

3. Павлов С.В., Сухих А.В., Сагалов С.С. Вихревые методы контроля в реакторном материаловедении. Димитровград, ОАО «ГНЦ НИИАР», 2010.
4. Перехожев В.И., Синельников Л.П., Тимохин А.Н. и др. Равномерная и «нодульная» коррозия сплавов циркония в условиях эксплуатации. — Металловедение и термическая обработка металлов, 2003, № 10, с. 26—31.
5. Светухин В.В., Новоселов А.Е., Кобылянский Г.П. и др. Моделирование кинетики коррозии циркониевых оболочек твэлов реактора ВВЭР-1000. — В сб.: Моделирование поведения под облучением реакторных материалов. Ульяновск, УлГУ, 2007.
6. Петухов Б.С., Генин Л.Г., Ковалев С.А. Теплообмен в ядерных энергетических установках. М.: Энергоатомиздат, 1986.
7. Архипов В.В., Ермаков В.А. Радиоллиз теплоносителя на АЭС с РБМК и условия применения водородного водно-химического режима. — В сб.: Межд. научно-техн. сов. «Водно-химический режим АЭС». Смоленская АЭС, 13—17 октября 2003 г. М., 2005, с. 312—329.
8. Загребяев А.М., Костанбаев С.В., Овсянникова Н.В. и др. Контроль расхода в технологическом канале РБМК на основе информации об активности теплоносителя. — Атомная энергия, 2010, т. 108, вып. 2, с. 82—86.
9. Alexeev N., Behrens D., Davydova G. e.a. The Monte Carlo codes MCNP and MCU for RBMK criticality calculations. — Nucl. Engng Des., 1998, v. 183, p. 287—302.
10. Гольцев А.О., Давыдова Г.Б., Давиденко В.Д. Влияние депрессии потока нейтронов в ячейке РБМК на величину максимальной и средней температуры топлива. — Изв. Томского политехнического ун-та, 2009, т. 134, № 4, с. 5—7.
11. Кириллов П.Л., Юрьев Ю.С., Бобков В.П. Справочник по теплогидравлическим расчетам (ядерные реакторы, теплообменники, парогенераторы). М.: Энергоатомиздат, 1990.
12. Лысиков Б.В., Прозоров В.К. Термометрия и расходомерия ядерных реакторов. М.: Энергоатомиздат, 1985.

Поступила в Редакцию 14.03.17

УДК 621.039.53

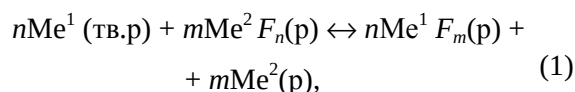
КОРРОЗИОННАЯ И МЕХАНИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В ЖИДКОСОЛЕВЫХ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРАХ

Суренков А.И., Игнатъев В.В., Абакин С.С., Конаков С.А., Углов В.С.
(НИИ «Курчатовский ин-т», г. Москва)

Конструкционным материалом жидкосолевого ядерного реактора MSRE (США) был сплав на основе никеля хастеллой-н. Реакторными испытаниями были установлены его охрупчивание под действием гелия, образующегося из $^{10}\text{В}$ и никеля по ядерным реакциям, и диффузия продукта деления теллура в сплав по границам зерен, вызывающая межкристаллитную коррозию. Разработка новых проектов жидкосолевого ядерных реакторов с активной зоной полостного типа потребовала создания сплавов повышенной жаростойкости, радиационной и коррозионно-механической стойкости для работы при температуре до 750 °С [1]. Состав таких сплавов приведен в табл. 1.

