика пористостью 16% поглощает и удерживает без заметного изменения структуры расплав оксидов железа в количестве, равном 1/7 массы керамики. Для бетона гидратационного твердения это условие реализуется при более низкой температуре 1870 К. При этом бетон теряет прочность, происходит деструкция и значительная деформация образцов.

Поведение огнеупора в тигельном отсеке ловушки EPR. Скорость движения фронта плавления бетонного покрытия в зоне действия эффекта металлического ножа составит $v \sim 0,1$ см/с [3]. Режим плавления можно считать квазистационарным [14]. При этом толщина прогретого слоя бетона $l \sim a_1/v = 0,05$ см, где $a_1 \approx 5 \cdot 10^{-3}$ см²/с — температуропроводность бетона, будет малой. Это позволяет пренебречь предварительным прогревом огнеупора за время плавления бетонного покрытия и плавлением на границе бетонное покрытие—огнеупор.

За время действия эффекта металлического ножа (~ 3700 с, $T = 2500$ К) глубина прогрева огнеупора составит $h \sim 4$ см ($h \sim \sqrt{a_2 t}$, где $a_2 \approx 6 \cdot 10^{-3}$ см²/с — коэффициент температуропроводности диоксида циркония), средняя скорость прогрева $\sim 10^{-2}$ мм/с.

Скорость пропитки диоксидциркониевой керамики пористостью 16% расплавом FeO_x при 2270 К составляет ≈ 1 мм/с [15], т.е. значительно выше скорости прогрева. Это означает, что фронт пропитки совпадает с изотермой, соответствующей температуре ликвидуса оксидного расплава, и перемещается вместе с ней.

Общую толщину слоя пропитки можно оценить, воспользовавшись решением задачи о распределении температуры $T(x, t)$ в полубесконечной среде [16] (коэффициенты температуропроводности диоксидциркониевого огнеупора и следующего за ним строительного бетона приблизительно одинаковы) с начальным и граничным условиями $T(x, 0) = T_0$, $T(0, t) = T_{\max}$:

$$T(x, t) = T_{\max} \left[1 - \frac{T_{\max} - T_0}{T_{\max}} \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{a_2 t}} \right) \right].$$

Полагая начальную температуру стенки равной $T_0 = 300$ К, температуру на внутренней поверхности огнеупорной стенки $T_{\max} = 2500$ К и температуру ликвидуса оксидного расплава $T(x_n, \tau) = 1600$ К, где x_n — толщина слоя пропитки; $\tau = 3700$ с — время пропитки, и используя функцию ошибок [17], получим $x_n \approx 4$ см.

В проекте ловушки не указывается, какой тип огнеупора будет использован в тигельном отсеке — керамика или бетон. Как показали эксперименты, использование бетона может привести к потере механической прочности и деформации пропитанного слоя, что может вызвать его обрушение. Структура керамики, пропитанной расплавом FeO_x , меняется мало. Это позволяет предположить, что ее механические свойства изменятся незначительно.

Помимо пропитки огнеупора расплавами оксидов бетонного покрытия и реакторных материалов, в зоне действия эффекта металлического ножа будет происходить растворение огнеупора в этих расплавах. Для оценки толщины растворенного слоя воспользуемся результатами измерения скорости эрозии диоксидциркониевого бетона гидратационного твердения под воздействием имитатора расплава реакторных материалов, содержащего UO_2 , ZrO_2 , FeO_x , NiO , при разной температуре, концентрации FeO_x и ZrO_2 [7].

Взаимодействию расплава оксидов бетонного покрытия с огнеупором будут соответствовать эксперименты [7] при высокой температуре — до 2473 К с концентрацией FeO в расплаве 24%, с малой концентрацией ZrO_2 в расплаве. При таких условиях скорость эрозии диоксидциркониевого бетона составляла 2,2—3 мм/мин. Скорость эрозии такого бетона под воздействием расплава FeO_x достигала 6,7 мм/мин [5]. Эти данные позволяют оценить эрозию огнеупорного бетона за время действия эффекта металлического ножа (3700 с), вызванную расплавом оксидов бетонного покрытия, — она составит ≥ 135 —190 мм. Эрозия огнеупорного бетона, вызванная оксидным расплавом реакторных материалов, будет зависеть от состава расплава и не превысит 190 мм. Эрозия плотной диоксидциркониевой керамики под воздействием такого расплава составит 12 мм [6]. Толщина огнеупора в тигельном отсеке будет равна 200 мм [3], что соизмеримо с возможной эрозией огнеупорного бетона.

