ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Ar^+ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ВАНАДИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Л.С. Данелян, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова (НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия),
В.В. Затекин, В.С. Куликаускас (НИИ ядерной физики МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия),
И.В. Боровицкая, Л.И. Иванов, В.В. Парамонова, М.М. Ляховицкий
(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия)

Исследованы изменения поверхностных свойств ванадия и сплавов на его основе, облучённых ионами Ar^+ с энергией 20 кэВ, дозой 10^{22} м^{-2} при $T_{\text{обл}} \approx 700 \text{ К}$. Эффект облучения состоит в упрочнении поверхности материалов, увеличении параметров элементарной ячейки облучённых образцов, проявлении эрозии поверхностных слоёв в виде флекинга. Обсуждаются особенности радиационного повреждения поверхности материалов при облучении ионами Ar^+ , вызывающем интенсивное распыление.

Ключевые слова: облучение, аргон, ионы, упрочнение, сплавы ванадия.

EFFECT OF Ar^+ IONS IRRADIATION ON SURFACE PROPERTIES OF VANADIUM AND ITS ALLOYS. L.S. DANEL'YAN, S.N. KORSHUNOV, A.N. MANSUROVA, V.V. ZATYOKIN, V.S. KULIKAVSKAS, I.V. BOROVITSKAYA, L.I. IVANOV, V.V. PARAMONOVA, M.M. LYAKHOVITSKIY. Surface property modifications of vanadium and its alloys under irradiation by 20 keV Ar^+ ions with exposure dose of 10^{22} м^{-2} at $T_{\text{irr}} \approx 700 \text{ К}$ have been studied. The irradiation results in material surface hardening, increase in unit cell parameters of the irradiated samples and reveals surface layers erosion in form of flaking. Peculiarities of material surface damage under Ar^+ ion irradiation that cause extensive sputtering are discussed.

Key words: irradiation, argon, ions, hardening, vanadium alloys.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что для будущих термоядерных реакторов одной из многочисленных проблем является необходимость использовать малоактивируемые материалы [1, 2]. Для ряда концептуальных проектов этих реакторов основным конструкционным материалом считаются ванадиевые сплавы, в основном, на базе системы V—Ti—Cr. Однако в качестве альтернативных материалов разработаны также сплавы на базе системы V—Ga, которые имеют более высокую скорость спада наведённой радиоактивности по сравнению со сплавами системы V—Ti—Cr [3]. Но наряду с разработкой новых материалов для термоядерной энергетики актуальной является и задача улучшения их поверхностных и объёмных свойств (механических, физико-химических, трибологических, коррозионных и др.), например, путем обработки ионными пучками и плазмой. Так, проницаемость трития через образцы титана толщиной $\sim 1 \text{ мм}$, облучённые ионами азота, уменьшилась в 7 раз по сравнению с проницаемостью необлучённых образцов [4], а имплантация ионов азота, углерода и бора в титановый сплав ВТ-18У позволила увеличить предел усталости на 33% и циклической долговечности в ~ 20 раз [5]. В связи с этим в данной работе проведены исследования влияния облучения ионами аргона на свойства поверхности ванадия и сплавов на его основе V—Ga и V—Ti—Cr.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для выплавки сплавов использовали алюотермический ванадий марки ВНМ-1, электролитический хром, йодидный титан, высокочистые галлий и кремний. Сплавы выплавлялись в дуговой печи с нерасходуемым электродом в атмосфере химически чистого аргона. Химические составы и механические свойства исходных образцов представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Составы* и механические свойства** ванадия и его сплавов

Образец	Состав сплавов по химическому анализу, ат. %	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	σ_B , кг/мм ²	δ , %	Ψ , %
1	V	22,1	26,3	24,0	97,2
2	V—0,59Ga	22,5	27,9	23,1	98,3
3	V—1,86Ga	28,1	33,5	28,1	98,55
4	V—4,51Ga—5,66Cr	46,9	52,8	24,1	92,8
5	V—3,4Ga—0,62Si	41,3	45,4	23,5	90,6
6	V—4,81Ti—4,82Cr	41,1	49,9	25,6	97,1

* Образцы исследованных сплавов содержали примеси внедрения, мас. %: O — 0,025; N — 0,003; C — 0,021.