Коррозия конструкционных материалов и контроль окислительно-восстановительного состояния расплавов солей фторидов металлов. Фториды металлов жидкосолевого композиций образуют более прочные соединения, чем фториды металлов, входящих в конструкционные сплавы. По убыванию энергии образования фторидов металлы располагаются в ряд $\text{Li} > \text{Na} > \text{K} > \text{Be} > \text{Th} > \text{U}^{3+} > \text{Zr} > \text{U}^{4+} > \text{Al} >$

$\text{V} > \text{Ti} > \text{Mn} > \text{Cr} > \text{Nb} > \text{Fe} > \text{Co} > \text{Ni} > \text{Mo} > \text{W}$ [1, 2]. Поэтому образующие расплав фториды не вступают в реакцию окисления металлов, содержащихся в конструкционном сплаве. Если в солевом расплаве есть примеси VF_2 , TiF_2 , CrF_2 , FeF_2 , NiF_2 , HF , протекают реакции типа

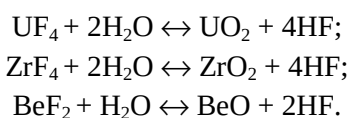


где $\text{Me}^1(\text{тв.р})$ — металлы, входящие в конструкционный сплав; $\text{Me}^2(\text{р})$ — металл, фторид которого присутствует в расплаве как примесь; n , m — число молекул фторидов металлов или атомов металлов и фтора, участвующих в реакции; $\text{Me}^2\text{F}_n(\text{р})$, $\text{Me}^1\text{F}_m(\text{р})$ — фториды металлов. Для некоторых металлов, входящих в сплав в качестве легирующей добавки (Al , Ti , V , Nb), термодинамическая активность в никелевых сплавах или растворимость их фторидов низкая. Поэтому, несмотря на большое сродство указанных металлов к фтору, реакция (1) с их участием почти не протекает, реализуются реакции восстановления фторидов железа, никеля и фтористого водорода хромом, обладающим высо-

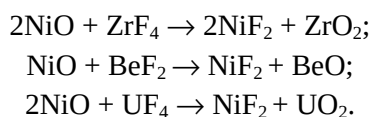
Т а б л и ц а 1. Химический состав никелевых сплавов

Элемент	Хастеллой-н (INOR-8, США)	Хастеллой-нм (США)	Хастеллой-н ¹ (UNS10003, США)	MONICR (Чехия)	ХН80-МТ (РФ)	ХН80М-ВИ (РФ)	ХН80-МТЮ, (ЭК-50, РФ)	ХН80-МТВ (РФ)	ЕМ-721 (Франция)
Cr	7,52	6—8	7	6,85	7,02	7,61	6,81	7	5,7
Mo	16,28	11—13	16	15,8	12,1	12,2	13,2	9,35	0,07
Ti	0,26	—	Ti+Al	0,026	1,72	0,001	0,93	1,68	0,13
Al	0,26	—	≤0,5	0,02	—	0,038	1,12	—	0,08
Fe	3,97	0,1	≤4	2,27	<0,33	0,28	0,15	<0,33	<0,05
Mn	0,52	0,15—0,25	≤0,8	0,037	<0,1	0,22	0,013	<0,1	0,086
Nb	—	1—2	—	<0,01	—	1,48	0,01	—	—
Si	0,5	0,1	≤1	0,13	<0,05	0,04	0,04	<0,05	0,065
W	0,06	—	≤0,5	0,16	—	0,21	0,072	5,5	25,2
Cu	0,02	—	≤0,35	0,016	<0,01	0,12	0,02	<0,1	—
Zr	—	—	—	0,075	—	—	—	—	—
B	<0,01	0,001	—	<0,003	<0,001	0,008	0,003	<0,0005	<0,0005
S	0,004	0,01	—	0,003	<0,001	0,002	0,001	<0,001	<0,0002
P	0,007	0,01	—	0,003	<0,001	0,002	0,002	<0,002	<0,005
C	0,05	0,05	≤0,06	0,014	0,04	0,02	0,025	<0,0035	<0,002

кой активностью в сплавах. Фтористый водород и кислород образуются в расплаве при взаимодействии компонентов фторидных расплавов с примесями паров воды:

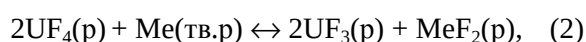


При наличии оксидов на внутренних поверхностях конструкций топливного и промежуточного контуров жидкосолевого реактора (оксидных пленок железа, никеля, молибдена, образующихся после сварки и отжига металлоконструкций) будут протекать реакции с образованием продуктов, окисляющих хром и железо в сплаве:



Эффективные методы очистки расплавов солей фторидов металлов от примесей воды и сопутствующего ей кислорода (гидрофторирование), а также от примесей фторидов металлов (восстановление водородом, бериллием или электролизом) для снижения коррозии материалов были разработаны и реализованы в ORNL (США) [3—5], затем в НИЦ «Курчатовский институт» [2, 6—9].

