

05

Влияние облучения ионами гелия на структуру, фазовую стабильность и микротвердость наноструктурированных покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN

© Ф.Ф. Комаров,¹ С.В. Константинов,¹ В.Е. Стрельницкий,² В.В. Пилько¹

¹ Научно-исследовательское учреждение „Институт прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко“ Белорусского государственного университета, 220045 Минск, Беларусь,

² Национальный научный центр Харьковский физико-технический институт, 61108 Харьков, Украина
email: mymail3000@tut.by

(Поступило в Редакцию 7 июля 2015 г.)

Исследована радиационная стойкость наноструктурированных покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN при облучении ионами He⁺ с энергией 500 keV в диапазоне флюенсов от $5 \cdot 10^{16}$ до $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Изучено изменение фазового состава, структуры, параметров кристаллической решетки, морфологии и механических свойств покрытий под воздействием облучения ионами гелия. Обнаружено отсутствие блистеринга, выявлен факт нелинейного влияния флюенса облучения на прочностные свойства тонких покрытий. Обнаружено значительное уменьшение размеров зерен в покрытиях при ионном облучении, что обуславливает увеличение микротвердости и радиационной стойкости покрытий. Установлено, что наноструктурированные покрытия TiN, TiAlN, TiAlYN являются радиационно-стойкими и не подвержены катастрофической деградации под воздействием высокофлюенсного ионного облучения.

Введение

Технический прогресс человечества и техногенное развитие общества вызывают непрерывное увеличение энергопотребления. Эффективным энергоисточником являются атомные электростанции (АЭС). Однако непрерывная работа АЭС связана с определенной технологической опасностью, и вопрос обеспечения ее надежной работы является актуальной проблемой. Важную роль в обеспечении безопасности АЭС играют конструкционные материалы ядерного реактора и рабочих устройств станции. Особенно актуальным является вопрос обеспечения стабильности структуры тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) на весь период их эксплуатации. Оболочки ТВЭЛ подвергаются ряду экстремальных воздействий в ядерном реакторе, включая высокотемпературное воздействие от ядерного топлива (400–500°C), от теплоносителя (300–350°C), коррозионное воздействие от продуктов распада ядерного топлива и от теплоносителя (как правило, вода или эвтектика Na-K), но самым губительным воздействием для материала является облучение нейтронами, осколками деления ядер урана, γ -излучением. Облучение нейтронами вызывает трансмутационные реакции в материале с образованием атомов инертных газов (He, Ne, Ar, Kr, Xe). Накопление атомов инертных газов ведет к набуханию материала, повышенной ползучести, охрупчиванию, а также блистерингу и флекингу [1]. Традиционно применяемыми материалами в данной области являются аустенитные нержавеющие стали и циркалои. Однако возможности этих материалов уже находятся на пределе и дальнейшее развитие ядерной энергетики требует

разработки новых радиационно-стойких материалов для оболочек ТВЭЛ [2].

В ряде работ по этой тематике было показано, что перспективными материалами для ядерных реакторов являются керамики, в частности нитридные керамики на основе переходных металлов IV, V групп таблицы Д.И. Менделеева [3–6]. Эти материалы обладают также уникальными прочностными и трибомеханическими характеристиками [7–9]. Нитриды данных металлов представляют собой фазы внедрения, состоящие из двух ГЦК-подрешеток. Атомы металла занимают места в узлах решетки, а атомы азота занимают октаэдрические поры. Это позволяет структуре эффективно сопротивляться накоплению инертного газа в порах решетки с последующим образованием пузырей газа. Также важным путем повышения радиационной стойкости материалов является создание большого числа стоков для точечных дефектов структуры, индуцируемых облучением. Такими стоками могут являться дислокации либо границы зерен материала. Наноструктурированный материал, обладающий большой интегральной протяженностью границ зерен будет обладать повышенной стойкостью к облучению [10,11]. Добавка иттрия в малых количествах (менее 1 at.%) способствует повышению твердости покрытия, так как происходит искажение элементарной ячейки кристаллической решетки при замещении иттрием атомов титана либо при внедрении иттрия в ячейку, так как атомный радиус иттрия отличается от этой величины для титана на более чем на 24.4% (1.43 и 1.78 Å соответственно [12]).

