

УДК 621.039.542.34

Влияние молибдена на взаимодействие уран-молибденовых сплавов с железом и коррозионно-стойкой сталью

© 2025 г. С. Н. Никитин, Б. А. Тарасов, Д. П. Шорников, А. С. Юрлова

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, 115409, Россия

В работе приводятся результаты изучения взаимодействия уран-молибденовых сплавов с коррозионно-стойкими сталями во вне реакторных диффузионных экспериментах при температурах 700–850 °С. В диффузионной паре U10Mo/Fe13Cr при температуре отжига 700 °С наблюдается твердофазное взаимодействие. Увеличение температуры отжига выше эвтектического превращения в системе U-Fe приводит к смене характера диффузии с объемного на зернограничный. Наблюдается появление жидкой фазы, которая при охлаждении кристаллизуется в эвтектику. Скорость роста слоя взаимодействия для диффузионных пар описывается параболическим законом. Результаты исследования влияния содержания молибдена в сплаве урана на кинетику роста взаимодействия с Fe-Cr показали, что легирование урана молибденом до 17 мас. % приводит к линейному снижению скорости роста всего слоя взаимодействия ($K_{\text{общ}}$) с коррозионно-стойкими сталями, а константа скорости роста слоя взаимодействия в сталь (K_n) экспоненциально снижается с увеличением содержания молибдена при температуре 750 °С, что обусловлено уменьшением коэффициента взаимной диффузии в системе U-Mo с увеличением содержания молибдена. K_n уменьшается в 10 раз, $K_{\text{общ}}$ уменьшается в 30 раз при температуре 750 °С с увеличением содержания Mo от 6 до 17 мас. %. На основе результатов исследования структурно-фазового состояния слоя взаимодействия между сплавами урана и сталями различного состава построены тройные диаграммы состояний сплавов следующих систем: U-Mo-Fe, U-Mo-Fe(Cr), при температурах 750 °С.

Ключевые слова: уран молибденовый сплав, взаимодействие топлива и оболочки, совместимость, коррозионно-стойкие стали, кинетика взаимодействия

Введение

В настоящее время накоплен большой опыт эксплуатации металлического ядерного топлива во всем мире [1, 2]. Сплавы U-Mo исследовались как один из видов металлического топлива для реакторов как на быстрых, так и на тепловых нейтронах [3]. Основными сдерживающими факторами применения данного вида топлива являются относительно сложная технология изготовления, распухание и взаимодействие топлива с оболочкой. Как было показано, решение проблемы распухания возможно за счет равномерного уменьшения плотности ядерного топлива до 75 % от теоретического значения [4]. Оптимальным решением является создание топлива с открытой пористостью методом порошковой металлургии [5].

Проблема совместимости металлического топлива с оболочкой также сдерживает применение металлического топлива в энергетических реакторах. Взаимодействие металлического топлива со стальной оболочкой твэла можно разделить на два этапа: твердофазное и жидкофазное взаимодействие. Распространение металлического топлива от использования в реакторах на быстрых нейтронах сдерживает наличие эвтектики компонентов топлива с элементами оболочки. Наибольшее влияние на процесс

✉ С.Н. Никитин: mephi200809@yandex.ru

Поступила в редакцию: 28.04.2025

После доработки: 26.06.2025

Принята к публикации: 08.07.2025

EDN DPPXQO

взаимодействия оказывает температура. До температуры 620 °С не обнаруживается значимого взаимодействия между топливом и стальной оболочкой [6]. Повышение эксплуатационных характеристик твэла с металлическим топливом требует использования высоколегированных сплавов урана с цирконием или молибденом. Данные по взаимодействию U-Мо топлива со стальными оболочками немногочисленны [7–9]. По сравнению с Zr, Мо имеет более низкий потенциал реакции с Fe. В отличие от слоя взаимодействия Fe с U, в диффузионном слое с U-Zr сплавом, кроме UFe_2 и U_6Fe , образуются дополнительные интерметаллиды с Zr [3]. В работе [7] отмечают ухудшение совместимости со сталью сплавов U-Мо-Pu с увеличением содержания молибдена в них (4–15 мас. %), что более заметно при содержаниях Pu ≥ 19 ат. %. В работе [3] показано, что увеличение содержания молибдена в сплаве U-xMo-19Pu приводит к увеличению температуры образования жидкой фазы. В работе [8] не наблюдается существенной разницы в совместимости сплавов U-4Mo-22Pu и U-15Mo-25Pu с Fe-12Cr при температуре 700 °С.

Данная работа является продолжением работы [10], в которой развиты подходы к изучению совместимости топлива с оболочкой при температурах выше эвтектической температуры. Целью работы является исследование совместимости сплавов U-Мо различного состава со сталями при температурах 700–850 °С.

Методика эксперимента

Сплавы урана с различным содержанием Мо (6, 8, 10, 17 мас. %) выплавляли в дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом МИФИ-9.3. Шихта состояла из высокочистого урана (99.98 %), электролитического Мо. Для исключения окисления сплава рабочая камера заполнялась чистым Ar, перед плавкой переплавляли циркониевый геттер для дополнительной очистки газа, а сплав для гомогенизации переплавляли 3–4 раза, после чего из него отливали прутки диаметром 10 мм. Полученные прутки гомогенизировались в вакуумной печи при температуре 1000 °С в течение 10 ч. Далее прутки разрезали на диски, которые подвергали шлифовке на абразивной бумаге зернистостью 1200 и полировке на алмазных пастах зернистостью 3 и 1 мкм.

Железо и стали системы Fe-Cr готовили путем плавления шихты из металлической стружки в дуговой печи (МИФИ-9.3) в атмосфере очищенного Ar с использованием Zr геттера. Для приготовления сплавов использовались йодидный Cr и карбонильное Fe. Шихту переплавляли несколько раз для улучшения гомогенности слитка. Полученные слитки подвергали гомогенизирующему отжигу в вакууме при температуре 1000 °С в течение суток, после чего проковывали в прутки. Далее цилиндрические образцы механически обрабатывали на токарном станке до 10 мм в диаметре и разрезали на «таблетки» толщиной 3 мм, после этого подвергали шлифовке с последующей полировкой на алмазной пасте зернистостью 3 и 1 мкм. Из полученных «таблеток» отбирали образцы для анализа гомогенности и определения точного состава полученных сплавов.

Для определения кинетики роста слоя взаимодействия и его фазового состава проводили изотермические отжики диффузионных пар, которые изготавливали путем зажима «таблеток» сплавов UMo и Fe13Cr в молибденовой трубочине.

«Таблетки» уранового сплава (УС) и материала оболочки твэла (Ст.) после металлографической подготовки складывали по определенной схеме: Та/УС/Ст./УС/Ст./Та; для предотвращения взаимодействия между разными диффузионными парами использовалась танталовая фольга (Та).

