

## О ВЛИЯНИИ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ $Ar^+$ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

В.А. Белоус<sup>1</sup>, Г.И. Носов<sup>1</sup>, Н.А. Азаренков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ “ХФТИ”  
Украина

<sup>2</sup>Харьковский национальный университет имени В.Н. Карзина  
Украина

Поступила в редакцию 24.06.2010

Приведены результаты исследования влияния облучения ионами  $Ar^+$  на коррозию урана и циркониевого сплава  $Zr + 1\%Nb$ . Энергия ионов аргона составляла  $5 \div 25$  кэВ. Представлены данные по зависимости коррозионной стойкости (КС) материалов от параметров ионного облучения. Показано, что с ростом дозы ионного облучения КС исследуемых материалов возрастает, достигает максимума и с превышением критического значения дозы снижается. Замедление коррозии обусловлено образованием в поверхностном слое барьера из атомов аргона, снижающего скорость сорбции химически активных газов поверхностью металла, а также возникновением газовых пузырей в облученной поверхности. Критическая доза облучения ионами аргона обусловлена возникновением блистеров – разрушением поверхности при вскрытии ранее образовавшихся газовых пузырей в облученной поверхности, выходом из поверхности накопленного при имплантации аргона.

**Ключевые слова:** коррозия урана, ионное облучение, скорость сорбции, критическая доза.

Наведено результати дослідження впливу опромінення іонами  $Ar^+$  на корозію урану й цирконієвого сплаву  $Zr + 1\%Nb$ . Енергія іонів аргону становила  $5 \div 25$  кеВ. Представлено дані по залежності корозійної стійкості (КС) матеріалів від параметрів іонного опромінення. Показано, що з ростом дози іонного опромінення КС досліджуваних матеріалів зростає, досягає максимуму й з перевищенням критичного значення дози знижується. Уповільнення корозії обумовлене утворенням у поверхневому шарі бар'єра з атомів аргону, що знижує швидкість сорбції хімічно активних газів поверхнею металу, а також виникненням газових бульбашок в опроміненій поверхні. Критична доза опромінення іонами аргону обумовлена виникненням блистерів – руйнуванням поверхні при розкритті газових бульбашок, що раніше утворилися, в опроміненій поверхні, виходом з поверхні накопиченого при імплантації аргону.

**Ключові слова:** корозія урану, іонне опромінення, швидкість сорбції, критична доза.

The results of research of the irradiation effect by  $Ar^+$  ions on the corrosion resistance of uranium and alloy  $Zr + 1\%Nb$  were adduced. The energy of  $Ar^+$  ions was  $5 \div 25$  keV. The data on dependence of a materials corrosion firmness (CF) from operation factors of ion irradiation were presented. CF of the under consideration materials increases with growth of the doze of ion irradiation, reaches maximum and is reduced with exceeding of the critical value of doze. The retardation of corrosion is caused by formation of the barrier from the argon atoms in blanket, which decreases the sorption speed of the chemically active gases by surface of metal, and as well by beginnings of the gas bubbles in irradiated surface. The critical dose of irradiation is caused by beginnings of the blisters – by destruction of surface at revelation of earlier educated gas bubbles in irradiated surface, by outcrop from surface of argon, accumulated at ion implantation.

**Keywords:** corrosion of uranium, ion irradiation, sorption rate, the critical dose.

### ВВЕДЕНИЕ

Цирконий и его сплавы находят широкое применение в качестве конструкционных материалов в атомной технике. При этом жесткие условия эксплуатации обуславливают высокую степень коррозионного износа данных

материалов [1]. Уран является одним из наиболее важных материалов в ядерной энергетике и давно привлекает интерес исследователей [2 – 4]. Высокая химическая активность, высокая скорость коррозии урана во влажной атмосфере обуславливают также

интерес к урану для использования его в качестве модельного материала при изучении процесса коррозии и оценки эффективности различных методов антикоррозионной защиты конструкционных материалов. Среди способов повышения коррозионной стойкости урана, циркониевых и других сплавов все более широкое применение находят методы ионной имплантации, в частности, имплантация ионов инертных газов [5 – 7].

Однако, опубликованных данных явно недостаточно для прогнозирования коррозионной стойкости защищаемых материалов и определения основных причин наблюдаемого замедления коррозии, что и обуславливает необходимость проведения дальнейших исследований.

В данной работе приведены результаты исследования влияния ионной имплантации аргона на коррозионную стойкость (КС) сплава  $Zr + 1\%Nb$  и коррозионное поведение урана во влажной атмосфере.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Эксперименты по модификации поверхности металлов и сплавов имплантацией ионами  $Ar^+$  были проведены на вакуумной установке, оснащенной термокатодным источником газовой плазмы [8], высоковольтной системой доускорения ионов, системой очистки и запуска аргона. Схематическое устройство установки с источником аргоновой плазмы показано на рис. 1.