В расплаве, содержащем тетрафторид урана, коррозия сплавов протекает по реакции



где хром является более уязвимым, чем Fe, Ni или Mo.

Реакция (2) обратимая, поэтому в топливном контуре с постоянным температурным градиентом хром из горячей зоны будет переноситься и осаждаться в холодной зоне, образуя механизм непрерывной коррозии. Иницирующим фактором массопереноса является изменение константы равновесия реакции хрома с UF_4 с температурой, которая возрастает с ее повышением в экспоненциальной зависимости. Константа равновесия определяется соотношением

$$K_p = (X_{\text{UF}_3}/X_{\text{UF}_4})^2 (X_{\text{CrF}_2}/A_{\text{Cr}}), \quad (3)$$

где X_i — молярная концентрация компонентов; A_{Cr} — диффузионная активность хрома в твердом растворе сплава.

Скорость селективной коррозии хрома контролируется двумя кинетическими параметрами: скоростью диффузии в твердом сплаве к поверхности (коэффициент диффузии хрома в твердом сплаве) и массоотдачей с поверхности в поток солевого расплава (коэффициент массоотдачи) [3]. По соотношению (3) концентрация CrF_2 в расплаве (X_{CrF_2}) солей фторидов металлов

возрастает пропорционально квадрату отношения концентрации урана UF_4/UF_3 . Изменяя отношение UF_4/UF_3 в сторону уменьшения, можно минимизировать скорость коррозии сплава и таким образом управлять ею. Снижением диффузионной активности хрома в твердом сплаве путем ввода отдельных легирующих добавок также усиливается коррозионная стойкость сплава.

Результаты исследований коррозионных процессов приведены в табл. 2—4. Оценки скорости селективной коррозии хрома сплава хастеллой-н в топливной соли разного состава по диффузионно-кинетической модели [3] согласуются с полученными в петлевых неизотермических испытаниях на установках CL-16, NCL-21A, FCL-2b и Te3 (см. табл. 2, 3). Однако скорость коррозии сплава хастеллой-н в MSRE была в 5 раз выше расчетной, так как

реактор длительное время работал при высоком окислительно-восстановительном потенциале ($UF_4/UF_3 \sim 200—1000$) и, как показал химический анализ, не только хром, но и железо окислялось [5]. Повышенная скорость коррозии в MSRE обусловлена окислением сплава свободным фтором, образующимся при делении UF_4 , значительное количество которого оставалось в топливной соли после ее обработки восстановителем — металлическим бериллием. Тем не менее скорость равномерной коррозии 8 мкм/год сплава хастеллой-н в MSRE оставалась на приемлемом уровне.

Скорость коррозии хромосодержащих никелевых сплавов пропорциональна концентрации хрома. Поэтому содержание хрома в сплавах должно быть ограничено. Скорость разрушения коррозионно-стойкой стали была более чем в 10 раз выше, чем сплава хастеллой-н, так

Таблица 2. Коррозионные испытания в ORNL (США)