Для проведения диффузионных отжигов использовали кварцевую ампулу, с одного конца заваренную, а с другого – соединенную с вакуумным постом. Для дополнительной очистки Ar в ампулу закладывался геттер из стружки йодидного Zr, после чего в ампулу опускалась диффузионная сборка и ампула герметизировалась. Для более точного регулирования температуры в диффузионной паре внутри ампулы крепится хромель/алюмелевая термопара. Диффузионные отжики проводили в трубчатой печи СУОЛ 0.4.4/12-M2-У4.2 при температурах от 700 до 850 °С, длительность выдержки – от 1 до 15 ч.

После отжигов диффузионные пары разрезали перпендикулярно направлению диффузии на электроискровом станке. Следующим этапом являлась заливка нескольких диффузионных пар в смолу. Полученный образец в дальнейшем подвергали металлографической подготовке (обработке на шлифовальных бумагах зернистостью 800 и 1200 и полировке на алмазных пастах зернистостью 3, 1, 0.5 мкм).

Микроструктуру поверхности образцов исследовали с помощью высокоразрешающего растрового электронного микроскопа JEOL 6610 LV (Япония), определение элементного состава проводилось методом рентгеноспектрального микроанализа при ускоряющем напряжении 15 кВ (ток зонда 5–50 нА) с помощью энергодисперсионного спектрометра Oxford Instruments INCA x-ACT.

В настоящей работе для определения константы скорости роста слоя взаимодействия (K_i) использовался метод измерения толщины слоя взаимодействия по всей длине областей взаимодействия с последующим усреднением и расчетом по формуле 1

$$X_i^2 = 2 \cdot K_i \cdot t, \quad (1)$$

где X – толщина слоя взаимодействия; i – индекс области слоя взаимодействия; K – константа роста слоя взаимодействия; t – время отжига.

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 1 представлено сравнение микроструктур для диффузионных пар U10%Mo/Fe13%Cr, отожженных при разных температурах. В табл. 1 представлены толщины слоев взаимодействия различных диффузионных пар.

При температуре 700 °С наблюдается твердофазное взаимодействие. Весь слой взаимодействия представляет собой послойную структуру, состоящую из трех областей: UFe_2 ($U_{36}Mo_{2-3}Fe_{48-51}Cr_{11-13}$), обогащенный молибденом слой, $U_6Fe + U(14 - 16)Mo$. С ростом температуры выше эвтектического превращения U-Fe наблюдается взаимодействие с образованием жидкой фазы (закристаллизовавшаяся

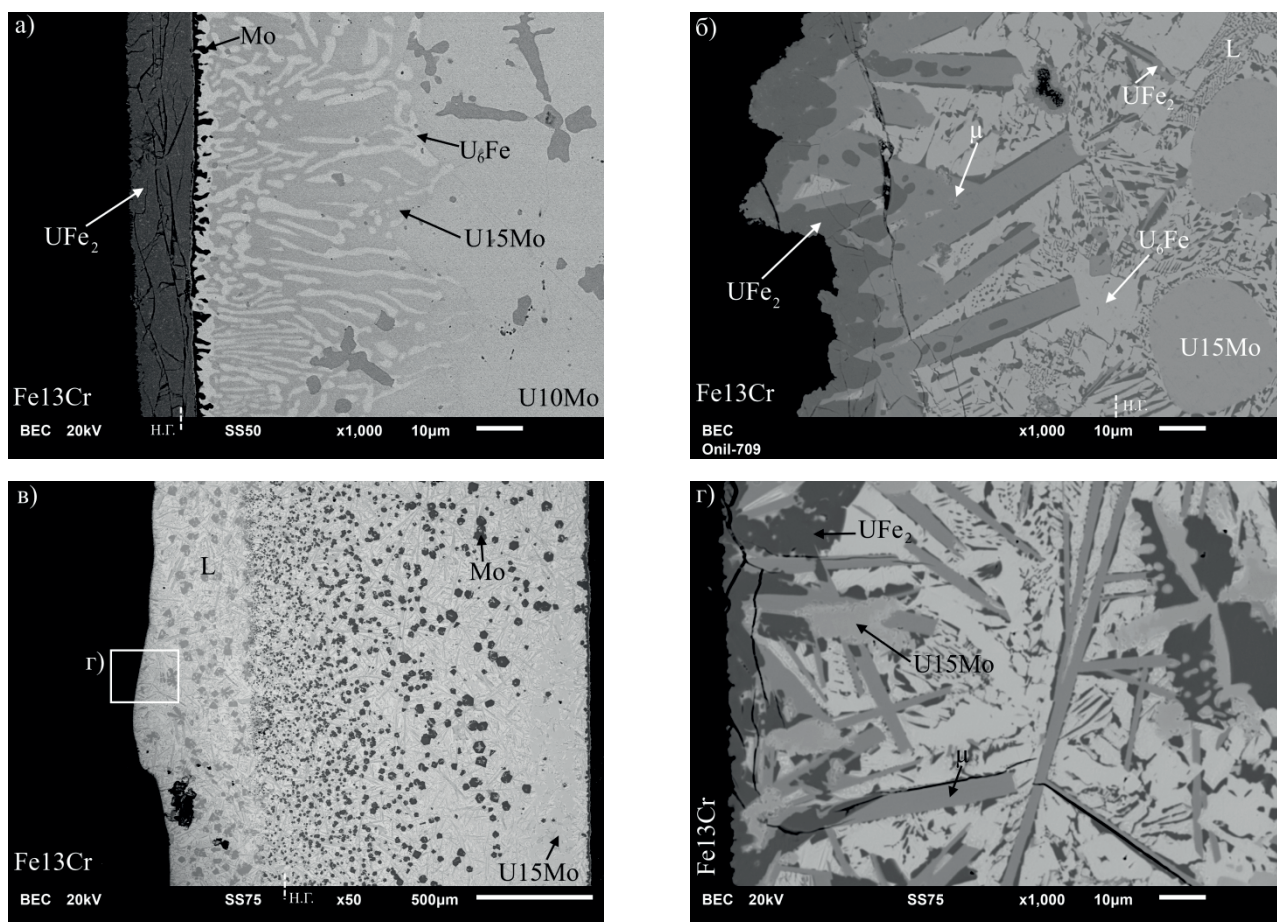


Рис. 1. Сравнение микроструктуры диффузионной пары U10Mo/Fe13Cr при различных температурах: а) 700 °С 14 ч; б) 750 °С 5 ч [10]; в) 850 °С 2 ч; г) 850 °С 2 ч

Таблица 1. Толщина слоя взаимодействия в зависимости от содержания молибдена в UMo сплаве