Таким образом, взаимодействие расплава оксидов с огнеупором в зоне действия эффекта металлического ножа в тигельном отсеке ловушки будет представлять серьезную опасность и может привести к разрушению огнеупорного слоя, в особенности если он будет выполнен из диоксидциркониевого бетона гидратационного твердения.

Работа выполнена по проекту 1974 МНТЦ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидоров А.С., Недорезов А.Б., Рогов М.Ф. и др. Устройство локализации расплава Тяньванской АЭС. Конструкция и функционирование. — В кн.: Сб. материалов научно-практического семинара «Вопросы безопасности АЭС с ВВЭР». С.-Петербург, 12—14 сентября 2000 г.
2. Fischer M. Main features of the EPR melt retention concept. — In: Proc. of the OECD Workshop on Ex-Vessel Debris Coolability, Karlsruhe, 15—18 Nov. 1999, p. 508—517.
3. Nie M. Application of sacrificial concrete for the retention and conditioning of molten corium in the EPR core melt retention concept. — Ibid., p. 527—534.
4. Hellmann S., Funke F., Lansmann V. e.a. Physico-chemical and material aspects of the core melt retention concept of the EPR. — Ibid., p. 449—462.
5. Минеев В.Н., Боровкова Л.Б., Акопов Ф.А. и др. Внешняя ловушка из керамики и бетона на основе диоксида циркония. — Атомная энергия, 1998, т. 85, вып. 2, с. 119—125.
6. Слабкий В.Д., Траптеуев О.М., Хрулев А.А. и др. Взаимодействие расплава активной зоны реактора с керамикой разной пористости из диоксида циркония. — Там же, 2000, т. 88, вып. 4, с. 266—271.
7. Bechta S.V., Khabensky V.B., Krushinov L.V. e.a. Corium melt-zirconia concrete interaction: oxide melt tests. — In: Proc. of the OECD Workshop on Ex-Vessel Debris Coolability, Karlsruhe, 15—18 Nov. 1999, p. 422—431.
8. Konovalikhin M.J., Dinh T.N., Nourgaliev R.R. e.a. The scaling model of core melt spreading: validation, refinement and reactor applications. — Ibid., p. 246—258.
9. Боровкова Л.Б., Бородин Т.И., Вальяно Г.Е. и др. Совершенствование состава и исследование характеристик модифицированного диоксидциркониевого бетона гидратационного твердения для высокотемпературной футеровки. — Огнеупоры, 1991, № 3, с. 811.
10. Немец И.И., Бельмаз Н.О., Семькина Л.И. и др. Шихта для изготовления безобжиговых изделий высшей огнеупорности. А.с. 1766881. — Открытия. Изобретения, 1991, № 39, с. 91.
11. Атлас шлаков. Справ. изд. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1985. 208 с.
12. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. М.: Металлургия, 1987.
13. Торопов Н.А., Барзаковский В.П., Лапин В.В. и др. Диаграммы состояния силикатных систем. Справочник. Л.: Наука, 1969.
14. Арутюнян Р.В., Большов Л.А., Васильев А.Д. и др. Интегральная модель тяжелой аварии на АЭС с защитной оболочкой. — Атомная энергия, 1991, т. 71, вып. 1, с. 8—13.
15. Акопов Ф.А., Акопан А.А., Барыкин Б.М. и др. Поведение диоксидциркониевой керамики в условиях работы внешней ловушки. — Там же, 1999, т. 87, вып. 1, с. 48—53.
16. Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. М.: Наука, 1977.
17. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике М.: Наука, 1977.