Петля	Материал	Состав расплава, мол. %	Условия испытаний				$T_{\text{сплава}}, ^\circ\text{C}$	Скорость коррозии, мкм/год
			Режим циркуляции	$T_{\text{max}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta T_{\text{max}}, ^\circ\text{C}$	τ , ч		
NCL-1258	Сталь S-304L	70LiF—23BeF ₂ —5ZrF ₄ —1UF ₄	Естественная конвекция	688	100	6100	688	53
						79 400	688	26
NCL-22	Сталь S-316	71,7LiF—16BeF ₂ —12UF ₄ —0,3ThF ₄		650	110	4298	650	23
NCL-16	Хастеллой-н	66,5LiF—34BeF ₂ —0,5UF ₄	Естественная конвекция, $v = 2,5$ см/с	704	170	28 000	660	1(1*)
	Хастеллой-н с Ti ≤ 0,5						675	0,5
							700	0,9
MSRE	Хастеллой-н	65LiF—29,1BeF ₂ —5,0ZrF ₄ —0,9UF ₄	Топливный контур реактора	654	22	21 800	654	8(1,6*)
		66LiF—34BeF ₂	Контур охлаждения	580	35	26 100	580	0
NCL-15A	Хастеллой-н	73LiF—2BeF ₂ —5ThF ₄	Естественная конвекция, $v = 0,7$ см/с	677	55	35 400	677	1,5
NCL-21A	Хастеллой-н	71,7LiF—6BeF ₂ —12ThF ₄ —0,3UF ₄		704	138	10 009	704	3,5(3,1*)
	Хастеллой-н с 1%Nb	UF ₄ /UF ₃ ~ 10 ⁴				1004	704	3,7
NCL-23	Инконель-601	71,7LiF—16BeF ₂ —12ThF ₄ —0,3UF ₄	Принудительная конвекция, $v = 2,5—5$ м/с	704	138	721	704	≥34
		UF ₄ /UF ₃ ~ 40						
NCL-24	Хастеллой-н с 3,4%Nb	68LiF—20BeF—11,7ThF—0,3UF ₄		704	138	1500	704	2,5
FCL-2b	Хастеллой-н	71,7LiF—16BeF ₂ —12ThF ₄ —0,3UF ₄	Принудительная конвекция, $v = 2,5—5$ м/с	704	138	4309	704	2,6(2,5*)
	Хастеллой-н с 1%Nb	UF ₄ /UF ₃ ~ 100				2242	704	0,4
FCL-2	Хастеллой-н	92NaBF ₄ —8NaF	$v = 2,3$ м/с	620	170	5100	620	12
			$v = 6,2$ м/с			5100	620	16

*Расчет по диффузионно-кинетической модели.

Таблица 3. Коррозионные испытания в НИЦ «Курчатовский институт»

Стенд	Состав расплава, мол. %	Материал	$T_{\max}$, °C	ΔT , °C	τ , ч	Скорость коррозии, мкм/год
Солярис	46,5LiF—11,5NaF—42KF	12X18H10T XH80MT	620	20	3500	250 22
C1	92NaBF ₄ —8NaF	12X18H10T	630	100	1000	250
C2		ЭП-164				50
C3		XH80MT				12
F1	71,7LiF—16BeF ₂ —12ThF ₄ —0,3UF ₄ +Te	XH80MT	750	70	1000	3
F2		XH80MTЮ	750	70	1000	6
M1	66LiF—34BeF ₂ + UF ₄	12X18H10T	630	100	500	20
KURS-2	66LiF—34BeF ₂ + UF ₄	12X18H10T	750	250	750	25
NCL-1**	15LiF—58NaF—27BeF ₂ + PuF ₃	XH80M-БИ	700	100	1600	5
		XH80MTЮ				5
		MONICR				19
Te1	15LiF—58NaF—27BeF ₂ + Cr ₃ Te ₄	XH80M-БИ	700	10	400	3
		XH80MTЮ				3
		MONICR				15
Te2	75LiF—5BeF ₂ —20ThF ₄ + (0,27—2,1)UF ₄ + Cr ₃ Te ₄ Среднее значение UF ₄ /UF ₃ ~ 5	XH80M-БИ	730	40	250	29
		XH80MTЮ	735			57
		XH80MTB	735			28
		ЕМ-721	735			10
Te3	73LiF—27BeF ₂ + 2UF ₄ + Te (металл) Среднее значение UF ₄ /UF ₃ ~ 42	Хастеллой-н ¹	760	40	256	21(20*)
		XH80MTЮ				8
		XH80MTB				12
		ЕМ-721				22
	73LiF—27BeF ₂ + 2UF ₄ + Te (металл) Среднее значение UF ₄ /UF ₃ ~ 85	Хастеллой-н ¹	800	40	248	45(56*)
		XH80MTЮ	780			52
		XH80MTB	800			63
		ЕМ-721	800			55

*Расчет по диффузионно-кинетической модели.