Диф. пара, мас. %	T , °C	t , ч	$X_{\text{общ}}^*$, мкм	$X_{\text{п}}$, мкм	$K_{\text{общ}}$, 10^{-11} м ² /с	$K_{\text{п}}$, 10^{-11} м ² /с
U6Mo/Fe13Cr	750	4.25	848±73	126±20	2.8±0.3	0.30±0.03
		5.0	1075**±35	445±16		
U8Mo/Fe13Cr		5.0	735±88	117±20	3.1±0.5	0.07±0.03
		5.0+3.0	1505**±100	253±45		
		5.0+3.0+2.0	1673**±156	210±49		
U10Mo/Fe13Cr [10]	700	14.13	65±8	13±3	0.0040±0.0009	0.00014±0.00006
		14.0	63±7	11±2		
	750	5.0	573±50	80±14	2.3±0.3	0.05±0.01
		8.0	1439±96	207±14		
		850	2.0	1857*±105	491±90	24.0±3.0
U17Mo/Fe13Cr	750	5.0	186±14	75±15	0.10±0.01	0.02±0.01
U15Mo/Fe	800	15.0	3522*±199	562±34	11.0±1.0	0.29±0.04
U10Mo/Fe [10]	750	1.5	786±47	120±10	5.4±0.5	0.16±0.03
		2.5	986±47	165±20		
		5.0	1456*±26	227±14		
		1.5+1.0+2.5	1292**±54	267±29		
	850	2.0	3031**±81	695±195	64.0±3.0	3.0±2.0

*В урановом сплаве отсутствуют области, не подверженные взаимодействию;

**отмечено вытекание жидкой фазы

эвтектика) (см. рис. 1). Происходит смена характера диффузии с объемного на зернограничный, что заметно по «островкам» с непрореагировавшей основой сплава урана. Наблюдается изменение формы молибденовых выделений от слоистого к сферическому виду. В диффузионных парах, содержащих хром, при температуре выше эвтектического превращения U-Fe присутствует новая фаза, названная μ ($U_{50-51}Mo_{9-11}Fe_{30-33}Cr_{7-9}$) (см. рис. 1).

Сравнение микроструктур слоев взаимодействия диффузионных пар показало схожее строение диффузионной зоны для диффузионных пар с содержанием молибдена от 6 до 13 % [10] (рис. 2). Слой взаимодействия неоднороден, состоит из нескольких чередующихся зон.

Весь слой взаимодействия ($X_{\text{общ}}$) можно разбить на несколько областей: область слоя взаимодействия в стали ($X_{\text{п}}$); область существования жидкой фазы ($X_{\text{ж}}$); область проникновения жидкой фазы и непрореагировавшей основы («зернограничная») ($X_{\text{зг}}$). В некоторых случаях та или иная область не наблюдается.

Область слоя взаимодействия в стали – это часть слоя взаимодействия между сталью и сплавом урана, определяемая как глубина образования продуктов взаимодействия в стали, относительно начальной границы раздела материалов. Состоит из UFe_2 ($U_{36}Mo_{2-3}Fe_{48-51}Cr_{11-13}$), фазы μ ($U_{50-51}Mo_{9-11}Fe_{30-33}Cr_{7-9}$) и жидкой фазы. В диффузионных парах U-6,8,10 Mo/Fe13Cr в зоне существования жидкой фазы, которая при охлаждении закристаллизовалась в эвтектику, отсутствуют выделения фазы, обогащенной Mo ($U_4Mo_{91}Cr_5$), однако в U17Mo/Fe13Cr присутствуют по всей длине слоя взаимодействия.

Область проникновения жидкой фазы в урановый сплав обусловлена продвижением жидкой фазы вглубь уранового сплава по границам зерен U-Mo. Основной составляющей данной структуры являются сферические зерна U-Mo сплава с повышенным содержанием молибдена около 15 мас. %. Ближе к урановому сплаву в слое взаимодействия данные зерна имеют иногда неоднородный состав, можно выделить две области: центр зерна, с концентрацией молибдена около 14 мас. %; периферия зерна со следами «проедания» жидкой фазой, концентрация молибдена составляет около 15 мас. %. Приграничная зона U-Mo сплава со слоем взаимодействия состоит из двух фаз $U_6Fe + U16Mo$ (рис. 2а).

При температуре 750 °C молибден растворяется в интерметаллиде UFe_2 в количестве около 2–3 ат. %, в μ -фазе – в количестве около 9–11 ат. %. В соединении U_6Fe растворимость молибдена составляет

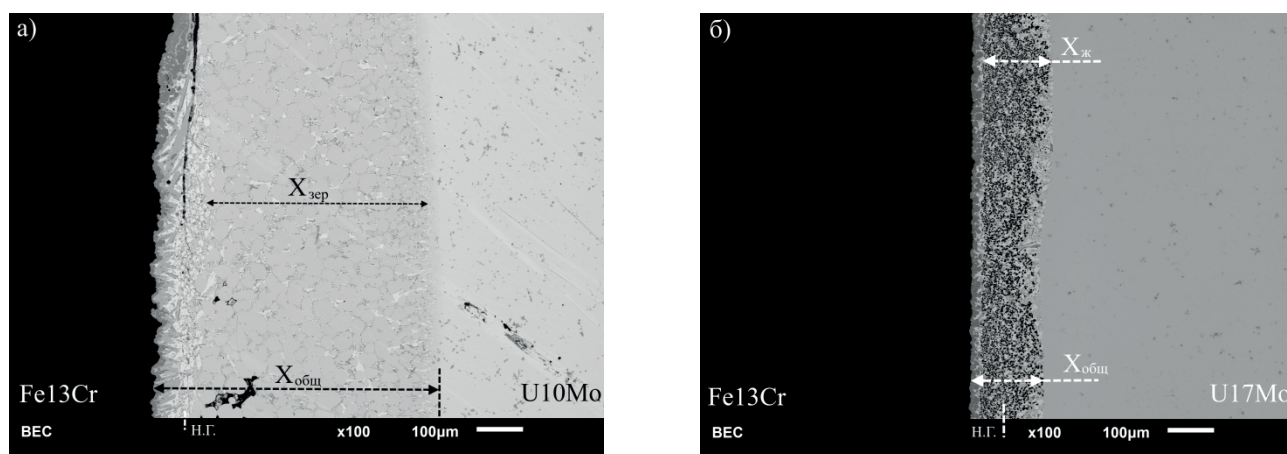


Рис. 2. Микроструктуры слоев взаимодействия после отжига при 750 °С в течение 5 ч: а) U10Mo/Fe13Cr; б) U17Mo/Fe13Cr

около 2 ат. % ($U_{83}Mo_2Fe_{15}$). Образование UFe_2 и U_6Fe приводит к повышению концентрации молибдена в непрореагировавших областях до 15–16 мас. % и в дальнейшем выделению Mo в виде глобул с содержанием последнего более 90 ат. %. (рис. 2б). Увеличение содержания Mo в сплаве урана до 17 мас.% приводит к смене характера диффузии с зернограничного на объемный (см. рис. 2).