Как правило, в предыдущих работах по этой тематике рассматриваются многослойные покрытия

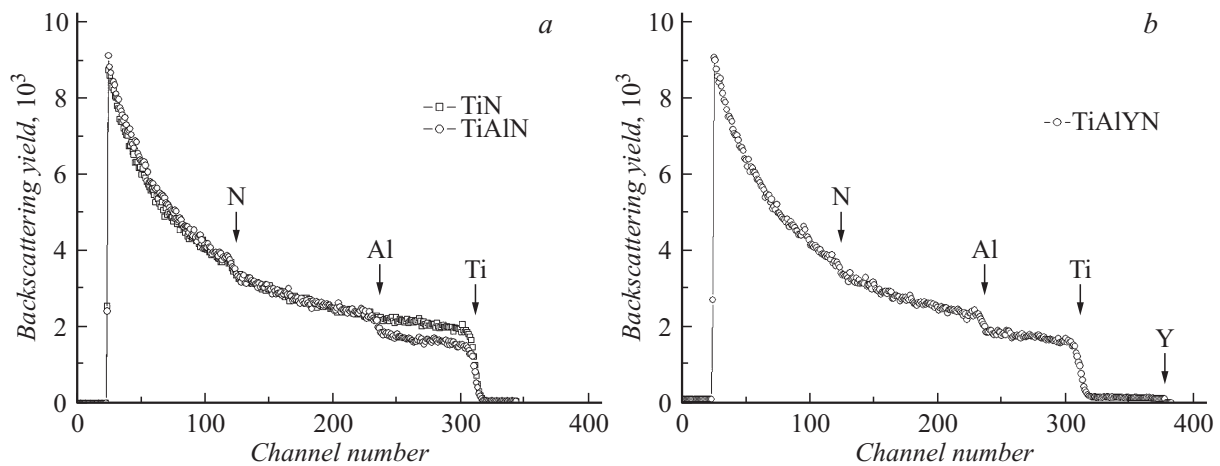


Рис. 1. Спектры POP-ионов гелия от покрытий TiN, TiAlN (a), TiAlYN (b).

AlN/TiN [13,14], Al/Ti [15] или бинарные соединения TiN [16], ZrN [17]. Изучение радиационной стойкости покрытий TiAlN, TiAlYN представляет собой значительный научный и практический интерес.

Материалы и методы исследования

Исследования проводились на образцах покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN, нанесенных методом сепарированного вакуумно-дугового распыления на подложки из нержавеющей стали 12X18H10T. Осаждение покрытий проводилось на вакуумно-дуговой установке „Булат“, оснащенной T-образным магнитоэлектрическим фильтром макрочастиц [18]. Мишень представляла собой сплав Ti + 36 wt.% Al, что соответствует равной атомной концентрации элементов — Ti и Al. Давление азота в вакуумной камере составляло 10^{-2} Pa, на подложку в процессе нанесения подавался отрицательный потенциал смещения, равный -150 V. Ток дуги составлял 70 A. Подробное описание процесса нанесения покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN приведено в [18].

Толщина покрытий составила величину $5-7 \mu\text{m}$. Для изучения стойкости материала к радиационному облучению была разработана уникальная методика. Покрытия облучались на ускорителе легких ионов AN 2500 фирмы „High Voltage Engineering Europe B.V.“ ионами гелия с энергией 500 keV, флюенсами от $5 \cdot 10^{16}$ до $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm² при плотности ионного тока $5 \mu\text{A/cm}^2$. Далее проводился отжиг облученных покрытий в атмосфере аргона при температуре 500°C , время термообработки 15 min с целью смоделировать длительную эксплуатацию в ядерном реакторе. Такие условия создают количество смещений на атом в материале, значительно превышающее то, которое накапливается в материалах ядерного реактора за 40 лет эксплуатации. Данная методика отлично зарекомендовала себя в ходе предыдущих исследований по данной тематике [19].