**Испытания в петле NCL-1 в РФЯЦ — ВНИИТФ [8].

как, кроме хрома, в ней содержится железо, которое по степени окисления стоит на втором месте. По коррозионным испытаниям ORNL [4] и НИЦ «Курчатовский институт» [2] интенсивность коррозии сильно зависит от состава легирующих добавок (см. табл. 2, 3). По коррозионно-механической стойкости применение нержавеющей стали в жидкосолевым ядерном реакторе ограничено рабочей температурой 650 °C, ресурс определяется составом стали и солевого расплава.

Теллуровая межкристаллитная коррозия никелевых сплавов. В MSRE сплав хастеллой-н подвергался теллуровому и радиационному охрупчиванию и поэтому был модифицирован (см. табл. 1). Уменьшение концентрации молибдена до 12% и кремния до 0,1%, а также

добавка титана до 2% для образования мелко-дисперсных форм карбидов в сплаве привели к хорошему сопротивлению охрупчиванию гелием. Легирование сплава 1—2% по массе ниобием повышало сопротивление теллуровой коррозии. Однако все варианты легирования сплава титаном и ниобием как в отдельности, так и совместно не обеспечивали требуемое сопротивление теллуровому и радиационному охрупчиванию при 700 °C, и в результате предпочтение было отдано сплаву, легированному 1—2% ниобия, максимальная рабочая температура была снижена до 650 °C [10]. Испытания в НИЦ «Курчатовский институт» подтвердили эти выводы. Легирование титаном и ниобием как в отдельности, так и совместно не снимает проблему теллуровой межкристаллитной коррозии.

Т а б л и ц а 4. Механические свойства и данные теллуровой межкристаллитной коррозии никелевых сплавов