Следует отметить, что похожие выделения Mo наблюдались в работах [7, 8]. На основании диаграммы состояния системы U-Mo, при увеличении содержания Mo в сплаве происходит его распад с образованием двух фаз $\gamma + Mo$, и, если происходит взаимодействие, то с Fe взаимодействует только γ -фаза, а молибден нет. В целом микроструктуры похожи на представленные в работах [7–9].

При повторном отжиге диффузионной пары $U_6Mo/Fe13Cr$ наблюдается увеличение ширины слоя UFe_2 , в среднем для всех диффузионных пар слой данного интерметаллида имеет толщину 12–15 мкм. Данное увеличение связано с вытеканием жидкой фазы во время отжига и образованием полостей, в результате чего взаимодействие жидкой фазы проходило только со сталью. В связи с вытеканием жидкой фазы и образованием полости без продуктов взаимодействия возможно выравнивание потока атомов урана к границе раздела по отношению к железу или его уменьшение, что приводит к росту приграничного слоя UFe_2 и увеличению эффекта Киркендалла.

С увеличением температуры до 800–850 °С наблюдается увеличение количества и размеров обогащенной Mo фазы глобулярного вида. С увеличением времени отжига от 1,5 до 5 ч происходит коагуляция молибдена и увеличение его содержания в обогащенной Mo фазе, заметного роста UFe_2 не наблюдается. Средний состав выделений (мас. %): 3–4 %Cr, 85–90 % Mo, 1 % Fe, 10 % U.

Исследование взаимодействия железа и Fe13Cr с U-Mo сплавами при 800 и 850 °С показало, что для диффузионных пар характерно полностью преобразование U-сплава в жидкую фазу из-за ограниченности толщины U-Mo дисков. В приграничной со сталью области для диффузионной пары, отожженной при 800 °С, нет крупных выделений молибдена, есть «островки» U-Mo сплава с повышенным содержанием молибдена (17–18 мас. %) относительно начального сплава (10 мас. %), расположенных в различных местах жидкой фазы. Стоит отметить, что 806 °С – температура плавления U_6Fe , поэтому при температуре выше 806 °С взаимодействие идет сразу с образованием жидкой фазы, без образования U_6Fe .

На рис. 3 представлены тройные диаграммы состояния, построенные на основании существующих двойных диаграмм и экспериментально обнаруженных в слое взаимодействия фаз. При построении границы ближайших фаз соединялись линиями. На тройные диаграммы состояния нанесены точки количественного анализа по ширине слоя взаимодействия.

Основным параметром, по которому определяется совместимость топлива с оболочкой, является скорость роста слоя взаимодействия (формула (1)). Особое значение имеет толщина K_n , так как характеризует скорость проникновения топливных составляющих в оболочку.

Как можно видеть (рис. 4), наблюдается экспоненциальное снижение K_n с увеличением содержания молибдена в урановом сплаве. Следует также отметить $K_{общ}$ линейно снижается в диапазоне содержания молибдена от 6 до 17 мас.%. Константа скорости роста описывается уравнением

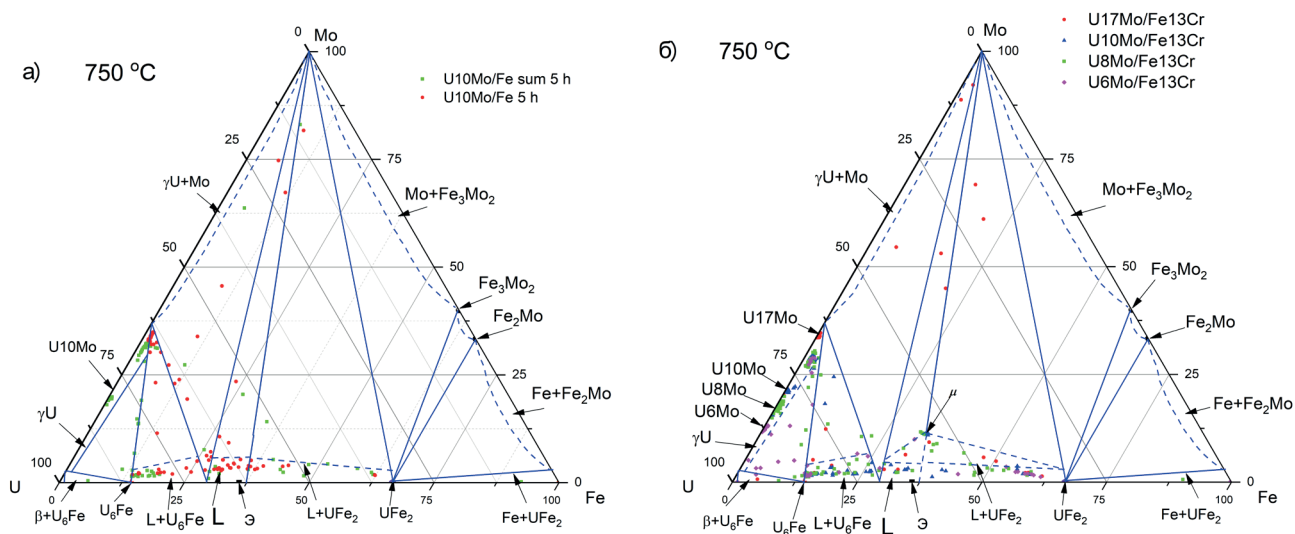


Рис. 3. Диаграмма состояний сплавов систем: а) U-Mo-Fe; б) U-Mo-Fe(Cr)