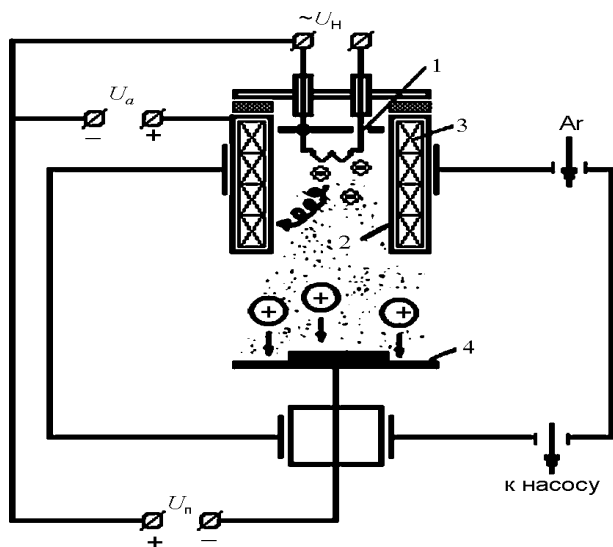


Рис. 1. Схематическое устройство установки с источником газовой плазмы. 1 – вольфрамовый катод; 2 – анод; 3 – катушки соленоида; 4 – подложкодержатель;  $U_a$ ,  $U_n$  и  $U_n$  – источники питания анода, накала и подложки соответственно.

Газовая плазма генерируется дуговым разрядом низкого давления в аргоне между термокатодом 1 и цилиндрическим анодом 2 в скрещенных электрическом и магнитном полях, распространяется в вакуумной камере, охватывает подложку с образцами. При подаче на подложкодержатель отрицательного потенциала поверхность расположенных на нем образцов бомбардируется ионами аргона, экстрагируемыми из плазмы дугового разряда. В такой системе управление энергией ионов газа производится изменением величины отрицательного по отношению к термокатоду потенциала подложки, что обеспечивает независимость процессов образования плазмы и облучения поверхности изделий ионами газа. С целью повышения однородности обработки образцов и изделий подложкодержатель вращался вокруг оси. Вакуумная камера в процессе откачки прогревалась горячей водой. Используемый аргон подвергался предварительной очистке от кислорода и паров масла. Газ подавался в камеру через объем сорбционного насоса, что позволяло дополнительно его очищать от примесей. Предельный вакуум в камере при откачке достигал  $10^{-4}$  Па.

Образцы из сплавов циркония и урана выполнялись в виде торов с наружным диаметром 12 мм, диаметром отверстия 4 мм и толщиной 3 мм. В процессе имплантации они облучались плазмой со всех сторон. Все образцы перед имплантацией проходили операцию кратковременной очистки поверхности ионами аргона с энергией  $\sim 200$  эВ для выравнивания условий состояния поверхности для всех образцов. Температура образцов в ходе ионного облучения для урана не превышала  $300^\circ C$ , а для циркониевого сплава не превышала  $400^\circ C$ .

Для оценки КС исследуемых образцов проводили ускоренные коррозионные испытания во влажной атмосфере (в парах дистиллированной воды при температуре  $+60^\circ C$  и влажности атмосферы 98%). В ходе коррозионных испытаний исследуемые образцы периодически взвешивались на аналитических весах типа ВЛР-200. Масса облученных образцов сравнивалась с массой необлученных образцов-свидетелей, производилась оценка абсолютных значений привесов образцов. Цикл ускоренных испытаний длился 3500 часа.

Кроме того, для количественной оценки величины эффекта изменения КС исследуемых образцов использовался критерий повышения КС [10]:

$$R = (\Delta m_1 - \Delta m_2) / \Delta m_2 \cdot 100\%, \quad (1)$$

где  $\Delta m_1$  – привес массы облученных образцов в процессе коррозионных испытаний;  $\Delta m_2$  – привес массы необлученных образцов.

Пространственное распределение имплантированного Ag в образцах определялось на ускорителе ЭСУ-6 с помощью метода ядерно-физических реакций при облучении их поверхности протонами. Использовался резонанс реакции  $^{40}\text{Ag}(p, \gamma)^{41}\text{K}$ .

Топография подвергнутой облучению поверхности изучалась с помощью растрового электронного микроскопа ЭМ-200.

Термодесорбция аргона из облученных образцов осуществлялась с использованием масс-спектрометра ИПДО-1 с чувствительностью  $1,33 \cdot 10^{-9}$  Па. Нагрев образцов от комнатной температуры до  $1200^\circ\text{C}$  осуществлялся с помощью нагревателя, смонтированного на кварцевом тигле.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА КС УРАНА

Увеличение коррозионной стойкости металлов и сплавов после облучения ионами инертных газов наблюдалось многими исследователями [5-10]. Однако, несмотря на большую научную и практическую значимость данного явления, его механизм до сих пор остается не выясненным.