Условия коррозионных испытаний				Механические свойства после экспозиции, $T 20\text{ }^{\circ}\text{C}$			Параметры межкристаллитной коррозии	
Состав, % мол., время экспозиции, окислительно-восстановительный потенциал	Сплав	$T_{\text{обр}},\text{ }^{\circ}\text{C}$	Нагрузка, МПа	$\sigma_{\text{в}},\text{ МПа}$	$\sigma_{0,2},\text{ МПа}$	$\delta,\text{ \%}$	глубина трещин, мкм	параметр K (число трещин $\times$ мкм/см)
15LiF—58NaF—27BeF ₂ + Cr ₃ Te ₄ 243 ч $E_p = 1,18\text{ В}$ относительно бериллиевого электрода сравнения	ХН80М-ВИ	700	0	780	400	50	75	690
		700	80	800	370	50	125	1560
	ХН80МТЮ	700	0	820	400	47	37	380
		700	80	815	410	53	75	880
	MONICR	700	0	760	515	53	44	3590
		700	80	Хрупкое разрушение			220	>10 000
	ХН80М-ВИ	735	0				166	3360
		730	25	665	335	43	180	8300
	ХН80МТЮ	735	0				68	1650
		735	25	760	400	45	80	1850
70LiF—6,9BeF ₂ —20ThF ₄ —2,1UF ₄ + Cr ₃ Te ₄ 250 ч $UF_4/UF_3 = 500$	ХН80МТВ	725	25	710	350	40	220	8400
	ЕМ-721	735	25	595	350	28	390	9200
	ХН80М-ВИ	750	20	765	410	36		*
	ХН80МТЮ	750	20	780	410	45 $\pm$ 3		*
	ХН80МТВ	745	20	820	370	48	38	540
		745	0				34	480
	ЕМ-721	750	20	810	370	52		*
	Хастеллой-н ¹	800	0	—	—	—	148	4490
	ХН80МТЮ	800	0	715	270	48	32	670
		780		745	355	56	29	530
70LiF—6,9BeF ₂ —20ThF ₄ —2,1UF ₄ + Cr ₃ Te ₄ 250 ч $UF_4/UF_3 = 100$	ЕМ-721	800	0	700	310	50	286	5830
	ХН80МТВ	780	0	700	270	52	126	5820
	Хастеллой-н ¹	750	0	—	—	—	69	3500
	ХН80МТЮ	750	0	740	340	48		*
	ХН80МТ	730	0	860	380	44		*
	ЕМ-721	750	0	710	340	33	117	3380
	ХН80МТВ	750	0	770	310	48		*
	Хастеллой-н ¹	800	0	—	—	—	148	4490
	ХН80МТЮ	800	0	715	270	48	32	670
		780		745	355	56	29	530
71LiF—27BeF ₂ —2UF ₄ + Te(металл) 248 ч $UF_4/UF_3 = 85$	ЕМ-721	800	0	700	310	50	286	5830
	ХН80МТВ	780	0	700	270	52	126	5820
	Хастеллой-н ¹	750	0	—	—	—	69	3500
	ХН80МТЮ	750	0	740	340	48		*
	ХН80МТ	730	0	860	380	44		*
	ЕМ-721	750	0	710	340	33	117	3380
	ХН80МТВ	750	0	770	310	48		*
	Хастеллой-н ¹	800	0	—	—	—	148	4490
	ХН80МТЮ	800	0	715	270	48	32	670
		780		745	355	56	29	530
71LiF—27BeF ₂ —2UF ₄ + Te(металл) 250 ч $UF_4/UF_3 = 60$	ЕМ-721	800	0	700	310	50	286	5830
	ХН80МТВ	780	0	700	270	52	126	5820
	Хастеллой-н ¹	750	0	—	—	—	69	3500
	ХН80МТЮ	750	0	740	340	48		*
	ХН80МТ	730	0	860	380	44		*
	ЕМ-721	750	0	710	340	33	117	3380
	ХН80МТВ	750	0	770	310	48		*
	Хастеллой-н ¹	800	0	—	—	—	148	4490
	ХН80МТЮ	800	0	715	270	48	32	670
		780		745	355	56	29	530

*Межкристаллитная коррозия не наблюдалась.

Влияние окислительно-восстановительного состояния топливной соли на интенсивность теллуровой межкристаллитной коррозии сплавов на основе никеля было обнаружено в коррозионных испытаниях образцов сплава хастеллой-н в расплаве молярного состава 71,7LiF—16BeF₂—12ThF₄—0,3UF₄, содержащем добавки теллурида хрома [10]. Было установлено, что интенсивность теллурового растрескивания сплава (параметр K — число трещин по длине поверхности, умноженное на их среднюю глубину, мкм) зависит от окислительно-восстановительного состояния расплава, характеризующего урановым отношением UF_4/UF_3 , и имеет

пороговый характер. Поэтому решить проблему теллуровой межкристаллитной коррозии предлагалось поддержанием отношения UF_4/UF_3 ниже 60.

При разработке отечественных сплавов основными задачами были усиление их стойкости к теллуровой межкристаллитной и селективной хромовой коррозии путем комплексного легирования элементами, подавляющими их диффузионную активность в сплаве, и снижения окислительно-восстановительного потенциала расплава. С этой целью были созданы устройства и апробированы методы контроля окислительно-восстановительного потенциала для разных

композиций фторидных солей, содержащих бериллий и уран, а также способы поддержания его на заданном уровне.

