УДК 621.039.634:669-154, 621.039.531:546.881

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЖИДКОМ ЛИТИИ

*И.В. Боровицкая¹, И.Е. Люблинский^{2,3}, Г.Г. Бондаренко⁴, В.В. Парамонова¹, С.Н. Кориунов⁵,
А.Н. Мансурова⁵, М.М. Ляховицкий¹, М.Ю. Жарков^{2,4}*

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

²ОАО «Красная Звезда», Москва, Россия

³Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

⁴Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва, Россия

⁵НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

Серьёзной проблемой в отношении использования сплавов ванадия для систем первая стенка/бланкет в термоядерных реакторах является их активность по отношению к неметаллическим примесям в теплоносителях. В данной статье представлены результаты исследования коррозионной стойкости в жидком литии высокой чистоты (с содержанием азота и углерода менее $10^{-3}\%$ мас.) ванадия и ванадиевых сплавов (V—1,86Ga, V—3,4Ga—0,62Si, V—4,81Ti—4,82Cr) как в исходном состоянии, так и предварительно облучённых ионами Ar^+ с энергией 20 кэВ до дозы 10^{22} м^{-2} при температуре облучения $\sim 400^\circ\text{C}$. Степень коррозии оценивалась по измерению изменений веса и микротвёрдости. Коррозионные испытания проводились в статических изотермических условиях при температуре 600°C в течение 400 ч. Установлена идентичность механизмов коррозии как облучённых, так и необлучённых ионами аргона материалов, которая заключается в незначительном проникновении в материалы азота и значительном выходе из них кислорода, что вызывает формирование вблизи поверхности образцов зоны с пониженной микротвёрдостью. Обнаружено также влияние коррозионного воздействия лития на морфологию поверхности исследуемых материалов, что выражается в проявлении границ зёрен и линий скольжения на поверхности образцов, причём последние наблюдаются наиболее ярко в случае предварительного облучения ионами аргона.

Ключевые слова: ванадиевые сплавы, коррозионная стойкость, жидкий литий, ионы аргона.

INVESTIGATION OF VANADIUM-BASED ALLOYS CORROSION RESISTANCE IN LIQUID LITHIUM

*I.V. Borovitskaya¹, I.E. Lyublinskiy^{2,3}, G.G. Bondarenko⁴, V.V. Paramonova¹, S.N. Korshunov⁵,
A.N. Mansurova⁵, M.M. Lyakhovitskiy¹, M.Yu. Zharkov^{2,4}*

¹A.A. Baikov Institute of metallurgy and materials science of RAS, Moscow, Russia

²Public JSC «Red Star», Moscow, Russia

³National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, Russia

⁴National Research University «Higher School of Economics», Moscow, Russia

⁵NRC «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

A major concern regarding the use of vanadium-based alloys for fusion reactor first wall/blanket systems is their activity against the non-metallic impurities in the coolant. This paper presents the results of study of corrosion resistance in the liquid high purity lithium (contents of nitrogen and carbon less than $10^{-3}\%$ wt.) of vanadium and vanadium alloys (V—1.86Ga, V—3.4Ga—0.62Si, V—4.81Ti—4.82Cr) both non-irradiated and previously irradiated by 20 keV Ar^+ ions up to dose of 10^{22} m^{-2} at the temperature of exposure $\sim 400^\circ\text{C}$. Corrosion tests were carried out in the static isothermal conditions at the temperature of 600°C during 400 hours. The corrosion behavior was evaluated by measuring weight and microhardness changes. The identity of the mechanisms of corrosion both irradiated and non-irradiated materials has been established, which consisted in the insignificant penetration of nitrogen into materials and significant oxygen transfer from materials into the lithium, what causes the formation of zones with reduced microhardness near the surface of samples. Traces of corrosion effect on the surface morphology of the studied materials after exposure to lithium were also found, resulting in the appearance of grain boundaries and slip lines, the latter being most clearly observed in the case of preliminary irradiation by argon ions.