С целью исследования элементного состава был применен метод обратного резерфордского рассеяния (POP) ионов гелия, энергия ионов 1.3 MeV, разрешение детектора 15 keV. Для обработки спектров POP использовался программный комплекс HEAD 6. Анализ структуры покрытий до и после облучения выполнен методом рентгеноструктурного и фазового анализа на приборе ДРОН-3 с фокусировкой по Брэггу–Брентано с использованием монохроматизированного $\text{CoK}\alpha$ -излучения (длина волны излучения $\lambda = 1.79021 \text{ \AA}$) при ускоряющем напряжении 30 kV и анодном токе 10 mA. Исследования механических свойств покрытий и влияния на них облучения проводились методом измерения микротвердости на приборе DuraScan 20 при нагрузках 0.09, 0.24 и 0.49 N. Для анализа морфологии и характера влияния облучения на структуру покрытий была применена оптическая микроскопия с увеличениями до 500 раз на приборе Nikon Eclipse LV 150. Были также проведены исследования структуры исходных и облученных образцов на сканирующем электронном микроскопе Hitachi SU3400.

Результаты и их обсуждения

На рис. 1 представлены спектры POP ионов гелия от исследуемых покрытий. В таблице приведены концентрации элементов в покрытиях, полученные при обработке спектров POP с помощью программного комплекса HEAD 6.

Концентрации элементов в покрытиях (at.%)

Элемент	Ti, at.%	Al, at.%	Y, at.%	N, at.%
Покрытие				
TiN	58	–	–	42
TiAlN	29	26	–	45
TiAlYN	31	24	0.3	44.7