** Механические свойства листовых образцов при испытании на растяжение ($T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$): $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; σ_B — предел прочности; δ — относительное удлинение; Ψ — относительное сужение.

Для определения состава поставляемых образцов использовались стандартные химические методы анализа: для Ti — атомно-адсорбционный метод, для Ga и Cr — спектральный и спектрохимический методы, для C — метод окислительного плавления, для O и N — метод восстановительного плавления.

Перед испытаниями и облучением холодно-деформированные (~30%) мишени отжигали при 1000 °С в течение 1 ч. Поверхность материалов полировалась в реактиве 20% H_2SO_4 + 80% этилового спирта.

Сплавы облучали в ускорителе ИЛУ [6] ионами Ag^+ энергией 20 кэВ до дозы 10^{22} м^{-2} при плотности потока ионов $6 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Размеры образцов варьировались в следующих пределах: ширина — от 7 до 11 мм, длина — от 10 до 20 мм, толщина — от 0,9 до 1,5 мм. Пучок ионов облучал всю поверхность образцов. Температура мишеней в процессе эксперимента составляла ~700 К.

Твёрдость материалов определяли при использовании обычного метода (метода Виккерса) измерения микротвёрдости (HV) на микротвердомере ПМТ-3 и метода непрерывного индентирования, который более известен как метод кинетической микротвёрдости [7]. В первом случае измерение проводили на исходных образцах, на облучённой стороне материалов и на поперечных шлифах облучённых мишеней с помощью индентора, имеющего форму квадратной алмазной пирамидки с углом у вершины 136°, при нагрузке на него $P = 50 \text{ г}$. Во втором случае использовали прибор Nanotest, где в процессе вдавливания индентора (аналогичной алмазной пирамидки) непрерывно измерялись нагрузка на индентор и глубина его погружения в материал. С помощью этого метода исследовали облучённую поверхность мишеней при нагрузках от 0,01Н (1 г) до 15Н, что позволило анализировать поверхностный слой толщиной от 0,02 мкм (20 нм = 200 Å) до 18 мкм.

Топографию поверхности всех образцов исследовали до и после облучения в металлографическом микроскопе Neophot (Неофот) и в растровом электронном микроскопе JSM-35CF в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении 15 кэВ.

Определение профилей основных компонентов и примесей в исследуемых образцах выполняли на ускорителе Ван-де-Граафа методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 2,0 МэВ. Рассеянные на угол 160° ионы гелия регистрировали поверхностно-барьерным детектором.

Структура поверхности образцов исследовалась с помощью рентгеноструктурного анализа. Съёмка велась на дифрактометре Дрон-2,0 с использованием монохроматического $\text{Cu}(\alpha)$ - и $\text{Co}(\alpha)$ -излучения.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В табл. 2 сравниваются значения микротвёрдости, полученные при нагрузке на индентор 50 г, как исходных образцов, так и после их облучения ионами аргона в описанном режиме.

Из анализа таблицы следует, что результатом имплантации является упрочнение поверхности указанных материалов, причём степень упрочнения различна для различных мишеней. Наибольший эффект наблюдается при воздействии ионов Ag^+ на сплав V—4,81Ti—4,82 Cr (микротвёрдость его облучённой поверхности увеличивается в ~5 раз), наименьший эффект ионы аргона оказывают на сплав V—4,5Ga—5,66Cr (микротвёрдость его облучённой поверхности увеличивается в ~1,4 раза).