Key words: vanadium alloys, corrosion resistance, liquid lithium, Ar^+ ions.

ВВЕДЕНИЕ

Учитывая последние достижения в технологии производства, ванадиевые сплавы можно рассматривать как одни из наиболее перспективных конструкционных материалов с точки зрения применения для ряда будущих термоядерных систем, так как они имеют высокие значения прочности при температуре $400\text{—}700^\circ\text{C}$, обладают хорошей теплопроводностью и достаточно высокой радиационной стойкостью при нейтронном облучении, низкой активностью и намного легче, чем большинство тугоплавких металлов [1—3]. Среди ванадиевых сплавов потенциально наилучшими характеристиками обладают

сплавы системы с составом $V-(4-5)\%Ti-(4-5)\%Cr$. Тем не менее разрабатываются и альтернативные сплавы других систем, например, системы $V-Ga$ с небольшими добавками кремния, который вводится для повышения механических свойств [4–6]. Как показали расчёты [4], скорость спада наведённой радиоактивности галлия после облучения в нейтронном спектре реактора ДЕМО наибольшая из всех оцененных в настоящее время гипотетически чистых металлических элементов. Этот факт предопределяет, что и сплавы на основе системы $V-Ga$ будут иметь более высокую скорость спада наведённой радиоактивности по сравнению со сплавами системы $V-Ti-Cr$, а кремний по своим активационным характеристикам при облучении нейтронами различного спектра не уступает хрому [6].

Одним из важных свойств, определяющих в значительной мере работоспособность данного класса материалов при продолжительной эксплуатации в термоядерных реакторах (ТЯР), является их коррозионная стойкость в теплоносителях. Особенность ванадия и сплавов на его основе заключается в чувствительности их свойств к неметаллическим примесям (O, N, C), которые содержатся в жидких щелочных металлах [7, 8].

Однако существует гипотеза о влиянии имплантированных в металл инертных газов на коррозионную стойкость. Ранее заметное уменьшение коррозии меди в растворах KOH и H_2SO_4 наблюдали после облучения её ионами аргона [9]. Полученные результаты объясняли тем, что в поверхностном слое облучённого материала образуется барьер из атомов инертного газа, снижающий скорость сорбции химически активных газов из жидкой среды поверхностью металла. Для проверки справедливости этой гипотезы в данной работе проведено исследование коррозионной стойкости в жидком литии ванадиевых сплавов $V-1,86Ga$, $V-3,4Ga-0,62Si$, $V-4,8Ti-4,82Cr$ (в % ат.) и чистого ванадия как в исходном состоянии, так и предварительно облучённых ионами аргона.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Технология изготовления рассматриваемых сплавов и их механические свойства приведены в работе [10]. Перед проведением исследований холоднодеформированные (на ~30%) мишени отжигали в течение 1 ч при $1000\text{ }^{\circ}C$ (в случае ванадия и сплавов $V-Ga$) и $1050\text{ }^{\circ}C$ (в случае сплава $V-Ti-Cr$).

Поверхность материалов полировалась в реактиве $20\%H_2SO_4 + 80\%C_2H_5OH$. Образцы сплавов облучали с двух сторон в ускорителе ИЛУ [11] ионами аргона с энергией 20 кэВ до дозы 10^{22} м^{-2} при плотности потока ионов $6 \cdot 10^{18}\text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Температура мишеней в процессе облучения составляла $\sim 400\text{ }^{\circ}C$.

Коррозионные испытания как облучённых, так и необлучённых образцов проводили в статических изотермических условиях в ампулах из сплава $V-9Cr$, заполненных литием марки ЛЭ-1 с исходным содержанием примесей азота, кислорода и углерода на уровне 0,02–0,03% мас. и затем герметизированных сваркой в атмосфере аргона. Ампулы помещались в защитные контейнеры из коррозионно-стойкой стали, которые герметизировались в атмосфере аргона и помещались в печь.