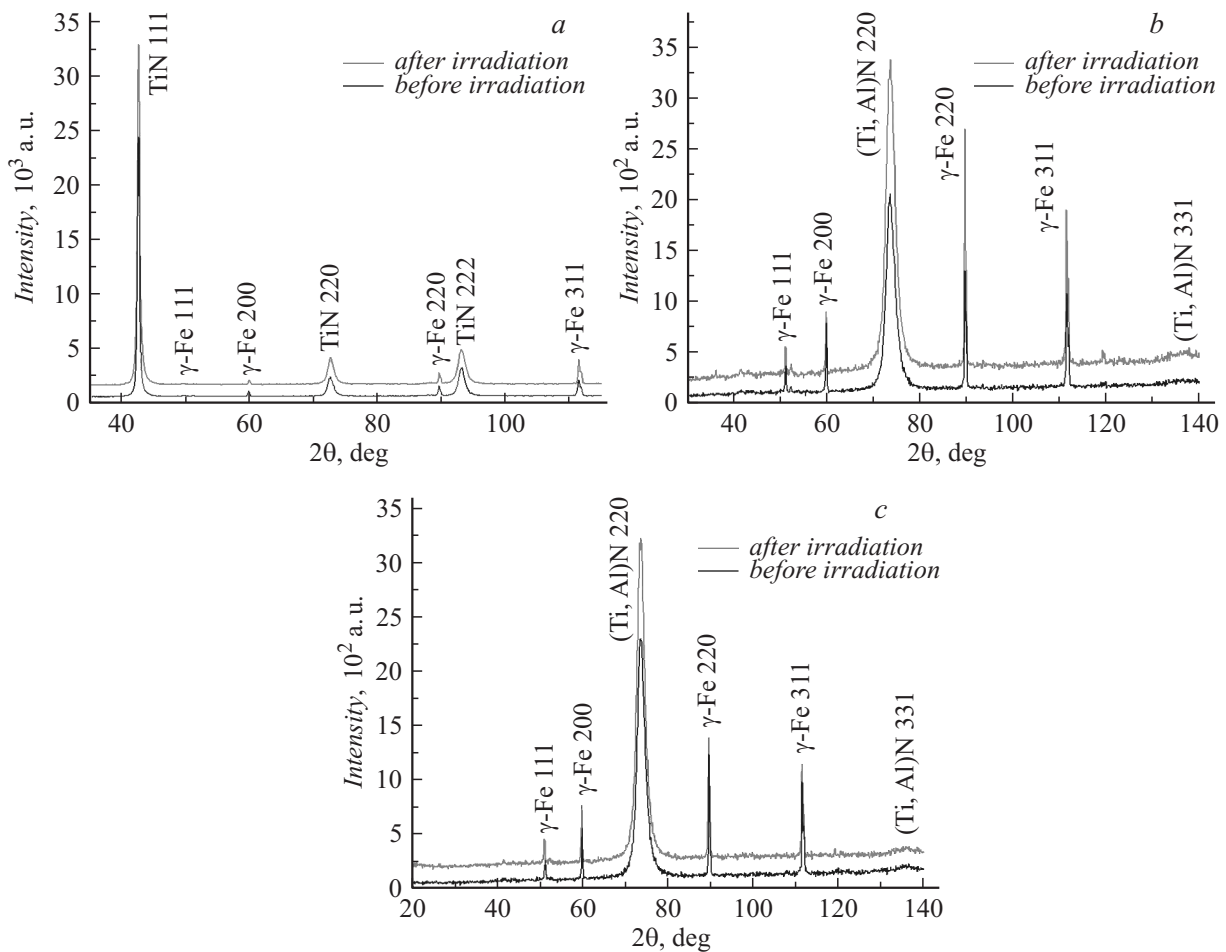


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы от покрытий: TiN (a), TiAlN (b), TiAlYN (c) до облучения и после облучения ионами He⁺ с энергией 500 keV, флюенс $2 \cdot 10^{17}$ ions/cm².

Установлено, что концентрации титана, алюминия, иттрия и азота однородны по толщине покрытий. Наличие кислорода в покрытиях не установлено, что свидетельствует о высоком качестве полученных структур и об отсутствии крайне вредных для эксплуатационных свойств наноструктурированных тонкопленочных покрытий оксидов. По результатам POP можно предположить, что титан, алюминий и иттрий находятся в фазе нитрида и не образуют других фаз. Концентрация Y равна 0.3 at.%, равномерна по всей толщине покрытия, что обеспечивает однородность свойств и, как будет показано ниже, заметное повышение твердости. По отношению концентраций металла к азоту можно утверждать, что формируется стехиометрический нитрид Ti_{50–55}N_{45–50} с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК) типа NaCl, так как при таком соотношении концентраций титана и азота формирование ГЦК-решетки наиболее термодинамически выгодно, в котором около 90% октаэдрических пор занято атомами азота. Результаты анализа элементного состава методом POP подтверждаются результатами микрорентгеноспектрального элементного анализа, выполненного на специализированной приставке к ска-

нирующему электронному микроскопу Hitachi SU3400, где обнаружен тот же элементный состав покрытий.

На рис. 2 приведены рентгеновские дифрактограммы от покрытий TiN (a), TiAlN (b), TiAlYN (c). Обнаружены дифракционные пики от γ-железа, что свидетельствует о проникновении рентгеновских лучей до подложки нержавеющей стали 12X18H10T, что естественно при толщине покрытий 5–7 μm.