В результате исследований в НИЦ «Курчатовский институт» разработан сплав ХН80МТЮ (ЭК-50) с повышенной коррозионно-механической стойкостью к селективной коррозии хрома, теллуrowому и радиационному охрупчиванию (см. табл. 1). По результатам испытаний в идентичных условиях в расплавах фторидных солей с топливными добавками сплавы ХН80МТЮ (ЭК-50), ХН80М-ВИ, ХН80МТВ значительно превосходят хастеллой-н по стойкости к теллуровой межкристаллитной коррозии, сплав ХН80МТЮ имеет наилучшие коррозионно-механические характеристики (см. табл. 3, 4).

Заключение. Конструкционные материалы для топливного и промежуточного контура жидкосолевого ядерного реактора — это специальные никель-молибден-хромовые сплавы с пониженной концентрацией хрома. Окислительно-восстановительный потенциал системы, содержащей расплав солей фторидов металлов, является ключевым параметром в коррозии конструкционных материалов. Химическая коррозия в топливной соли контролируется отношением UF_4/UF_3 . Скорость коррозии возрастает пропорционально квадрату отношения молярной концентрации UF_4 к UF_3 в топливной соли. Понижая это отношение путем ввода восстановителя, например, металлического бериллия, можно минимизировать скорость коррозии.

Результаты испытаний в НИЦ «Курчатовский институт» показали хорошую совместимость никель-молибденовых сплавов с расплавами солей фторидов металлов, содержащими топливные добавки UF_4 и PuF_3 при температуре до 750 °С. Сплав ХН80МТЮ на никелевой основе, легированный титаном и алюминием,

наиболее устойчив к межкристаллитному теллуrowому растрескиванию при испытании с топливной солью $LiF-BeF_2-UF_4$ и $LiF-BeF_2-ThF_4-UF_4$ до 750 °С при окислительно-восстановительном потенциале системы, характеризуемом отношением $UF_4/UF_3 \leq 100$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Serp J., Benes O., Delpech S. e.a. The molten salt reactor in Generation IV: overview and perspectives. — Progress in Nucl. Energy, 2014, v. 77, p. 308—319.
2. Ignatiev V.V., Novikov V.M., Surenkov A.I., Fedulov V.I. The State of the Problem on Materials as Applied to Molten-Salt Reactor: Problems and Ways of Solution: Preprint IAE-5678/11. Moscow, 1993.
3. Evans R., Koger J., De Van J. Corrosion in Polythermal Loop Systems. II. Solid-State Diffusion Mechanism with and without Liquid Film Effects. ORNL-4575, 1971, v. 2.
4. Koger J. Alloy Compatibility with $LiF-BeF_2$ Salts Containing ThF_4 and UF_4 . ORNL-TM-4286, 1972.
5. Grimes W. Chemistry. Pt 3. P. 129—208, Eatherly W., McCoy H., Weir J., Pt 5. Materials Development. P. 211—267. ORNL-4396, 1969.
6. Ignatiev V., Surenkov A., Gnidoi I. e.a. Intergranular tellurium cracking of nickel-based alloys in molten Li, Be, Th, U/F salt mixture. — J. Nucl. Mater., 2013, v. 440, № 1—3, p. 243—249.
7. Ignatiev V.V., Surenkov A.I. Alloys compatibility in molten salt fluorides: Kurchatov institute related experience. — J. Nucl. Mater., 2013, v. 441, № 1—3, p. 592—603.
8. Ignatiev V., Surenkov A., Gnidoi I. e.a. Compatibility of selected Ni-based alloys in molten Li, Na, Be/F salts with PuF_3 and tellurium additions. — Nucl. Technol., 2008, v. 164, № 1, p. 130—142.
9. Игнатьев В.В., Суренков А.И., Гнидой И.П. и др. Экспериментальное исследование теллуровой коррозии никель-молибденовых сплавов в расплаве фторидов лития, бериллия и урана. — Атомная энергия, 2016, т. 120, № 6, с. 326—330.
10. Engel J., Bauman H., Dearing J. e.a. Development Status and Potential Program Development of Proliferation Resistant Molten Salt Reactors. USAEC Rep. ORNL/TM-6415, 1979.

Поступила в Редакцию 7.08.17