Схема проведения коррозионных испытаний показана на рис. 1. Сначала ампулы с образцами выдерживались в позиции 1 (см. рис. 1) при температуре $800\text{ }^{\circ}C$ в течение 40 ч. Образцы в этом случае находились в аргоне, а литий контактировал с геттером (Zr). При этом содержание примесей азота и углерода в литии снижалось до уровня $<1 \cdot 10^{-3}\%$ мас. Затем ампулы извлекались из печи, переворачивались, снова помещались в печь и выдерживались в позиции 2 при температуре $600\text{ }^{\circ}C$ в течение 400 ч. При этом образцы контактировали с литием высокой чистоты.

Твёрдость материалов определяли, используя метод Виккерса, путём измерения микротвёрдости H_{μ} на приборе 401/402 MVD фирмы Wolpert Group и метод непрерывного индентирования, который более известен как метод кинетической твёрдости [12, 13]. В первом случае измерения проводили с помощью индентора, имеющего форму квадратной алмазной пирамидки с углом у вершины 136° , при нагрузке $P = 50\text{ г}$ на поверхности и на поперечных шлифах образцов до и после выдержки в литии. Для приготовления шлифов образцы помещались в латунное кольцо диаметром приблизительно 30 мм и заливались сплавом Вуда, что предотвращало завал краёв образцов при шлифовке и полировке. Во втором случае использовали прибор Nanotest, где в процессе внедрения индентора (трёхгранной алмазной пирамидки Берковича) в исследуемый материал непрерывно регистрирова-

Рис. 1. Ампула для проведения коррозионных испытаний

лись нагрузка (в данном случае от 10 до 6000 мН) и глубина вдавливания индентора h , что позволило анализировать поверхностный слой толщиной от ~400 до 20 000 нм. Далее с помощью специальной компьютерной программы (метод Оливера—Фарра [13]) диаграмма вдавливания $P = f(h)$ конвертировалась в функцию твёрдость—глубина с непрерывной автоматической записью этого профиля и одновременным проведением статистической обработки результатов на основе заранее заданной оператором статистической выборки. В данном случае статистическая выборка при определении величины разброса результатов испытаний на одном участке поверхности составляла 4—6 значений нанотвёрдости, а разброс значений нанотвёрдости при этом <10% на всей исследуемой поверхности. В этом случае величина твёрдости соответствует её значению, измеренному на строго определённой глубине погружения индентора. Стоит отметить, что этот метод был использован, в частности, в работе [14] для оценки упрочнения ванадиевых сплавов V—4Cr—4Ti и V—4Cr—4Ti—0,15Y, облучённых ионами Cu^{2+} с энергией 2,4 МэВ.

Топографию поверхности образцов исследовали до и после выдержки в литии в сканирующем электронном микроскопе JSM-35CF и в оптическом металлографическом микроскопе Neophot.

Взвешивание образцов проводилось на аналитических лабораторных весах ВЛР-200, точность измерения на которых составляет $5 \cdot 10^{-5}$ г.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования коррозионных свойств сплавов (как предварительно облучённых аргоном, так и необлучённых), которые оценивали по данным изменения массы и микротвёрдости образцов до и после их выдержки в литии при температуре 600 °С в течение 400 ч, приведены в таблице и на рис. 2. Из таблицы видно, что микротвёрдость поверхности мишеней, облучённых ионами аргона, до испытаний в

Изменение веса и микротвёрдости поверхности образцов ванадия и его сплавов

Сплав		Изменение веса ΔM , мг/см ²		Микротвёрдость*, МПа/мм ² ($P = 50$ г)	
		Необлучённый	После облучения	Необлучённый	После облучения
Ванадий	До испытаний в Li			1010	4530
	После испытаний в Li	–0,28	–0,23	770	1040
V—1,86Ga	До испытаний в Li			1230	3860
	После испытаний в Li	+0,16	–0,64	1130	1200
V—3,4Ga—0,62Si	До испытаний в Li			1860	3820
	После испытаний в Li	–0,5	–0,38	1580	1770
V—5Ti—5Cr	До испытаний в Li			1730	4500
	После испытаний в Li	–0,44	–0,42	1810	1690

* Каждое значение микротвёрдости есть результат усреднения значений, полученных из не менее чем 15 отпечатков, причём максимальная ошибка измерений согласно расчётам по ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 составляет 115 МПа/мм².