Обнаружены также пики нитрида титана в случае покрытия TiN (рис. 2, a). На основании ориентаций наиболее интенсивных пиков на рентгеновских дифрактограммах установлено, что покрытие имеет сильную текстурированность типа (110). В случае покрытий TiAlN и TiAlYN обнаружены пики, соответствующие нитриду титана, однако смещенные в область больших углов в случае покрытия TiAlN (рис. 2, b) и менее смещенные в область больших углов в случае покрытия TiAlYN (рис. 2, c). Других фаз в покрытиях не обнаружено. Следовательно, алюминий и иттрий находятся в фазе твердого раствора. Данный факт подтверждается рассчитанными значениями параметров кристаллической решетки покрытий: 4.271 Å для TiN, 4.226 Å для TiAlN,

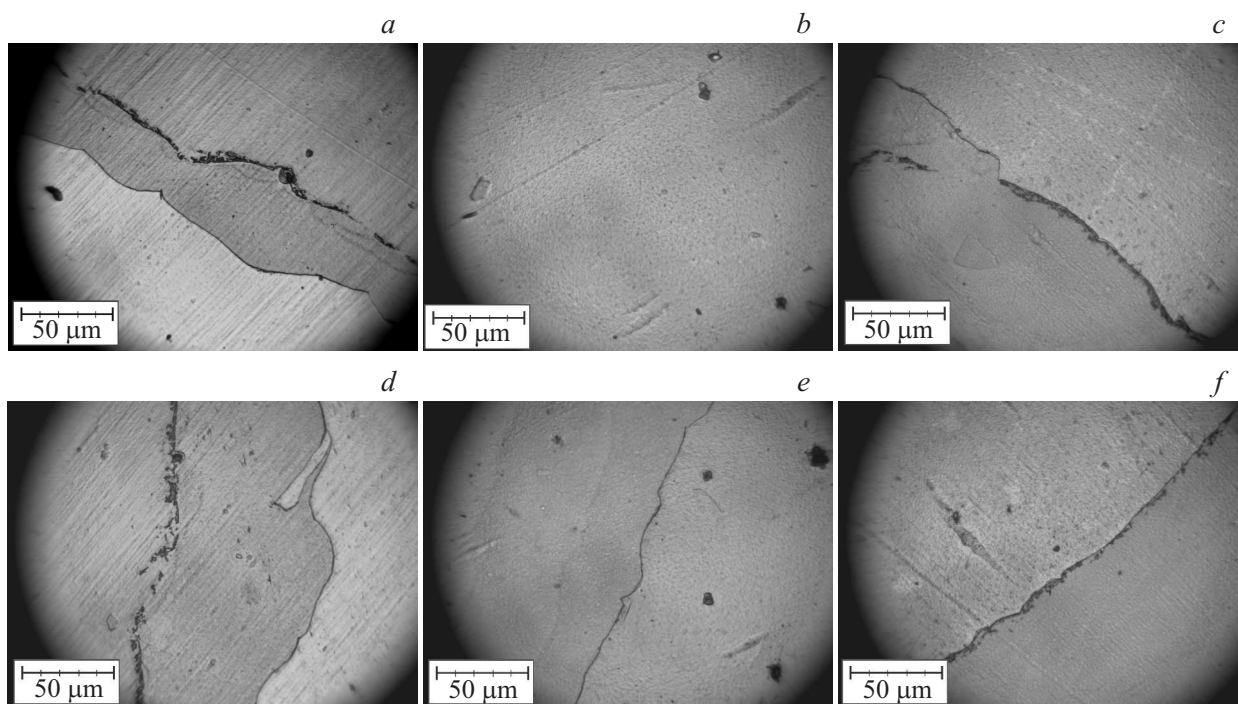


Рис. 3. Фотографии микроструктуры покрытий TiN (*a, d*), TiAlN (*b, e*), TiAlYN (*c, f*) после облучения ионами гелия с флюенсами $2 \cdot 10^{17}$ ions/cm² (*a, b, c*), $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm² (*d, e, f*).