Т а б л и ц а 2. Микротвёрдость (HV, кг/мм²) поверхности образцов после облучения ионами аргона в сравнении с исходными образцами при нагрузке на индентор 50 г

Материал	V	V—0,59Ga	V—1,86Ga	V—4,51Ga—5,66Cr	V—3,4Ga—0,62Si	V—4,81Ti—4,82Cr
Исходный	102,6	106,6	123	204	185,9	173,4
Облучённый	390	380	386	282	382	966

Исходя из анализа литературных данных, о механизме влияния ионной бомбардировки на изменение микротвёрдости материалов нет единого мнения. На этот процесс могут оказывать влияние различные факторы: природа мишени, наличие в ней примеси, сорт иона, режим облучения (температура, доза, плотность ионного потока и др.). Упрочнение может происходить как за счёт образования мелкодисперсных фаз, так и вследствие возникновения внутренних напряжений в результате образования радиационных дефектов. Кроме того, изменение микротвёрдости, как структурно-чувствительного параметра, может свидетельствовать о протекании структурно-фазовых превращений в объёме и приповерхностных слоях материалов при облучении.

На рис. 1 представлены типичные рентгенограммы на примере сплава V—1,86Ga: исходного образца (*а*), с облучённой ионами Ag^+ стороны образца (*б*) и с противоположной облучению стороны мишени (*в*), полученные с помощью монохроматического $\text{Cu}(\alpha)$ -излучения, а на рис. 1, *г* дана рентгенограмма облучённой поверхности этого сплава, полученная с помощью монохроматического $\text{Co}(\alpha)$ -излучения. Из сопоставления представленных рентгенограмм следует, что на облучённой аргонном стороне резко упала интенсивность отражения от плоскости (200), но увеличилась интенсивность от плоскостей (110) и (220), а интенсивность отражения от плоскостей (211) и (310) осталась практически неизменной. Характерно также, что увеличилась полуширина всех линий. На противоположной облучению стороне мишени интенсивность отражений по сравнению с исходным образцом уменьшается как для плоскости (200), так и для плоскости (211) и увеличивается для плоскостей (110), (220) и (310). Кроме того, увеличение интенсивности отражений от плоскостей (220) и (310) выше, чем на облучённой стороне. Однако полуширина линий на обратной стороне осталась практически неизменной по сравнению с исходным образцом. Таким образом, данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют об изменении текстуры поверхности образцов, а также об увеличении параметров элементарной ячейки, которые представлены в табл. 3.

Рис. 1. Рентгенограммы поверхности сплава V—1,86Ga до и после облучения ионами Ag^+ до дозы 10^{22} м^{-2} энергией 20 кэВ, $T_{\text{обл}} \approx 700 \text{ К}$: *а* — исходный образец (съёмка в медном излучении); *б* — облучённая сторона (съёмка в медном излучении); *в* — необлучённая сторона (съёмка в медном излучении); *г* — облучённая сторона (съёмка в кобальтовом излучении)

Т а б л и ц а 3. Параметры решётки сплава V—1,86Ga

Образец	a , Å	V , Å ³
Исходный	3,0274	27,75
Сторона облучения	3,0540	28,48

Примечание: a — постоянная решётки; V — объём элементарной ячейки.

Стоит отметить, что параметры решётки исходного (необлучённого) образца сплава V—1,86Ga практически равны параметрам решётки чистого ванадия, т.е. легирование ванадия галлием в количестве 1,86% практически не влияет на параметр решётки [8].

Чтобы получить более достоверную информацию о фазовом составе на облучённой поверхности образца, была проведена рентгеновская съёмка не только в медном излучении, но и в кобальтовом, когда анализируется более тонкий поверхностный слой. На поверхности обнаружено большое количество карбидов и оксидов ванадия (например, V_2C , $\text{V}_4\text{C}_{2,67}$, $\text{VC}_{0,88}$, V_7O_3 , VO_2 , V_4O_9 , V_2O_5 и др.).

На рис. 2 даны результаты исследования химического состава поверхностного слоя на примере образца сплава $\text{V}-0,59\text{Ga}$ со стороны облучения. Наблюдаемое на поверхности значительное количество кислорода характерно для ванадия, который, как известно, сильно поглощает кислород из атмосферы. На рисунке показано, что максимальное проникновение ионов Ag^+ составляет $\sim 9 \cdot 10^{-2}$ мкм (90 нм — 900 Å), тогда как максимальный расчётный проективный пробег $R_p + \Delta R_p$ (где R_p — средний проективный пробег, ΔR_p — девиация проективного пробега) ионов аргона с энергией 20 кэВ в ванадии равен $\sim 2,3 \cdot 10^{-2}$ мкм (23 нм) [9], т.е. приблизительно в 4 раза меньше экспериментально наблюдаемой глубины его залегания. Распространение аргона на расстояние, превышающее теоретическое значение его пробега в ванадии, может быть связано с эффектом радиационно-стимулированной диффузии внедрённых атомов из облучённого слоя, который возможен при больших дозах и плотностях потока ионов.