Рис. 2. Распределение микротвёрдости по поперечному сечению образцов ванадия и его сплавов после выдержки в Li (600 °С, 400 ч): V (а); V—1,86Ga (б); V—3,4Ga—0,62Si (в); V—5Ni—5Cr (г); 1 — необлучённые; 2 — облучённые аргоном

литии значительно превышает значения H_{μ} исходных материалов. Однако после выдержки в литии значения микротвёрдости этих образцов мало отличаются от исходных значений. Это, вероятно, связано с тем, что в процессе подготовки образцов к испытаниям в жидком металле, когда ампулы с образцами выдерживали при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ для очистки лития от примесей внедрения, происходит отжиг радиационных дефектов, являющихся причиной упрочнения материалов под воздействием ионных пучков [11, 14]. Из таблицы также следует, что микротвёрдость поверхности необлучённых материалов после выдержки в литии несколько уменьшается по сравнению с исходным состоянием. Кроме того, данные таблицы свидетельствуют о том, что после выдержки в литии образцы практически всех материалов, как предварительно облучённых аргоном, так и необлучённых, характеризуются потерей массы ΔM в пределах от 0,23 до 0,64 мг/см², которая соответствует скорости растворения от 6 до 16 мг/(м²·ч). Такие низкие значения изменения массы образцов показывают, что исследованные материалы незначительно подвержены растворению в литии [15, 16].

Возможные процессы воздействия лития на ванадиевые сплавы и механизмы их протекания подробно рассмотрены в работах [15—18], и анализ результатов проводится на их основе. Согласно этим источникам полученные данные могут являться результатом протекания трёх процессов: поглощения сплавами из лития примеси азота и углерода; поглощения литием примеси кислорода из сплавов; растворения компонентов сплавов в жидком литии. Поскольку растворимость ванадия и важнейших компонентов его сплавов в литии достаточно мала (особенно, если учесть тот факт, что растворимость компонентов сплавов в литии уменьшается с понижением содержания в нём азота [15]), то наибольшее значение имеет обмен неметаллическими примесями между ванадиевыми сплавами и литием. Из цитируемых работ также следует, что увеличение микротвёрдости образцов после выдержки в литии в основном обусловлено их насыщением примесью азота, так как насыщение ванадиевых сплавов азотом идёт приблизительно в 6 раз активнее, чем углеродом [15]. При этом одновременно имеет место перенос примеси кислорода, диффузионная подвижность которого на порядок выше, чем азота, из материалов в литий. Это приводит к очистке поверхностных слоев мишеней от кислорода и вызывает снижение микротвёрдости и уменьшение веса [15]. Таким образом, данные, представленные в таблице (уменьшение массы образцов и отсутствие увеличения микротвёрдости поверхности), свидетельствуют о незначительном насыщении поверхности образцов азотом и углеродом, что, вероятно, связано с их низким содержанием в литии, а также о том, что основным процессом, происходящим при взаимодействии исследуемых материалов с жидким литием высокой чистоты, в наших экспериментах является перенос кислорода из металла в жидкий литий.

Воздействие литиевой среды на исследованные сплавы можно оценить не только по изменению массы и микротвёрдости поверхности образцов, но и по распределению микротвёрдости в поперечном сечении, которое отражает характер и общий уровень протекания процессов обмена примесями внедрения в системе твёрдый металл—жидкий металл.