Нами исследовано влияние имплантации ионов инертных газов (аргона, криптона, ксенона) на коррозионную стойкость урана. Исследуемые образцы из естественного урана были облучены ионами  $\text{Ar}^+$  с энергией ионов от 5 до 25 кэВ.

Облученные образцы и необлученные образцы-свидетели были подвергнуты ускоренным коррозионным испытаниям. Результаты этих испытаний показали, что все облученные образцы имели меньший по сравнению с необлученными образцами привес. Результаты коррозионных испытаний облученных ионами аргона образцов при различных энергиях ионов приведены на рис. 2.

Из рис. 2 следует, что при энергии ионов 5 кэВ замедление скорости коррозии незначительно. Увеличение энергии ионов от 5 до

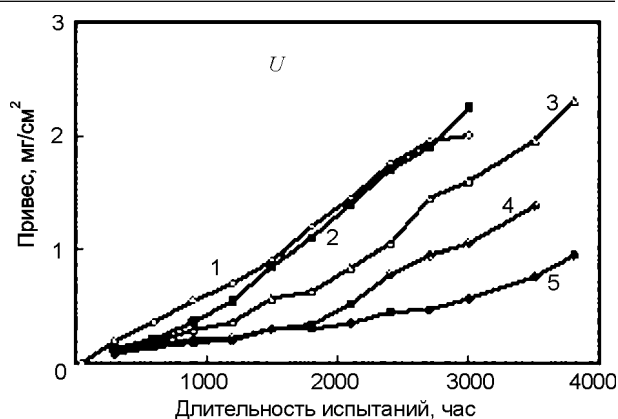


Рис. 2. Зависимость увеличения массы урановых необлученных образцов-свидетелей (1) и образцов, облученных ионами аргона с дозой облучения  $50D_0$ , при энергиях ионов  $E_i = 5$  кэВ (2), 10 кэВ (3), 15 кэВ (4) и 25 кэВ (5) от длительности ускоренных коррозионных испытаний.  $D_0$  – минимальная доза облучения  $U$ , при которой наблюдается эффект изменения КС.

10 кэВ замедляет скорость коррозии на протяжении 1000 часов испытаний, а увеличение энергии ионов до 15 кэВ приводит к замедлению скорости коррозии в течение всего времени испытаний.

Наибольший эффект уменьшения скорости коррозии (в 2,5 раза) по сравнению с необлученными образцами-свидетелями в наших условиях получен для энергии ионов аргона 25 кэВ.

Кроме облучения ионами аргона образцы подвергали также воздействию ионов более тяжелых инертных газов: криптона и ксенона. При этом эффект повышения коррозионной стойкости оценивали также с помощью коэффициента  $R$  [6].

На рис. 3 представлены зависимости величины коэффициента  $R$  для поверхности урана, облученной ионами аргона, криптона, ксенона при энергии ионов 15 кэВ от дозы ионного облучения  $D_i$ .

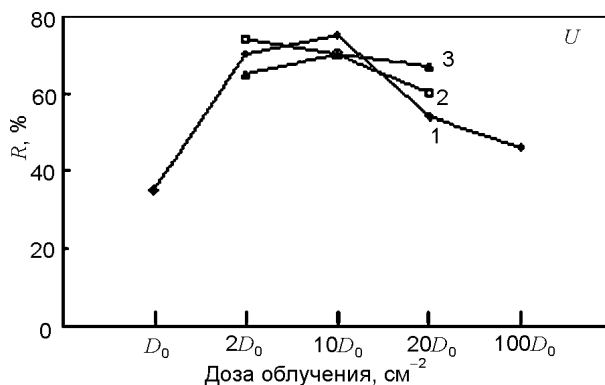


Рис. 3. Зависимость коэффициента  $R$  от дозы ионного облучения [6]. 1 –  $\text{Ar}^+$ ; 2 –  $\text{Xe}^+$ ; 3 –  $\text{Kr}^+$ .  $E_i = 15$  кэВ.

Из рис. 3 следует, что зависимость коэффициента  $R$  от дозы ионного облучения имеет экстремальный характер.  $R$  растет с увеличением дозы облучения до  $5D_0$ . Увеличение дозы облучения до  $20D_0$  и далее до  $50D_0$  приводит к уменьшению коэффициента  $R$ .

Заметного влияния ионов тяжелых инертных газов ( $Kr^+$ ,  $Xe^+$ ) на повышение коррозионной стойкости урана не обнаружено. Также не обнаружено влияние плотности тока ионов аргона в диапазоне его значений от 0,3 до 1,2  $mA/cm^2$  на КС урана.