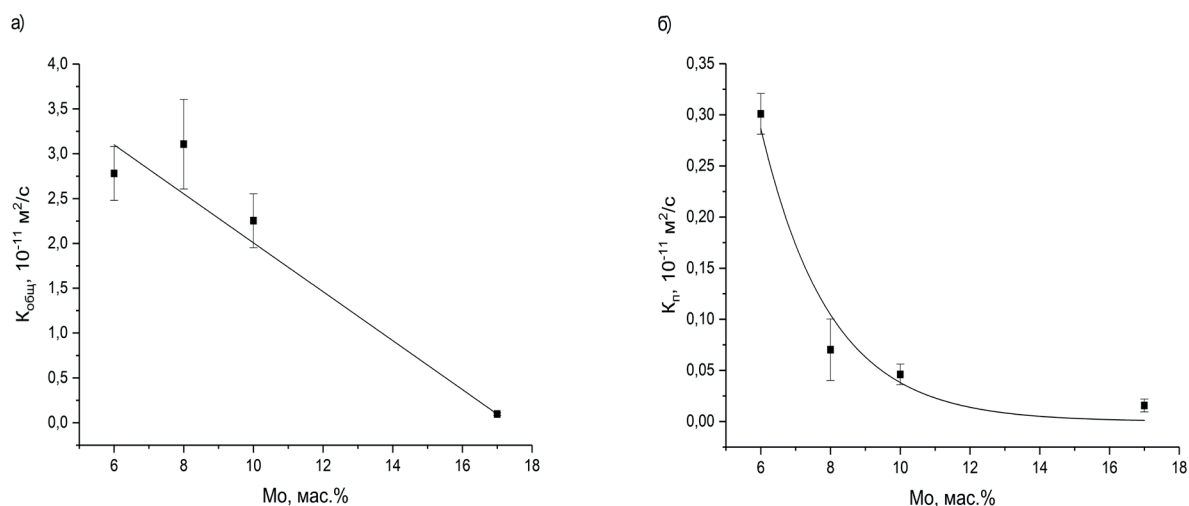


Рис. 4. Зависимость кинетики взаимодействия Fe13Cr с U-Mo от содержания молибдена при температуре 750 °С

$$K_{\text{общ}}^{\text{Mo}} = K_{\text{общ}}^{\text{U}} - 0.27 \cdot C_{\text{Mo}}, \quad (2)$$

$$K_{\text{п}}^{\text{Mo}} = K_{\text{п}}^{\text{U}} \cdot \exp^{-0.45 \cdot C_{\text{Mo}}} \quad (3)$$

$K_{\text{п}}$ уменьшается в 10 раз, $K_{\text{общ}}$ уменьшается в 30 раз при температуре 750 °С с увеличением содержания Мо от 6 до 17 мас. %. Оптимальным содержанием молибдена является 10 %, с учетом сохранения γ -фазы. Снижение скорости взаимодействия обусловлено уменьшением коэффициента взаимной диффузии в γ -фазе в сплавах UMo с увеличением содержания молибдена [11]. Аналогичное влияние молибдена на кинетику взаимодействия наблюдается между U-Mo и Al-Be сплавами [12, 13].

На рис. 5 представлена температурная зависимость общей кинетики взаимодействия и кинетики проникновения в сталь.

Для определения энергии активации процесса взаимодействия построена Аррениусовская зависимость $\ln K$ от T^{-1}

$$K_i = K_{i0} \cdot \exp(-E/RT), \quad (4)$$

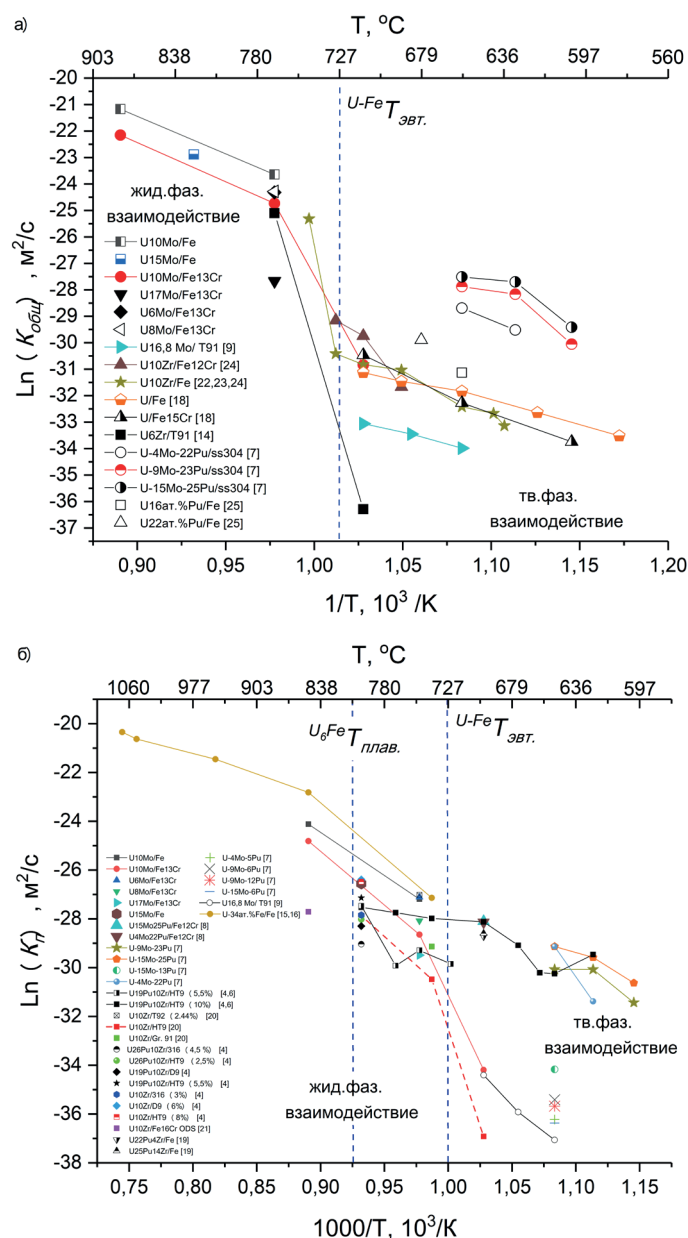


Рис. 5. Зависимость константы общей (а) и проникновения в сталь (б) скорости взаимодействия от температуры, сравнение с литературными данными

где E – энергия активации процесса взаимодействия; R – газовая постоянная; K_0 – предэкспоненциальный множитель.

В табл. 2 приведено сравнение энергии активации и K_0 двух диффузионных пар с литературными данными. В табл. 2 указаны значения, как для всего процесса взаимодействия, так и для процесса проникновения в сталь.

При наличии жидкой фазы наблюдается резкое увеличение скорости проникновения в сталь. Кинетика проникновения в сталь при температуре 700°C по данным для U10Mo/Fe13Cr близка с результатами, полученными в работе [9] U16.8Mo/T91. Из температурной зависимости скорости взаимодействия урановых сплавов со сталями видно, что до температуры эвтектического превращения U-Fe основное влияние оказывает содержание плутония в сплаве. Выше данной температуры можно говорить, что это влияние ослабевает (рис. 5).