На рис. 2 представлены результаты измерения H_{μ} в поперечном сечении как необлучённых, так и облучённых аргоном образцов. Первые три точки на этих распределениях получены с помощью прибора Nanotest. Обращает внимание похожий характер распределений микротвёрдости для всех исследованных образцов.

На рис. 2 видно, что непосредственно у поверхности для всех образцов, как облучённых аргоном, так и необлучённых, наблюдается слой с повышенной микротвёрдостью. Более детально это можно видеть на рис. 3, где представлены типичные распределения H_{μ} в поверхностных слоях мишеней толщиной до 20 мкм, полученные на приборе Nanotest. Образование такого слоя толщиной приблизительно 1,5—2 мкм

Рис. 3. Типичное распределение кинетической твёрдости по глубине поверхностного слоя сплавов V—3,4Ga—0,62Si (а), V—5Ti—5Cr (б) после выдержки в Li (600 °С, 400 ч): 1 — необлучённые; 2 — облучённые аргоном

может быть вызвано поглощением сплавами азота и углерода из жидкого металла. За этой зоной следует область с пониженной микротвёрдостью, причём для всех облучённых образцов минимальные значения H_{μ} в этой зоне заметно ниже, чем для необлучённых. Образование этой зоны (см. рис. 2, 3), вероятно, обусловлено уходом кислорода из ванадиевого сплава в литий. Наблюдаемые более низкие минимальные значения микротвёрдости H_{μ} для образцов, облучённых аргоном, свидетельствуют о более интенсивном уходе кислорода в результате облучения. Вынос кислорода, возможно, обусловлен повышенными коэффициентами диффузии примесных атомов в зоне высокой концентрации радиационно стимулированных дефектов структуры, не до конца отождествлённых при термообработке.

Из рис. 2 и 3 также следует, что изменение микротвёрдости от максимальной величины до минимальной происходит вблизи поверхности в достаточно узком диапазоне глубин в пределах 20—30 мкм. Это обстоятельство затрудняет определение значений H_{μ} с помощью прибора 401/402 MVD на расстоянии от поверхности менее 20 мкм, так как диагональ отпечатков от индентора сравнима с этим расстоянием. Кроме того, наблюдаются искажения их формы у края образцов (рис. 4). Поэтому в распределениях твёрдости по глубине, представленных на рис. 2, для первых трёх точек были использованы значения H_{μ} , полученные на приборе Nanotest.

Рис. 4. Типичные искажения формы отпечатков от алмазной пирамидки вблизи края образцов V—5Ti—5Cr, необлучённого (а), V—3,4Ga—0,62Si, облучённого аргоном (б), после испытаний в Li (600 °C, 400 ч)

При исследовании топографии поверхности выдержанных в литии материалов обнаружены следы коррозионного воздействия лития, выражающиеся в проявлении границ зёрен и линий скольжения

Рис. 5. Типичные топографии поверхности необлучённых (а, б) и предварительно облучённых аргоном (в, г) материалов до (а, в) и после (б, г) выдержки в Li при температуре 600 °C в течение 400 ч

(рис. 5). Процессы, вызывающие эти эффекты, должны быть предметом отдельного исследования, так как однозначного объяснения дать им в настоящее время не представляется возможным. Может быть, это связано с коррозионным растравливанием (растворением) границ и других структурных элементов при том, что фронтального растворения практически не наблюдается — потери веса очень малы. Примеси внедрения концентрируются у дефектов, что может приводить к более интенсивному растворению этих зон в литии.

Таким образом, представленные результаты показывают, что, во-первых, при использовании лития высокой чистоты практически отсутствует поглощение азота материалами, следовательно, и не имеет место

формирование на их поверхности сплошной защитной плёнки типа оксинитридов. Как показано ранее, такая плёнка образуется при определённой концентрации азота в литии и её растворимость меньше растворимости ванадия и других элементов сплавов [15, 16]. Во-вторых, основным процессом, происходящим при взаимодействии исследуемых материалов с жидким литием высокой чистоты, является перенос кислорода из металла в жидкий литий, причём предварительное облучение ионами аргона не изменяет общую картину механизма взаимодействия ванадиевых сплавов с литием высокой чистоты.