Но толщина упрочнённого слоя, как показано на рис. 3, где на примере сплава $\text{V}-1,86\text{Ga}$ представлено распределение микротвёрдости, полученное по поперечному сечению, составляет приблизительно 35 мкм, что превышает более чем на два порядка экспериментально наблюдаемое проникновение ($9 \cdot 10^{-2}$ мкм) аргона в материалы и на три порядка теоретическое значение пробега ($2,3 \cdot 10^{-2}$ мкм).

Кроме того, оценку глубины и степени упрочнения материалов проводили используя метод кинетической микротвёрдости, где величина твёрдости, выраженная в ГПа (1 ГПа $\approx$ 100 кг/мм²), соответствовала её значению, измеряемому на строго фиксированной глубине погружения индентора. На рис. 4 представлено распределение твёрдости в поверхностном слое сплава $\text{V}-0,59\text{Ga}$ после облучения ионами Ag^+ до дозы 10^{22} м⁻² энергией 20 кэВ, $T_{\text{обл}} \approx 700$ К. На рисунке видно, что толщина упрочнённого слоя превышает 18 мкм (18 000 нм), причём значения твёрдости хорошо коррелируют с значениями, представленными на рис. 3. Отметим, что в зоне реального пробега ионов аргона (≤ 100 нм) зафиксированная величина кинетической микротвёрдости достигала значения 1000 кг/мм² (10 ГПа). Характерно, что толщина упрочнённого слоя на поверх-

Рис. 2. Профили концентрации основных компонентов, аргона и кислорода в сплаве $\text{V}-0,59\text{Ga}$ после облучения ионами Ag^+ до дозы 10^{22} м⁻² энергией 20 кэВ, $T_{\text{обл}} \approx 700$ К на облучённой стороне: 1 — V; 2 — O; 3 — Ar; 4 — Ga

Рис. 3. Распределение микротвёрдости по поперечному сечению сплава $\text{V}-1,86\text{Ga}$ после облучения ионами Ag^+ до дозы 10^{22} м⁻² энергией 20 кэВ, $T_{\text{обл}} \approx 700$ К: ● — исходный; ▲ — облучённый Ag^+

Рис. 4. Распределение кинетической твёрдости по глубине поверхностного слоя сплава $\text{V}-0,59\text{Ga}$ после облучения ионами Ag^+ до дозы 10^{22} м⁻² энергией 20 кэВ, $T_{\text{обл}} \approx 700$ К

ности мишеней, полученная по глубине отпечатка от алмазной пирамидки при нагрузке на индентор 50 г, приблизительно равна 5 мкм, что в ~ 50 раз превышает реально наблюдаемое проникновение аргона в ванадий, а величина микротвёрдости на этой глубине составляет ~ 400 кг/мм² (см. табл. 2), что хорошо согласуется с значением кинетической твёрдости на этой же глубине ~ 450 кг/мм² (см. рис. 4).

Таким образом, глубина и степень упрочнения в материалах, полученная с помощью трёх разных методик (измерение микротвёрдости по методу Виккерса, кинетической твёрдости, измерение микротвёрдости поперечного шлифа), хорошо коррелируют друг с другом (см. рис. 3, 4 и табл. 2), а также с результатами рентгеноструктурного анализа. Большая глубина упрочнения по сравнению с глубиной проникновения аргона, по-видимому, обусловлена высокой плотностью радиационных дефектов, которые приводят к возникновению напряжений в материале и, как следствие, к изменению структурных параметров (в частности, к изменению параметров решётки, ориентации кристаллитов и др.), о чём свидетельствуют данные приведённого рентгеноструктурного исследования (см. рис. 1). Ранее изменение дефектной структуры мишени далеко за пределами зоны торможения имплантированных ионов наблюдали при бомбардировке кремния ионами аргона с энергией 40 кэВ с помощью техники электронного парамагнитного резонанса [10].