Таблица 2. Энергия активации для различных диффузионных пар

Дифф. пара	$E_{\text{общ}},$ кДж/моль	$K_{\text{общ}},$ м ² /с	$E_{\text{н}},$ кДж/моль	$K_{\text{н}},$ м ² /с	$T, ^\circ\text{C}$	Ссылка
U16.8Mo/T91	138	$1.2 \cdot 10^{-7}$	397	$2.1 \cdot 10^6$	650–700	[14]
U-34ат. % Fe/Fe	—	—	220	0.8	740–1070	[15, 16]
U-4Mo-22Pu/SS 304	229	3.2	619	$2.6 \cdot 10^{22}$	625–650	[7]
U-9Mo-23Pu/SS 304	293	$3.95 \cdot 10^4$	184	$2.9 \cdot 10^{-3}$	600–650	[7]
U-15Mo-25Pu/SS 304	256	480	200	$5.5 \cdot 10^{-2}$	600–650	[7]
U10Mo/Fe	236	61	294	1570	750–850	д.р.
U10Mo/Fe13Cr	247	71	366	$1.73 \cdot 10^6$	750–850	д.р.

Сам процесс взаимодействия при температурах выше эвтектического превращения (750°C) можно описать следующим образом. В начальный момент времени происходит взаимная диффузия U и Fe с превалированием диффузии железа в урановый сплав. С увеличением концентрации Fe в урановом сплаве образуется интерметаллид U_6Fe с незначительной растворимостью Mo, что приводит к тому, что Mo диффундирует в прилегающие области, повышая там его концентрацию до 14–15 мас. %. Со стороны стали образуется интерметаллид UFe_2 и на границе UFe_2 , и U_6Fe появляется зародыш жидкой фазы.

Поэтапный процесс растворения сплава урана и стали приводит к росту слоя жидкой зоны. При достижении некоторой толщины эффект перемешивания нарушается, и массоперенос от одной межфазной границы к другой становится существенным фактором протекания процесса в целом. Массоперенос осуществляется по диффузионному механизму, так как в прослойке жидкой фазы возникает «диффузионный профиль» концентрации от C_{U}^{II} (рис. 6) у одной межфазной границы до меняющейся во времени C_{U} у другой.

В асимптотическом пределе у данной межфазной границы достигает равновесное значение концентрации C_{U}^{I} , что означает окончание кинетической стадии процесса растворения и наступление квазиравновесного процесса взаимной диффузии через жидкую прослойку.

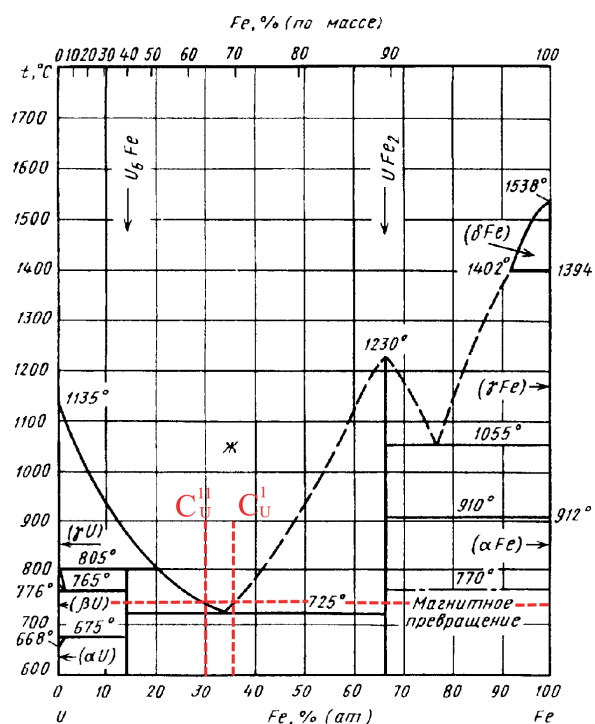


Рис. 6. Диаграмма состояния U-Fe [17]

Основные выводы

Увеличение температуры отжига выше эвтектического превращения в системе U-Fe приводит к смене характера диффузии с объемного на зернограничный, наблюдается появление жидкой фазы, которая при охлаждении закристаллизовалась в эвтектику, а также нового интерметаллида μ .

Результаты исследования влияния содержания молибдена в сплаве урана на кинетику роста взаимодействия с Fe-Cr показали, что легирование урана молибденом до 17 мас.% приводит к линейному снижению скорости роста слоя взаимодействия ($K_{\text{общ}}$) с коррозионнотойкими сталями, а $K_{\text{п}}$ экспоненциально снижается с увеличением содержания молибдена при температуре 750 °С, что обусловлено увеличением энергии активации взаимной диффузии при увеличении содержания молибдена в сплаве U-Mo. Оптимальным содержанием молибдена является 8–10 %, с учетом сохранения γ -фазы. $K_{\text{п}}$ уменьшается в 10 раз, $K_{\text{общ}}$ уменьшается в 30 раз при температуре 750 °С с увеличением содержания Mo от 6 до 17 мас. %.

На основе результатов исследования структурно-фазового состояния слоя взаимодействия между сплавами урана и сталями различного состава построены тройные диаграммы состояний сплавов систем U-Mo-Fe и U-Mo-Fe(Cr) при температурах 750 °С.

Финансирование

Авторы заявляют об отсутствии источников финансирования.

Конфликт интересов

Конфликт интересов отсутствует.

Вклад авторов

С.Н. Никитин – выполнение измерений, анализ экспериментальных данных, выявление закономерностей, подбор литературных источников, подготовка текста статьи.

Б.А. Тарасов – участие в проведении исследования и обсуждении результатов, редактирование текста статьи.

Д.П. Шорников – участие в проведении исследования и обсуждении результатов; редактирование текста статьи.

А.С. Юрлова – обсуждение результатов, подготовка текста статьи, редактирование текста статьи.

Список литературы

1. Ogata T. Metal Fuel // *Comprehensive Nuclear Materials*, 2012. V. 3. P. 1–40. DOI: 10.1016/b978-0-08-056033-5.00049-5.
2. Maershin A.A., Tsykanov V.A., Gadzhiev G.I., Golovchenko Yu.M., Korol'kov A.S., Golovanov V.N., Skiba O.V., Efimov V.N., Vaganov I.V., Kislyi V.A., Kosulin N.S., Teikovtsev A.A., Syuzev V.N., Shirokova N.I. Experience in Testing Promising Fuel Compositions in BOR60 // *Atomic Energy*, 2001. V. 91 (5). P. 385–389.
3. Kim Y. S., Hofman G.L., Yacout A.M., Kim T.K. U–Mo alloy fuel for TRU-burning advanced fast reactors // *Journal of Nuclear Materials*, 2013. V. 441. P. 520–524.
4. Hofman G.L., Walters L.C., Bauer T.H. Metallic Fast Reactor Fuels // *Progress in Nuclear Energy*, 1997. V. 31. P. 83–110.
5. Shornikov D.P., Baranov V.G., Nikitin S.N., Tarasov B.A. Application of powder metallurgy for metal nuclear fuel manufacturing // *Tsvetnye Metally*, 2015. V. 10. P. 85–89.
6. Cohen A.B., Tsai H., Neimark L.A. Fuel/cladding compatibility in U-19Pu-10Zr/HT9-clad fuel at elevated temperatures // *Journal of Nuclear Materials*, 1993. V. 204. P. 244–251.
7. Poole D.M., Critcheley J.K., Davidson J.A.C., French P.M., Hodkin E.N., Notley M.J.F. Properties of some plutonium fuel // *Plutonium 1960*. (Mackenzie R.C., Ed.). London: CleverHume Press, 1961. P. 627.
8. Aitkaliyeva A., Madden J.W., Miller B.D., Papesch C.A., Cole J.I. Characterization of phases formed between U-Pu-Mo fuels and Fe-12Cr cladding // *Journal of Nuclear Materials Intermetallics*, 2015. Vol. 464. P. 28–35.
9. Chakraborty S., Choudhuri G., Banerjee J., Agarwal R., Kumar A. Fuel clad chemical interaction of U-Mo fast reactor fuel // *Journal of Nuclear Materials*, 2019. V. 516. P. 1–10.