4.231 Å для TiAlYN. Добавка атомов Al, имеющих атомный радиус, меньший чем для атомов Ti ($r_{\text{aTi}} = 1.47$ Å, $r_{\text{aAl}} = 1.43$ Å [12]), вызывает уменьшение периода кристаллической решетки. Добавка иттрия, имеющего значительно больший атомный радиус ($r_{\text{aY}} = 1.78$ Å [12]), вызывает увеличение параметра решетки и, как указано в [20], упрочнение покрытия. При добавлении Al или Al и Y формируются комплексные нитриды (Ti, Al)N и (Ti, Al, Y)N с параметром кристаллической решетки, меньшим TiN. По формуле Селякова–Шеррера [21] был рассчитан средний размер кристаллитов покрытий. Он составил величину 45–50 nm для TiN, 9.5–12.5 nm для TiAlN и 9–10 nm для TiAlYN. Следовательно, добавки Al и Y способствуют измельчению кристаллитов покрытия TiN, что в свою очередь сказывается на механических свойствах его повышением твердости, пределов прочности и текучести, а также вязкости разрушения [22–24].

Как видно из рентгеновских дифрактограмм, после облучения ионами гелия не происходит заметных изменений в кристаллической структуре покрытий, кроме эффекта измельчения зерна: 30–35 nm для TiN, 10.5–11.5 nm для TiAlN, 6.5–8.5 nm для TiAlYN. Во всех случаях в покрытиях сохраняется ГЦК-решетка, параметр ее изменяется на уровне ошибки измерения, аморфная фаза отсутствует.

На рис. 3 представлены фотографии микроструктуры покрытий после облучения ионами гелия с энергией 500 keV, полученные с помощью оптической микроскопии.

На фотографиях видны трещины скола части покрытий после облучения. Пороговой дозой частичного разрушения для покрытий TiN и TiAlYN является $2 \cdot 10^{17}$ ions/cm², для покрытия TiAlN — $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Однако установлено, что в области частичного разрушения покрытия твердость равна примерно половине твердости исходного покрытия (13–17 GPa) и значительно превосходит твердость мягкой подложки из нержавеющей стали 12X18H10T. Следовательно, покрытие разрушается не до подложки, а до глубины залегания максимума радиационно-индуцированных дефектов и внедренной примеси (рис. 3). Для нитрида титана эта глубина при данных условиях облучения составляет величину 1–1.2 μm (рис. 3) [25]. Данный факт подтверждается результатами микрорентгеноспектрального элементного анализа, выполненного на специализированной приставке к сканирующему электронному микроскопу Hitachi SU3400, где обнаружен тот же элементный состав в нижней области покрытия после частичного разрушения, как и в области исходного необлученного покрытия. Наиболее интенсивное отшелушивание происходит на покрытии TiN. Однако образования макро- и микроблистеров не наблюдалось ни на одном из покрытий ни при какой дозе облучения. В случае массивных материалов при облучении происходит накопление инертного газа в пузырьки с последующим их ростом (блистеринг) и ратрескиванием или отшелушиванием областей материала (флекинг) [1,10,19,26].

Подтверждением высокой радиационной стойкости, исследуемых наноструктурированных покрытий TiN,