На рис. 5 представлены полученные в наших экспериментах типичные топографии поверхности сплавов ванадия, облучённых ионами аргона с энергией 20 кэВ дозой 10^{22} ион/м² при $T_{\text{обл}} \approx 700$ К. В указанном режиме облучения на поверхности материалов наблюдается флекинг, причём под отшелушенной поверхностью и на внутренней стороне (прилегающей к материалу) оторванных кусков видна рельефная структура, которую можно интерпретировать и как blisterную поверхность, и как вскрытые пузырьковые структуры. Ранее проведённые исследования зависимости гелиевого блистеринга от температуры мишени показали, что флекинг наблюдается в интервале температур $0,1 T_{\text{пл}} < T < 0,4 T_{\text{пл}}$ ($T_{\text{пл}}$ — температура плавления материала) [11]. Температура облучения образцов в наших экспериментах составляла $\sim 0,32 T_{\text{пл}}$, т.е. укладывается в диапазон температур, характерных для флекинга.

Рис. 5. Типичные топографии поверхности образцов до и после облучения ионами Ar^+ до дозы 10^{22} м⁻² энергией 20 кэВ, $T_{\text{обл}} \approx 700$ К: а — исходный образец, ванадий; б — облучённая сторона (съёмка в сканирующем микроскопе), V—1,86Ga; в — облучённая сторона (съёмка в сканирующем микроскопе), V—5Ga—6Cr; г — облучённая сторона (съёмка в микроскопе Неофот), V—0,59Ga

Исследование изменения топографии поверхности ванадия после имплантации ионов аргона (см. рис. 5) представляет интерес с точки зрения изучения эрозии материалов вакуумной камеры в реакторах управляемого термоядерного синтеза. Известно, что при облучении твёрдых тел газовыми ионами после достижения критического флюенса $D_{кр}$ (критической дозы облучения) происходят деформация и разрушение поверхности. Это явление получило название «радиационный блистеринг», который включает как собственно блистеринг (образование куполообразных блистеров), так и флекинг и приводит к эрозии поверхности, которая происходит в результате либо отщепления куполов блистеров, либо отшелушивания поверхностного слоя кусками неопределённой формы (флекинг) [11, 12]. Наиболее изучен блистеринг при внедрении в твёрдое тело ионов лёгких газов (гелия, изотопов водорода), так как первая стенка, а также диафрагма и приёмные пластины дивертора будут подвергаться их интенсивному облучению. Однако ожидается, что наряду с лёгкими ионами более тяжёлые ионы также могут взаимодействовать с первой стенкой реактора [13], но они не рассматривались серьёзно с точки зрения радиационного блистеринга, так как имеют высокий коэффициент распыления, что мешает накоплению достаточно высокой концентрации инжектированных ионов для проявления эффекта блистеринга. Так, коэффициент распыления материалов ионами аргона более чем на порядок превышает коэффициент распыления более лёгкими ионами гелия [14]. Следуя общепринятому критерию $SD_{кр} < R_p N$ (где S — коэффициент распыления; N — число атомов в 1 см^3) образования блистеринга, теоретически этот эффект маловероятен для тяжёлых ионов, так как они обладают высоким коэффициентом распыления и, следовательно, критерий не выполняется. Тем не менее авторы работы [15] наблюдали появление блистеров на поверхности аморфных сплавов после их облучения ионами аргона с энергией 100 кэВ в диапазоне доз $(1\text{—}10) \cdot 10^{17}$ ион/см² при комнатной температуре. Прекращение процесса блистерообразования происходило при дозе $1,5 \cdot 10^{18}$ ион/см², когда проявлялась пористо-губчатая поверхность.