10. Nikitin S.N., Tarasov B.A., Shornikov D.P., Baranov V.G. Interaction UMo fuel with Fe and FeCr // IOP Conf. Series: Mater. Sci. and Eng., 2016. V. 130 (1). 012023.
11. Adda Y., Philibert J. The Kirkendall effect and the determination of the coefficients of intrinsic and chemical diffusion in the uranium-molybdenum couple // Compt. Rend. 1958. V. 246. 13 p.
12. Nikitin S.N., Tarasov B.A., Shornikov D.P. Interaction between U-Mo alloys and alloys Al-Be // Physics Procedia, 2015. V. 72. P. 370–373.
13. Nikitin S.N., Tarasov B.A., Shornikov D.P., Baranov V.G. Development and investigation of properties of structural materials. based on aluminum-beryllium alloys for disperse nuclear fuel // Tsvetnye Metally, 2015. V. 8. P. 66–70.
14. Kaity S., Kutty T.R.G., Agarwal R., Laik A., Kumar A. Chemical compatibility of uranium based metallic fuels with T91 cladding // Nuclear Engineering and Design, 2012. V. 250. P. 267–276.
15. Walter C.M., Kelman L.R. Penetration rate studies of stainless steel by molten uranium and uranium-fissium alloy // Journal of Nuclear Materials, 1962. V. 6. Iss.3. P. 281–290.
16. Walter C.M., Kelman L.R. The interaction of iron with molten uranium // Journal of Nuclear Materials, 1966. V. 20. Iss. 3. P. 314–322.
17. Баранов В.Г., Годин Ю.Г., Тенишев А.В., Хлунов А.В., Новиков В.В. Ядерные топливные материалы. М.: НИЯУ МИФИ, 2021. Т 7. Изд. 3-е, перераб. 640 с.
18. Huang K., Park Y., Zhou L., Coffey K.R., Sohn Y.H., Sencer B.H., Kennedy J.R. Effects of Cr and Ni on interdiffusion and reaction between U and Fe–Cr–Ni alloys // Journal of Nuclear Materials, 2014. V. 451. P. 372–378.
19. Aitkaliyeva A., Madden J.W., Miller B.D., Papesch C.A., Cole J.I. TEM examination of phases formed between U–Pu–Zr fuel and Fe // Journal of Nuclear Materials, 2015. V. 467. (2). P. 717–723.
20. Kim J.H., Cheon J.S., Lee B.O., Kim J.H., Kim H., Yoo B., Jung Y.H., Ahn S.B., Lee C. Results of High-Temperature Heating Test for Irradiated U-10Zr(-5Ce) with T92 Cladding Fuel // Metals, 2016. V. 6. Iss.11. 278. DOI: 10.3390/met6110278.
21. Ohtsuka S., Kaito T., Ukai S., Inoue M., Okuda T., Kimura A. High temperature reaction tests between high-Cr ODS ferritic steels and U–Zr metallic fuel // Journal of Nuclear Materials, 2013. V. 441. P. 286–292.
22. Ogata T., Kurata M., Nakamura K., Akabori M., Itoh A. Reactions between U–Zr alloys and Fe at 923 K // Journal of Nuclear Materials, 1997. V. 250. P. 171–175.
23. Ogata T., Nakamura K., Itoh A., Akabori M. Reactions between U–Zr alloys and Fe at 1003 K // Journal of Nuclear Materials, 2013. V. 441. (1–3). P. 579–582.
24. Nakamura K., Kurata M., Ogata T., Itoh A., Akabori M. Reaction of U–Zr alloy with Fe and Fe–Cr // Journal of Nuclear Materials, 1999. V. 275. P. 246–254.
25. Nakamura K., Ogata T., Kurata M., Yokoo T., Mignanelli M.A. Reactions of uranium-plutonium alloys with iron // Journal of Nuclear Science and Technology, 2001. V. 38. № 2. P. 112–119.

Vestnik Natsional'nogo Issledovatel'skogo Yadernogo Universiteta «MIFI», 2025, vol. 14, no. 4, pp. 279–290

The effect of molybdenum on the interaction of uranium-molybdenum alloys with iron and corrosion-resistant steel

S. N. Nikitin[✉], B. A. Tarasov, D. P. Shornikov, A. S. Yurlova

National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, 115409, Russia
[✉] mephi200809@yandex.ru

Received April 28, 2025; revised June 26, 2025; accepted July 8, 2025

The paper presents the results of studying the interaction of uranium-molybdenum alloys with corrosion-resistant steels in non-reactor diffusion experiments at temperatures of 700–850 °C. A solid-phase interaction is observed in the U10Mo/Fe13Cr diffusion pair at an annealing temperature of 700 °C. An increase in the annealing temperature above the eutectic transformation in the U-Fe system leads to a change in the diffusion pattern from bulk to grain boundary. The appearance of a liquid phase is

observed, which crystallized into eutectic upon cooling. The growth rate of the interaction layer for diffusion pairs is described by a parabolic law. The results of the study of the effect of the molybdenum content in the uranium alloy on the kinetics of the growth of the interaction with Fe-Cr showed that the alloying of uranium with molybdenum up to 17 wt. % leads to a linear decrease in the growth rate of the entire interaction layer (K_{tot}) with corrosion-resistant steels, and the growth rate constant of the interaction layer in steel (K_p) decreases exponentially with an increase in the molybdenum content at a temperature of 750 °C, due to a decrease in the mutual diffusion coefficient in the U-Mo system with an increase in the molybdenum content. K_p decreases by 10 times, K_{tot} decreases by 30 times at a temperature of 750 °C with an increase in the Mo content from 6 to 17 wt. %. Based on the results of the study of the structural and phase state of the interaction layer between uranium alloys and steels of various compositions, triple diagrams of the states of alloys of the following systems U-Mo-Fe, U-Mo-Fe(Cr), at temperatures of 750 °C.