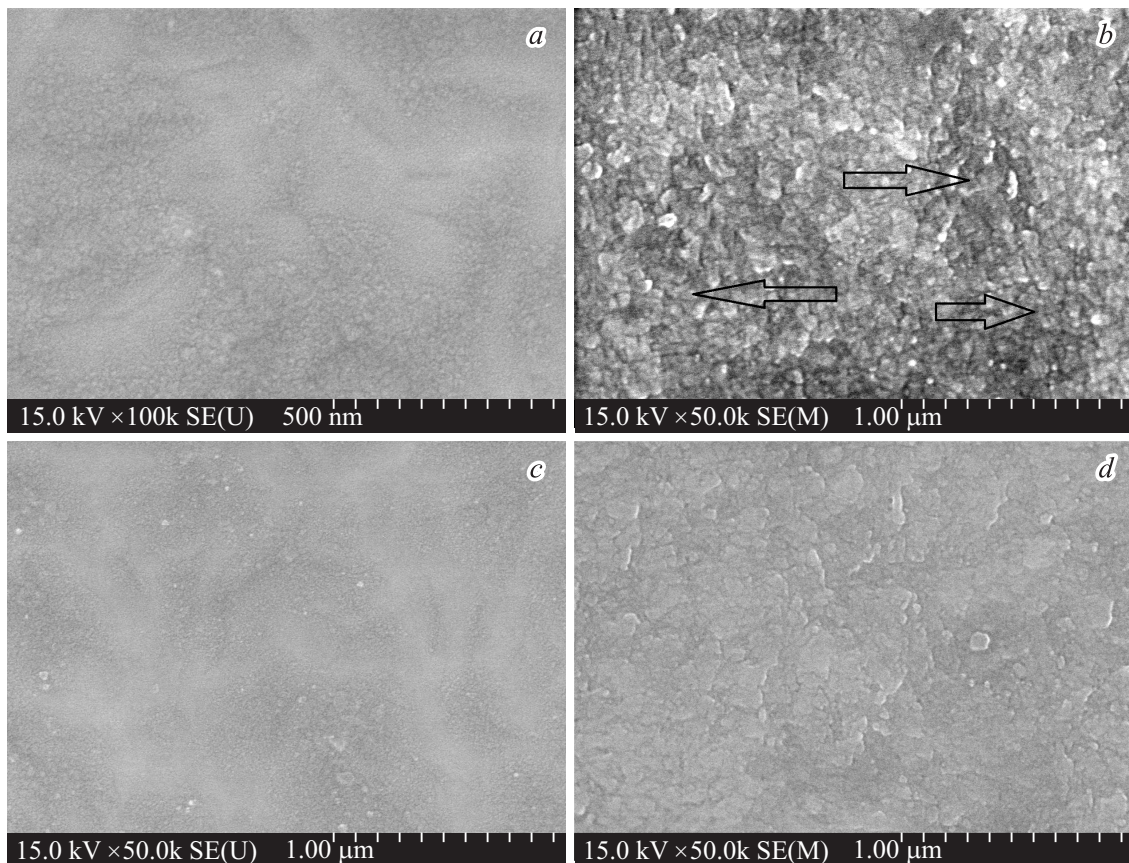


Рис. 4. Фотографии микроструктуры покрытий TiAlN (*a, b*), TiAlYN (*c, d*), полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии; *a, c* — исходное покрытие; *b, d* — облучение He⁺, флюенс $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm².

TiAlN, TiAlYN являются также результаты сканирующей электронной микроскопии (рис. 4). После облучения покрытий не происходит никаких значительных (видимых) изменений структуры, таких как макроскопическое накопление пузырей газа (блистеринг), радиационного набухания или аморфизации. Все это свидетельствует о высокой фазовой и структурной стабильности наноструктурированных покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN к высокофлюенсному воздействию ионных пучков.

При флюенсе облучения $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm² (рис. 4, *b*) наблюдаются местные повреждения поверхности покрытия TiAlN (указаны стрелками), по всей видимости это результат селективного распыления материала покрытия, преимущественно азота и накопления мельчайших (наноразмерных) блистеров гелия в материале. О возможности протекания подобных процессов с формированием наноблистеров сообщалось в литературе [27]. На рис. 4 *b, d* приведены фотографии, снятые с областей после отслоения части покрытия при облучении ионами гелия с флюенсом $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm², когда выявляется более структурированный рельеф поверхности. Размер зерен покрытий после облучения колеблется в пределах 30–35 nm для TiN, 10.5–11.5 nm для TiAlN, 6.5–8.5 nm для TiAlYN. При флюенсе облучения $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm²

(рис. 4, *b, d*) наблюдаются очаги разрушения покрытия в результате эксфолиации (отшелушивания). Не обнаружено образования макро- либо микроскопических блистеров в покрытиях при всех исследованных флюенсах облучения. Таким образом можно заметить, что результаты оптической и сканирующей электронной микроскопий в точности подтверждают друг друга.