В работе [15] сравниваются особенности блистеринга при облучении ионами аргона и гелия с энергией 100 кэВ аморфных металлов. Установлено, что пузырьки аргона имеют значительно больший размер по сравнению с размерами гелиевых пузырьков — 80—400 и 20—50 Å соответственно, критическая доза для появления блистеров в результате бомбардировки мишеней ионами Ar^+ приблизительно на порядок ниже, чем $D_{кр}$ для появления гелиевых блистеров. Качественно это объясняют тем, что при данной дозе концентрация газа в имплантированном слое будет выше для ионов аргона, так как их средний проективный пробег (R_p) примерно на порядок меньше, чем для ионов гелия. Для ванадия при облучении ионами гелия и аргона энергией 20 кэВ значения R_p приблизительно равны $2,0 \cdot 10^{-1}$ и $1,5 \cdot 10^{-2}$ мкм соответственно. Кроме того, толщина крышки блистера (приблизительно равная среднему проективному пробегу) в случае облучения аргоном будет меньше, чем в случае облучения гелием, и, следовательно, потребуется меньшее давление газа, чтобы деформировать и разрушить поверхность. Поэтому, несмотря на высокий коэффициент распыления ванадия аргоном ($S \approx 2$ ат./ион [16]), условие для блистерообразования $SD_{кр} < R_p N$ будет выполняться благодаря описанным особенностям.

Таким образом, результаты данной работы ещё раз подтверждают тот факт, что в настоящее время как теоретический анализ, так и компьютерное моделирование эволюции морфологии поверхности и формирования изменённого поверхностного слоя под действием ионного облучения материалов не описывают всего многообразия их изменений, так как их количество зависит от конкретных многочисленных параметров процесса (природы материала, сорта и энергии ионов, дозы облучения, температуры мишени, плотности потока ионов и др.). Поэтому необходимо получение дополнительных экспериментальных данных по исследованию ионно-индуцированных изменений свойств поверхностных слоёв при взаимодействии ускоренных ионов с твёрдым телом [17].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Бомбардировка ванадия, а также двойных и тройных сплавов на его основе ионами аргона с энергией 20 кэВ дозой 10^{22} ион/м² при температуре, равной ~700 К, вызывает упрочнение их поверхности, степень которого различна для каждого из материалов.

Толщина упрочнённого слоя в исследованных материалах достигает ~ 35 мкм, что более чем на три порядка превышает теоретическую ($2,3 \cdot 10^{-2}$ мкм) и более чем на два порядка ($9 \cdot 10^{-2}$ мкм) экспериментальную глубину проникновения ионов аргона с энергией 20 кэВ в ванадий.

Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что в результате облучения аргоном в указанном режиме изменяется текстура поверхности материалов, увеличиваются параметры элементарной ячейки.

На поверхности ванадиевых сплавов в указанном режиме облучения обнаружена эрозия поверхности по механизму флекинга.