ВЫВОДЫ

Проведена оценка влияния предварительного облучения ионами инертного газа — аргона на процесс коррозии ванадия и его сплавов в жидком литии высокой чистоты (содержание примесей азота и углерода $<10^{-3}\%$ мас.).

Показана идентичность механизмов коррозии как облучённых ионами аргона, так и необлучённых материалов при испытании в литии при температуре 600 °С в течение 400 ч, которая заключается в незначительном проникновении азота в материалы и значительном выходе из них кислорода, что вызывает формирование зоны с пониженной микротвёрдостью вблизи поверхности образцов.

Обнаружено, что при $T = 800$ °С происходит отжиг радиационных дефектов, возникающих в ванадии и его сплавах при облучении ионами аргона с энергией 20 кэВ дозой 10^{22} м⁻² при температуре ~400 °С (700 К).

Установлено, что коррозионное воздействие лития на морфологию поверхности исследуемых материалов выражается в проявлении границ зёрен и появлении линий скольжения, причём последние наиболее ярко проявляются на поверхности предварительно облучённых ионами аргона образцов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ в части измерения нанотвёрдости образцов (проект № 14-08-00073а).

REFERENCES

1. **Kondrik A.I., Kovtun G.P.** Vanadium alloys for thermonuclear energetics. — Vestnik Kharkovskogo universiteta. Ser. «Yadra, chastitsy, polya» (Herald of Kharkov university. Ser. «Nuclei, particles, fields»), 2008, issue 3(39), № 823, pp. 4—24 (in Russian).
2. **Muroga T.** Vanadium alloys for fusion blanket applications. — Materials Transactions, 2005, vol. 46, № 3, pp. 405—411.
3. **Semenov V.V., Lyublinskiy I.E., Krasim V.P., Vertkov A.V., Soyustova S.I., Zharkov M.Yu., Potapova A.E.** Compatibility of vanadium alloys with the sodium-potassium melt of eutectic composition.. — Perspektivnye materialy (Perspective materials), 2014, № 7, pp. 21—29 (in Russian).
4. **Ivanov L.I., Dedyurin A.I., Savvateev N.N., Borovitskaya I.V.** Prospects of alloys application of vanadium-gallium system in fusion energy. — Perspektivnye materialy (Perspective materials), 1995, № 5, pp. 37—40 (in Russian).
5. **Dediurin A.I., Platov Yu.M., Zakharova M.I., Borovitskaja I.V., Artemov N.A.** Effect of neutron irradiation on swelling, elastic modulus and thermal conductivity of V—Ga alloys. — J. Nucl. Mater., 1998, vol. 258—263, pp. 1409—1413.
6. **Ivanov L.I., Platov Yu.M., Dedyurin A.I., Borovitskaya I.V., Lyublinskiy I.E., Vertkov A.V., Kolotov V.P.** Investigation of low activated alloys for nuclear energetics on the basis of V—Ga—Si state diagram. — Perspektivnye materialy (Perspective materials), 2005, № 1, pp. 31—36 (in Russian).
7. **Borgstedt H.U., Grundmann M., Konys J., Petric Z.** A vanadium alloy for the application in a liquid metal blanket of a fusion reactor. — J. Nucl. Mater., 1988, vol. 155—157, pp. 690—693.
8. **Evtikhin V.A., Lyublinskiy I.E., Korzhavin V.M.** Liquid lithium and vanadium alloys in the ITER project. — Perspektivnye materialy (Perspective materials), 1995, № 6, pp. 38—42 (in Russian).
9. **Artyukh V.G., Belous V.A., Repova L.P.** About the influence of inert gases ion implantation on the corrosion resistance of metals. Review. — M.: TsNIIatominform (CRIatominform), 1991. 39 p. (in Russian).
10. **Borovitskaya I.V., Danelyan L.S., Zatekin V.V., Ivanov L.I., Kulikauskas S.N., Korshunov V.S., Lyakhovitskiy M.M., Mansurova A.N., Paramonova V.V.** Effect of Ar⁺ ions irradiation on surface properties of vanadium and its al-