Длительные коррозионные испытания облученных урановых образцов проводили в атмосфере лаборатории при комнатной температуре. На воздухе, как известно [11], уран подвергается быстрому окислению. Скорость окисления урана в сухом воздухе при комнатной температуре составляет несколько микрон в год. Образцы, облученные ионами аргона с энергией 10 и 15 кэВ, сохранили металлический блеск и не имели следов окисления (пожелтения) в течение всего срока испытаний (25000 часов), а образцы, облученные при энергии ионов 5 кэВ, не изменяли внешний вид и вес только в течение 5000 часов.

Результаты таких испытаний приведены на рис. 4.

Наличие отрицательного привеса связано с тем, что окисление урана сопровождается выходом из его объема аргона, внедренного как на стадии ионной очистки, так и в процессе его имплантации. Отметим, что характер влияния энергии ионов на коррозионную стойкость облученных образцов в атмосфере лаборатории при комнатной температуре и во влажной атмосфере при  $+60^\circ C$  аналогичен, однако скорость окисления урана во влажной

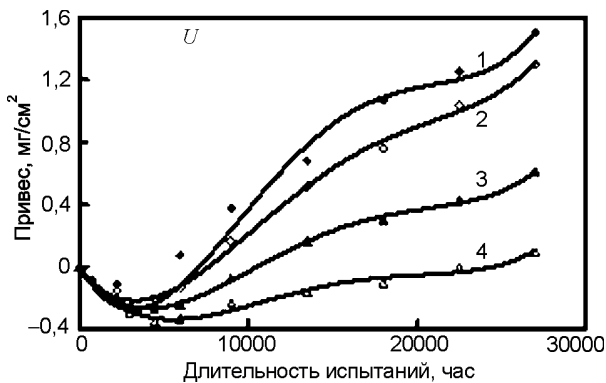


Рис. 4. Зависимость привеса урановых образцов-свидетелей (1) и образцов, облученных ионами  $Ar^+$  с дозой облучения  $D_i = 20D_0$  от длительности коррозионных испытаний в атмосфере лаборатории. 2 –  $E_i = 5$  кэВ; 3 – 10 кэВ; 4 – 15 кэВ.

атмосфере значительно выше, чем в атмосфере лаборатории.

### АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ УРАНА ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА

Для оценки количества имплантированного в уран Ar и определения профиля его распределения в материале образцы были облучены при энергии ионов  $Ar^+ \sim 10$  кэВ. Дозы облучения составляли  $9D_0$  и  $27D_0$ . С помощью метода ядерно-физических реакций были получены показанные на рис. 5 профили распределения имплантированного в поверхность U аргона.

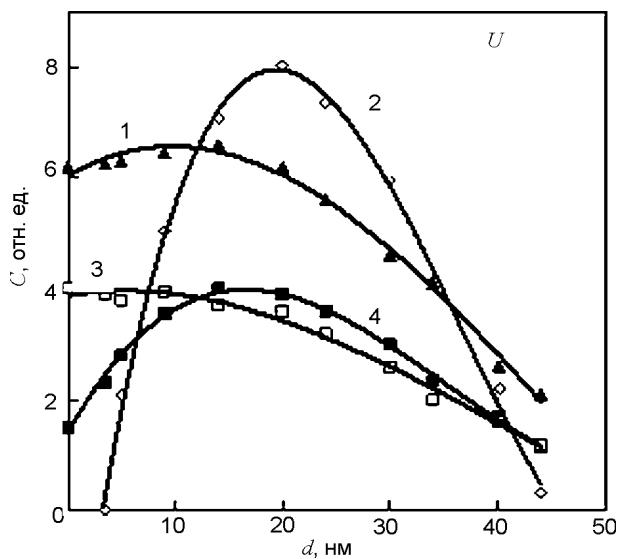
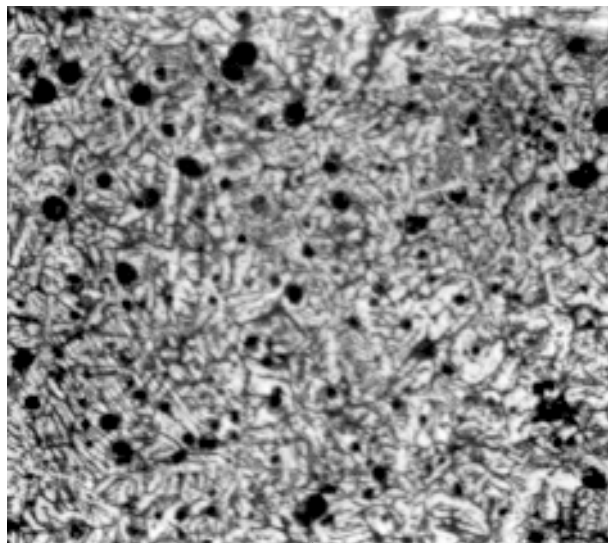