Keywords: uranium-molybdenum alloy, fuel-cladding interaction, compatibility, corrosion-resistant steels, interaction kinetics

References

1. Ogata T. Metal Fuel. Comprehensive Nuclear Materials, 2012. Vol. 3.01. Pp. 1–40. DOI: 10.1016/b978-0-08-056033-5.00049-5.
2. Maershin A.A., Tsykanov V.A., Gadzhiev G.I., Golovchenko Yu.M., Korol'kov A.S., Golovanov V.N., Skiba O.V., Efimov V.N., Vaganov I.V., Kislyi V.A., Kosulin N.S., Teikovtsev A.A., Syuzev V.N., Shirokova N.I. Experience in Testing Promising Fuel Compositions in BOR60. Atomic Energy. 2001. Vol. 91 (5). Pp. 385–389.
3. Kim Y. S., Hofman G.L., Yacout A.M., Kim T.K. U-Mo alloy fuel for TRU-burning advanced fast reactors. Journal of Nuclear Materials, 2013. Vol. 441. Pp. 520–524.
4. Hofman G.L., Walters L.C., Bauer T.H. Metallic Fast Reactor Fuels. Progress in Nuclear Energy, 1997. Vol. 31. Pp. 83–110.
5. Shornikov D.P., Baranov V.G., Nikitin S.N., Tarasov B.A. Application of powder metallurgy for metal nuclear fuel manufacturing. Tsvetnye Metally, 2015. Vol. 10. Pp. 85–89.
6. Cohen A.B., Tsai H., Neimark L.A. Fuel/cladding compatibility in U- 19Pu-10Zr/HT9-clad fuel at elevated temperatures. Journal of Nuclear Materials, 1993. Vol. 204. Pp. 244–251.
7. Poole D.M., Critcheley J.K., Davidson J.A.C., French P.M., Hodkin E.N., Notley M.J.F. Properties of some plutonium fuel. Plutonium 1960. (Mackenzie R.C., Ed.), London: CleverHume Press, 1961. Pp. 627.
8. Aitkaliyeva A., Madden J.W., Miller B.D., Papesch C.A., Cole J.I. Characterization of phases formed between U-Pu-Mo fuels and Fe-12Cr cladding. Journal of Nuclear Materials Intermetallics, 2015. Vol. 464. Pp. 28–35.
9. Chakraborty S., Choudhuri G., Banerjee J., Agarwal R., Kumar A. Fuel clad chemical interaction of U-Mo fast reactor fuel. Journal of Nuclear Materials, 2019. Vol. 516. Pp. 1–10.
10. Nikitin S.N., Tarasov B.A., Shornikov D.P., Baranov V.G. Interaction UMo fuel with Fe and FeCr. IOP Conf. Series: Mater. Sci. and Eng., 2016. Vol. 130 (1). 012023.
11. Adda Y., Philibert J. The Kirkendall effect and the determination of the coefficients of intrinsic and chemical diffusion in the uranium-molybdenum couple. Compt. Rend., 1958. Vol. 246. 13 p.
12. Nikitin S.N., Tarasov B.A., Shornikov D.P. Interaction between U-Mo alloys and alloys Al-Be. Physics Procedia, 2015. Vol. 72. Pp. 370–373.
13. Nikitin S.N., Tarasov B.A., Shornikov D.P., Baranov V.G. Development and investigation of properties of structural materials. based on aluminum-beryllium alloys for disperse nuclear fuel. Tsvetnye Metally, 2015. Vol. 8. Pp. 66–70.
14. Kaity S., Kutty T.R.G., Agarwal R., Laik A., Kumar A. Chemical compatibility of uranium based metallic fuels with T91 cladding. Nuclear Engineering and Design, 2012. Vol. 250. Pp. 267–276.
15. Walter C.M., Kelman L.R. Penetration rate studies of stainless steel by molten uranium and uranium-fissium alloy. Journal of Nuclear Materials, 1962. Vol. 6. Issue 3. Pp. 281–290.
16. Walter C.M., Kelman L.R. The interaction of iron with molten uranium. Journal of Nuclear Materials, 1966. Vol. 20. Iss. 3. Pp. 314–322.
17. Baranov V.G., Godin Yu.G., Tenishev A.V., Khlunov A.V., Novikov V.V. Yadernyye toplivnyye materialy [Nuclear fuel materials]. Moscow, MEPhI Publ., 2021. Vol. 7. 3rd edition, revised. 640 p.
18. Huang K., Park Y., Zhou L., Coffey K.R., Sohn Y.H., Sencer B.H., Kennedy J.R. Effects of Cr and Ni on interdiffusion and reaction between U and Fe–Cr–Ni alloys. Journal of Nuclear Materials, 2014. Vol. 451. Pp. 372–378.
19. Aitkaliyeva A., Madden J.W., Miller B.D., Papesch C.A., Cole J.I. TEM examination of phases formed between U–Pu–Zr fuel and Fe. Journal of Nuclear Materials, 2015. Vol. 467. (2). Pp. 717–723.
20. Kim J.H., Cheon J.S., Lee B.O., Kim J.H., Kim H., Yoo B., Jung Y.H., Ahn S.B., Lee C. Results of High-Temperature Heating Test for Irradiated U-10Zr-(5Ce) with T92 Cladding Fuel. Metals, 2016. Vol. 6. Iss.11. 278. DOI: 10.3390/met6110278.

21. *Ohtsuka S., Kaito T., Ukai S., Inoue M., Okuda T., Kimura A.* High temperature reaction tests between high-Cr ODS ferritic steels and U–Zr metallic fuel. *Journal of Nuclear Materials*, 2013. Vol. 441. pp. 286–292.
22. *Ogata T., Kurata M., Nakamura K., Akabori M., Itoh A.* Reactions between U–Zr alloys and Fe at 923 K. *Journal of Nuclear Materials*, 1997. Vol. 250. Pp. 171–175.
23. *Ogata T., Nakamura K., Itoh A., Akabori M.* Reactions between U–Zr alloys and Fe at 1003 K // *Journal of Nuclear Materials*, 2013. Vol. 441. (1–3). Pp. 579–582.
24. *Nakamura K., Kurata M., Ogata T., Itoh A., Akabori M.* Reaction of U-Zr alloy with Fe and Fe-Cr. *Journal of Nuclear Materials*, 1999. Vol. 275. Pp. 246–254.
25. *Nakamura K., Ogata T., Kurata M., Yokoo T., Mignanelli M.A.* Reactions of uranium-plutonium alloys with iron. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 2001. Vol. 38. No. 2. Pp. 112–119.