REFERENCES

1. **Huang Q.Y., Li J.G. et al.** Status and Strategy of Fusion Materials Development in China. ICFRM-13, 2007, pp. 1759—1771 (Nice, France).
2. **Subbotin M.L., Kurbatov D.K., Filimonova E.A.** Worldwide review of studies of demonstration fusion power reactors. — VANT. Ser. Termoyadernyi sintez (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Thermonuclear Fusion), 2010, issue 3, pp. 55—74 (in Russian).
3. **Borovitskaya I.V.** Investigation of physico-chemical properties of low activated alloys on the basis of vanadium-gallium system for nuclear power. Autoref. Of dis. for cand. of phys.-math. sciences scientific degree — M.: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, 2006, 25 p. (in Russian).
4. **Vinogradova N.K., Guseva M.I., Mansurova A.N. et al.** Investigation of radiation blister and hydrogen penetrability of titanium nitride of the Titan coating, obtained by ion implantation. — VANT. Ser. Fizika radiatsionnykh povrezhdeniy i radiatsionnoe materialovedenie (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Physics of radiation damages and radiation material science), 1982, issue 1(20), pp. 40—43 (in Russian).
5. **Guseva M.I., Smyslov A.M.** Long-range effect at N^+ , B^+ and C^+ ion implantation to titan alloy. — Poverkhnost', Rentgen., Sinkhrotr. i neytr. issled. (Surface. Roentgen., synchrotr. and neutr. research), 2000, № 6, pp. 68—71 (in Russian).
6. **Gusev V.M., Naftulin S.M., Pronichev A.M. et al.** 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).
7. **Bulychev S.I., Alekhin V.P., Komissarov A.P., Makhlin N.A.** Mechanical properties of damaged aluminium under irradiation by helium ions. — Metallofizika (Physics of metals), 1980, vol. 2, № 4, pp. 108—114 (in Russian)/
8. **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)/.
9. **Kumakhov M.A., Mukhalev V.A., Aver'yanov E.G. et al.** Projected ranges and variations of runs for 1240 combinations of ion-target in the energy interval 20 eV to 100 keV. — M.: Skobel'syn Research Institute of Nuclear Physics, Lomonosov Moscow State University, 1974 (in Russian).
10. **Pavlov P.V., Demidov E.S., Karzanov V.V.** Long-range effect in silicon crystals doped with Fe, depending on the dose and intensity of argon ion irradiation. — In coll.: 9-th All-Union conference, 10—12 October 1989 — M.: 1989, vol. 2, pp. 84—86 (in Russian)
11. **Guseva M.I., Ionova E.S., Mansurova A.N. et al.** Helium fleking of metals and alloys, perspective for the first wall of thermonuclear reactor: Preprint IAE-3379/8. M., 1981. 31 p. (in Russian).
12. **Gomozov L.I., Guseva M.I., Mansurova A.N. et al.** Radiation damage of the surface of vanadium and vanadium alloys.: Preprint IAE-5588/11. M.: 1993. 24 p. (in Russian).
13. **Kamada K., Naramoto H., Kazumata Y.** Room temperature aging effects of blistering and surface roughening after Ar⁺ ion bombardment on Mo single crystals. — J. Nucl. Mater., 1978, vol. 71, pp. 249—255.
14. **Pleshivtsev N.V.** Physical problems of cathode sputtering. Review. — M.: I.V. Kurchatov IAE, 1979. 88 p. (in Russian).
15. **Tyagi A.K., Nandedkar R.V.** Surface damage of metallic glasses by argon ion bombardment. — J. Nucl. Mater., 1987, vol. 148, pp. 76—85.
16. **Aparina N.P., Guseva M.I., Korshunov S.N. et al.** Long-range effect and its manifestation in the vanadium and alloys based on it under irradiation by stationary protium plasma, impulsive deuterium and protium plasma and protium ions: Preprint IAE- 6452/7. M., 2007. 44 p. (in Russian).
17. **Avilkina V.S., Andriyanova N.N., Bondarenko G.G. et al.** Effect of irradiation by argon ions on the surface structure and the elemental composition of aluminium alloys. — In coll.: Proceedings of the XX International conference «Radiation physics of solids». Sevastopol, 5—10 July 2010. — M.: Pub.house of Research Institute of Perspective Materials and Technologies, 2010, vol. 1, pp. 68—76 (in Russian).

AUTHORS

Danelyan L.S. NRC «Kurchatov Institute», pl. Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia.

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.

Zatyokin V.V. Skobel'syn Research Institute of Nuclear Physics, Lomonosov Moscow State University, 1(2), Leninskie gory, GSP-1, 119991 Moscow, Russian Federation; vvz@anna19.sinp.msu.ru.

Kulikauskas V.S. Skobeltsyn Research Institute of Nuclear Physics, Lomonosov Moscow State University, 1(2), Leninskie gory, GSP-1, 119991 Moscow, Russian Federation.

Borovitskaya I.V. A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Russian Academy of Science, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia; symp@imet.ac.ru.

Ivanov L.I. A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Russian Academy of Science, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia.

Paramonova V.V. A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Russian Academy of Science, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia; symp@imet.ac.ru.

Lyakhovitskij M.M. A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Russian Academy of Science, Leninskii pr. 49, 119991 Moscow, Russia; mark.oldmark@gmail.com.

Received 22 January 2011
Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2011, issue 2, pp. 46—52.