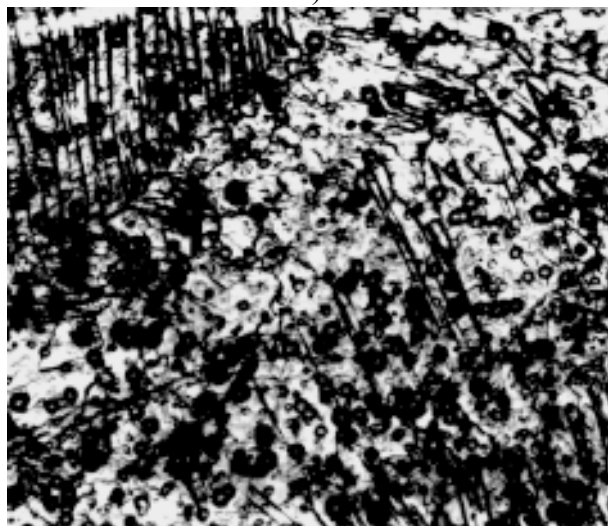
Рис. 5. Профили распределения имплантированного аргона в уране, полученные расчетным путем (1, 3) и экспериментальные (2, 4). 1, 2 –  $D_i = 27D_0$ , 3, 4 –  $D_i = 9D_0$ .

Установлено, что при энергии ионов 10кэВ профили распределения аргона в поверхности урана имели максимумы на глубине 15 нм и 19 нм для доз облучения  $9D_0$  и  $27D_0$  соответственно. Основное количество аргона содержится в слое урана толщиной около 40 нм. Необходимо отметить, что согласно оценочным расчетам толщина слоя урана, окисленного за время коррозионных испытаний, должна на два порядка превышать толщину слоя, содержащего аргон до начала окисления. Это означает, что аргон, находящийся в облученной поверхности, на глубине до 40 нм, оказывает существенное влияние на процессы окисления, проходящие на гораздо больших глубинах (до 1 – 2 мкм).

На рис. 6 показано влияние облучения ионами  $\text{Ar}^+$  на микроструктуру поверхности урановых образцов.



а)



б)

Рис. 6. Микроструктура поверхности образцов из естественного урана после облучения ионами  $\text{Ar}^+$  с энергией 6 кэВ. Исходная поверхность – а); поверхность после облучения  $D_i = 2D_0$  – б).  $\times 400$ .

На исходной и облученной поверхностях наблюдаются дислокации, двойники и плоскости скольжения, практически всегда присутствующие в уране после деформации при низких температурах. Это связано с чрезвычайно высокой анизотропией термического расширения урана [12]. Облучение урана ионами аргона приводит к распылению поверхности урана, выявлению структуры поверхности и к увеличению числа двойников и плоскостей скольжения.

Представлялось интересным оценить возможность замедления коррозионных процес-

сов с помощью ионной имплантации коррозионно-стойких материалов – например циркониевых сплавов.

### ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА $\text{Zr} + 1\%\text{Nb}$

Авторами работы [6] наблюдалось замедление скорости коррозии сплава  $\text{Zr} + 1\%\text{Nb}$  после облучения поверхности сплава ионами  $\text{He}^+$  с энергией ионов 150 кэВ. Интересным представлялось оценить повышение КС Zr сплава при облучении ионами инертного газа (аргона) при меньших энергиях ионов. Такое снижение энергии ионов важно с точки зрения практической реализации метода модификации поверхности.

Нами проведено изучение влияния дозы облучения ионами аргона на коррозионную стойкость циркониевого сплава  $\text{Zr} + 1\%\text{Nb}$ . Эффект замедления коррозии обнаружился во всем исследуемом интервале доз облучения. Максимальное повышение коррозионной стойкости облученного ионами аргона сплава  $\text{Zr} + 1\%\text{Nb}$  наблюдалось для дозы облучения  $8D_0$ .

На рис. 7 показана зависимость коэффициента  $R$  (эффекта повышения коррозионной стойкости) при энергии ионов аргона 25 кэВ.

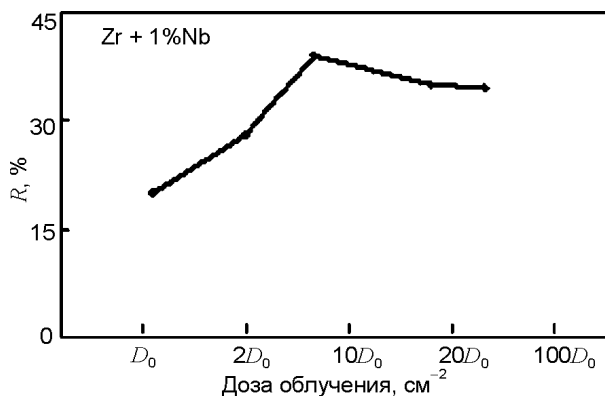


Рис. 7. Зависимость коэффициента повышения коррозионной стойкости ( $R$ ) образцов из сплава  $\text{Zr} + 1\%\text{Nb}$  после имплантации ионов аргона от дозы ионного облучения ( $D_i$ ).