- loys. — VANT. Ser. Termoyadernyi sintez (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2011, issue 2, pp. 46—52 (in Russian).
11. **Gusev V.M., Busharov N.P., Naftulin S.M., Pronichev A.M.** 100 Kev ion accelerator ILU with separation by the mass. — *Pribory i tekhnika eksperimenta* (Instruments and experimental technique), 1969, vol. 4, pp. 19—25 (in Russian).
  12. **Golovin Yu.I.** Nanoindentation and its capabilities. — M.: Mashinostroenie (Machine-building), 2009. 312 p. (in Russian).
  13. **Oliver W.C., Pharr G.M.** An improved technique for determination hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. — *J. Mater. Res.*, 1992, vol. 7, № 6, pp. 1564—1583.
  14. **Miyazawa T., Nagasaka T., Kasada R., Hishinuma Y., Muroga T. et al.** Evaluation of irradiation hardening of ion-irradiated V—4Cr—4Ti and V—4Cr—4Ti—0.15Y alloys by nanoindentation techniques. — *J. Nucl. Mater.*, 2014, vol. 455, pp. 440—444.
  15. **Mikhaylov V.N., Evtikhin V.A., Lyublinskiy I.E., Vertkov A.V., Chumanov A.N.** Lithium in fusion and space energetics of XXI century. — M.: Energoatomizdat, 1999. 527 p. (in Russian).
  16. **Lyublinskiy I.E.** Lithium in power fusion reactor. — VANT. Ser. Termoyadernyi sintez (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2006, issue 3, pp. 3—26 (in Russian).
  17. **Dedyurin A.I., Lyublinskiy I.E., Borovitskaya I.V.** Corrosion resistance in lithium of V-Ga alloys. — *Metally* (Metals), 1998, № 3, pp. 71—74 (in Russian).
  18. **Chopra O.K., Smith D.L.** Corrosion behavior of vanadium alloys in flowing lithium. — *J. Nucl. Mater.*, 1988, vol. 155—157, pp. 683—689.

AUTHORS

Borovitskaya I.V. A.A. Baikov Institute of metallurgy and materials science of RAS, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia; symp@imet.ac.ru.

Lyublinskiy I.E. Public JSC «Red Star», Elektrolitnyi proezd 1a, 115230 Moscow, Russia; National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Kashirskoye shosse 31, 115409 Moscow, Russia; lyublinskiy@yandex.ru.

Bondarenko G.G. National Research University «Higher School of Economics», Myasnitskaya str. 20, 101000 Moscow, Russia; bondarenko_gg@rambler.ru.

Paramonova V.V. A.A. Baikov Institute of metallurgy and materials science of RAS, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia; symp@imet.ac.ru.

Korshunov S.N. NRC «Kurchatov Institute», pl. Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia; skorshun@nfi.kiae.ru.

Mansurova A.N. NRC «Kurchatov Institute», pl. Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia; ang.2008@mail.ru.

Lyakhovitskiy M.M. A.A. Baikov Institute of metallurgy and materials science of RAS, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia; mark.oldmark@gmail.com.

Zharkov M.Yu. Public JSC «Red Star», Elektrolitnyi proezd 1a, 115230 Moscow, Russia; National Research University «Higher School of Economics», Myasnitskaya str. 20, 101000 Moscow, Russia; MG-dist@yandex.ru.

Received 29 October 2014
Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2015, vol. 38, issue 1, pp. 15—21.