Как и для  $U$  коэффициент  $R$  растет с увеличением дозы облучения. После дозы  $D_i = 8D_0$  увеличение дозы ионного облучения приводит к снижению коэффициента  $R$ .

Облучение металлов ионами инертных газов сопровождается накоплением инертного газа в приповерхностном слое, что оказывает

влияние на физико-химические свойства поверхности. Эксперименты по изучению выхода имплантированного в исследуемые образцы аргона в зависимости от температуры образцов проводились на образцах из циркониевого сплава  $Zr + 1\%Nb$  по окончании их коррозионных испытаний [13]. Из результатов экспериментов следует, что вследствие ионного облучения в поверхности образцов из сплава  $Zr + 1\%Nb$  накапливается заметное количество аргона. Десорбция аргона из облученной поверхности происходит при нагреве образцов. Зависимость выхода имплантированного аргона от температуры нагрева образцов приведена на рис. 8.

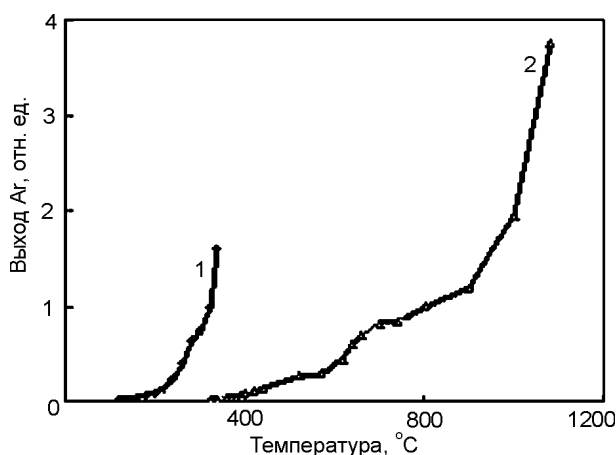


Рис. 8. Зависимость выхода аргона из облученных образцов сплава  $Zr + 1\%Nb$  от температуры. 1 - образцы только после ионной очистки; 2 - образцы после ионной очистки, ионной имплантации и коррозионных испытаний.

Как видно из рис. 8, выделение аргона из неимплантированного образца, подвергнутого только низкоэнергетической очистке ионами аргона, становится заметным при температуре образца  $\sim 200^\circ C$ .

Для имплантированных образцов выделение аргона становится явно выраженным лишь при  $T \geq 400^\circ C$ . При более низких температурах выделение аргона из имплантированного образца в пределах чувствительности детектора масс-спектрометра не обнаруживается. С ростом температуры образца до  $700^\circ C$  выход аргона увеличивается. Максимальное выделение аргона в наших условиях происходило при температуре  $1100^\circ C$ . Эти данные хорошо согласуются с результатами работы [6].

## ИЗМЕНЕНИЕ ТОПОГРАФИИ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА $Zr + 1\%Nb$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ БОМБАРДИРОВКИ ИОНАМИ $Ar^+$

Анализ топографии поверхности, изменяющейся под воздействием бомбардировки ионами аргона, представляет особый интерес в связи с наличием взаимосвязи данного фактора с коррозионной стойкостью металлов [14, 15].

На рис. 9 представлены микрофотографии поверхности образцов из сплава  $Zr + 1\%Nb$  исходного и облученного ионами аргона.

Вследствие интенсивного распыления материала облучаемых образцов происходит изменение микроструктуры и рельефа поверхности: растравливание поверхности, появление бороздок, ямок, отдельных кратеров. При больших дозах облучения (более  $20D_0$ ) на поверхности образцов обнаруживаются отдельные блистеры (отшелушивание участков поверхности вследствие достижения критического давления в пузырьках газа, накапливающегося в результате ионной бомбардировки). Размеры блистеров составляют величину  $\sim 1$  мкм. Распределение блистеров по поверхности образцов отличается существенной неоднородностью.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ литературных данных по имплантации ионов инертных газов в металлы не выявил данных о влиянии инертных газов на процессы электрохимической коррозии. Отсутствие такого влияния некоторые авторы [16, 17] объясняют тем, что инертные газы не образуют химических соединений, влияющих на кинетику электрохимических процессов.

Как отмечалось ранее, среди гипотез, объясняющих замедление коррозии металлов после имплантации ионов инертных газов, наибольший интерес исследователей привлекает допущение об определяющем влиянии на процесс коррозии атомов инертных газов, внедренных в поверхностный слой металла. Наблюдаемое при этом замедление коррозии обусловлено образованием в поверхностном слое облученного металла барьера из атомов инертного газа, снижающего скорость сорбции химически активных газов поверхностью металла и снижением скорости диффузии кислорода в металл [18], а также возник-

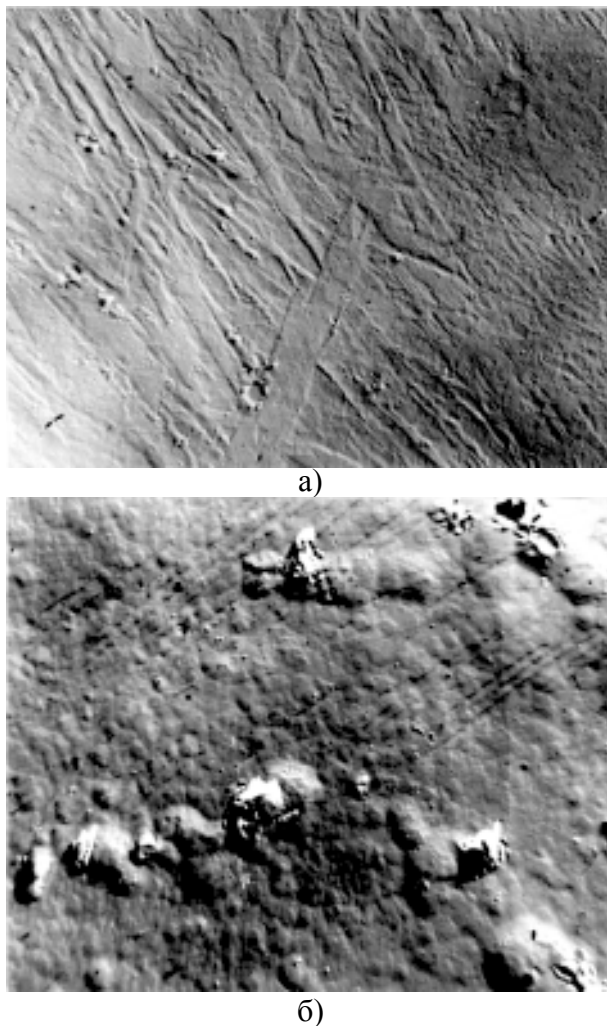


Рис. 9. Топографии поверхности сплава Zr + 1%Nb: а) – исходная; б) – после облучения ионами аргона  $E_i = 25$  кэВ,  $D_i = 40D_0$ .  $\times 20000$ .

новением газовых пузырей в облученной поверхности. Такие пузыри могут играть роль диффузионного барьера для вакансий облучаемого металла на поверхности раздела металл-окисел, что ведет к торможению процесса окисления.

Эта гипотеза объясняет причину замедления коррозии металлов после ионного облучения. Однако, она не объясняет наличие экспериментально обнаруженной предельной дозы облучения ионами инертного газа для максимального повышения коррозионной стойкости металлов и сплавов и причину снижения КС после превышения предельной дозы. Как показали результаты коррозионных испытаний, рост дозы облучения от  $D_0$  до  $10D_0$  приводил к замедлению коррозии как урана, так и циркониевого сплава. Наибольший эффект замедления коррозии наблюдался при дозе  $(8 \div 10)D_0$ . Дальнейший рост дозы облучения приводил к повышению скорости

коррозии. На наш взгляд предельная доза облучения ионами инертных газов обусловлена возникновением блистеров – разрушением поверхности при вскрытии ранее образовавшихся газовых пузырей в облученном материале. Появление блистеринга более характерно для имплантации легких газов (водорода, гелия) в условиях, когда глубина проникновения ионов превышает толщину распыляемого ионами слоя, и доза превышает ее некоторое критическое значение. В случае легких ионов это условие выполняется при всех энергиях. Для тяжелых инертных газов (например, аргона) блистеринг возможен при энергиях ионов более 10 кэВ [18, 19]. Однако, при облучении материалов с малыми коэффициентами распыления (например, при облучении тяжелых металлов) блистеринг возможен и при энергиях  $\leq 10^1$  кэВ. В работе Василиу и Теодореску [2] блистеринг наблюдали в пленках  $\alpha$ -U при бомбардировке их ионами аргона с энергией 15 и 25 кэВ. Блистеринг обнаруживали, начиная с критической дозы  $\sim 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Размеры и плотность концентрации блистеров возрастали с ростом дозы облучения и температуры поверхности. В наших экспериментах блистеры на облученной ионами аргона с энергией 25 кэВ поверхности сплава Zr + 1%Nb наблюдали при дозе  $40D_0$ . Изменение топографии поверхности (разрушение вследствие блистеринга) приводит к высвобождению внедренного при меньших дозах облучения инертного газа. Установлено, что критическая доза облучения при имплантации ионов  $Ar^+$  составляет величину  $\sim (8 \div 10)D_0$ .

Схему изменений в поверхности металла после облучения ионами аргона с энергией 25 кэВ можно представить следующим образом.

При малых дозах облучения происходит насыщение аргоном поверхности металла, что приводит к образованию барьера для диффузии кислорода в металл и к торможению процесса окисления.

С ростом дозы ионного облучения, как показано в работе [18], аргон собирается в виде газовых пузырьков размером  $d < 50 \div 100$  Å. С дальнейшим ростом дозы облучения и температуры образцов начинается объединение мелких пузырьков в более крупные пузыри и рост давления в пузырях. Вследствие распыления поверхности, сопутствующего ионной

имплантации, поверхность над пузырями утончается, и над ними на поверхности возникают купола. При превышении предельной дозы ионного облучения происходит вскрытие газовых пузырей (разрушение поверхности) и выход инертного газа из пузырей. Появление оголенных участков поверхности приводит к их окислению и к ухудшению коррозионной стойкости металла.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Результаты экспериментов показали, что облучение ионами аргона приводит к существенному замедлению коррозии исследуемых материалов во влажной атмосфере.

2. Зависимость коррозионной стойкости от дозы ионного облучения имеет экстремальный характер. С ростом дозы облучения до критической дозы коррозионная стойкость облученных материалов растет, а с превышением критической дозы начинает снижаться.

3. Предложено объяснение экстремальной зависимости КС от дозы ионного облучения – возникновение на облучаемой поверхности блистеров и разрушение поверхности вследствие длительной бомбардировки ионами аргона и вскрытие ранее образованных газовых пузырей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Солонин М.И., Решетников Ф.Г., Иолтуховский А.Г., Никулина А.В. Новые конструкционные материалы активных зон ядерных энергетических установок//ФизХОМ. – 2001. – № 4. – С. 17-27.
2. Vasiliu F., Teodorescu I.A. Blistering and bubble formation processes observed in  $\alpha$ -U thin films //Inst. Phys. Conf. Ser. – 1976. – № 28, Ch.7. – P. 324-328.
3. Горский В.В. Усовершенствование уранового топлива для легководных реакторов//Атомная техника за рубежом. – 2000. – № 5. – С. 3-12.
4. Кидд С. Уран и плутоний//Атомная техника за рубежом. – 2008. – № 10. – С. 26-28.
5. Crusset P. Modification of the hydriding kinetics of an Uranium alloy by using ion implantation// Proc. 11-th Conf. on Vac. Metal. – 1992. – P. 256-258.
6. Зеленский В., Петельгузов И., Рекова Л., Родак А. Влияние ионной имплантации на коррозию циркония и сплавов на его основе// ВАНТ. Сер. ФРП и РМ. – Харьков: ХФТИ. – 1989. – Вып. 1 (48). – С. 47-52.
7. Калинин Б.А., Осипов В.В., Волков Н.В., Олейников Н.В. Структура оксидных пленок, полученных на ионно-легированной поверхности циркониевых сплавов//ФизХОМ. – 2004. – № 1. – С. 13-21.
8. Belous V.A., Nosov G.I. The effect of argon ion implantation on the corrosion resistance of zirconium Proc. ISDEIV, XV 111-th Int. Symp. on Disch. and Electr. Insulation in Vacuum. Eindhoven. The Netherlands. – 1998. – P. 634-636.
9. Hirvonen J.K. Ion implantation in tribology and corrosion science//J. Vac. Sci. Technol. – 1978. – Vol. 15, № 5. – P. 1662-1668.
10. Dearnaley G. The modification of materials by ion implantation//Phys. Technol.–1983.– Vol. 14. – P. 227.
11. Холден А.Н. Физическое металловедение урана/пер.с англ. – М.: ГОНТИ, 1962. – 268 с.
12. Зуев Ю.Н., Кабанова И.Г., Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Подгорнова И.В., Мухин М.Л. Типы двойников и дислокационная структура  $\alpha$ -урана в исходном и деформированном состояниях//Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 106, № 1. – С. 100-112.
13. Белоус В.А., Носов Г.И., Поляшенко Р.Ф., Рекова Л.П. О влиянии облучения ионами аргона на свойства поверхности сплава Zr + 1% Nb//Сб. трудов межгосударственной науч.-технической конференции “Проблемы циркония и гафния в атомной энергетике”, Крым, Алушта. – 1999. – С. 103-106.
14. Goode P.D. The influence of ion implantation on the oxidation of nickel//Inst. of Phys. Conf., Bristol. – 1976. – Chapter 24. – P. 154.
15. Шерцер Б. Развитие рельефа на поверхности вследствие имплантации ионов газов//В кн. Ионная имплантация/Под ред. Дж.К. Хирвонена/Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1986. – С. 360-469.
16. Эшворт В., Проктер Р.П., Грант У.А. Ионная имплантация и водная коррозия//В кн. Ионная имплантация/Под ред. Дж. К. Хирвонена/пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. – С. 139-202.
17. Дернели Г. Термическое окисление//В кн. Ионная имплантация/Под ред. Дж. К. Хирвонена/Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. – С.139-202.
18. Калетта Д. Ионная имплантация в материалы //Физика твердого тела. – 1980. – Вып. 10. – С. 298.
19. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. – М.: Металлургия, 1990. – 216 с.