На рис. 5 приведена зависимость величины микротвердости от флюенса облучения ионами гелия с энергией 500 keV для изучаемых покрытий.

Как видно из графиков, влияние облучения нелинейно сказывается на микротвердости покрытий. Но тенденция такова, что облучение вызывает упрочнение материала до некоторого критического флюенса. Далее, при увеличении флюенса, микротвердость снижается.

Добавка Al повышает твердость покрытия по сравнению с TiN на 30–60%, как это видно из графика и показано в предыдущих работах по этой тематике [22,23]. По результатам рентгеноструктурного фазового анализа не было обнаружено иных фаз кроме (Ti, Al)N, следовательно Y находится в твердом растворе. Добавка Y в составе покрытия сильно искажает элементарную ячейку при замещении иттрием атомов титана либо при внедрении иттрия в ячейку, так как атомный радиус

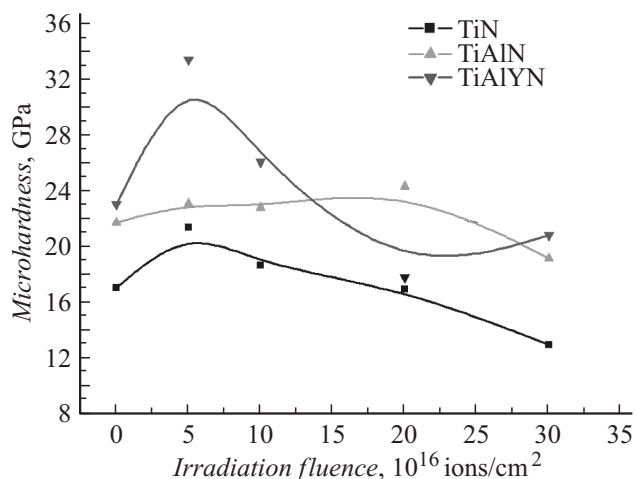


Рис. 5. График зависимости микротвердости покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN от флюенса облучения ионами гелия с энергией 500 keV.

иттрия отличается от этой величины для титана на более чем на 24.4% (1.43 Å и 1.78 Å соответственно [12]). Также „микролегирование“ иттрием приводит к уменьшению размера кристаллитов покрытия на 10–25%. Все эти факторы приводят к упрочнению покрытия TiAlYN по сравнению с TiAlN на 10–20% и на 40–90% по сравнению с TiN. Установленные закономерности подтверждаются литературными данными, где также было установлено увеличение твердости покрытий при добавке иттрия и других редкоземельных элементов [24].

Как следует из рис. 5, при всех исследованных флюенсах облучения покрытие TiAlN сохраняет большую твердость по сравнению с покрытием TiN. Твердость покрытия TiAlYN повышается примерно на 25% в области флюенса облучения $5 \cdot 10^{16}$ ions/cm². Далее происходит спад твердости на 10–15% и затем небольшой рост ее до флюенса $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Критическим флюенсом, при котором наблюдается максимум твердости для TiN является $5 \cdot 10^{16}$ ions/cm², для TiAlN — $2 \cdot 10^{17}$ ions/cm², для TiAlYN — $5 \cdot 10^{16}$ ions/cm². К наибольшему упрочнению под воздействием облучения способно покрытие TiAlYN, на котором наблюдается повышение твердости на 20–25% по сравнению с исходной. К меньшему упрочнению способно покрытие TiN, с увеличением твердости на 15–17%. Наименее восприимчиво к радиационному облучению покрытие TiAlN, на котором наблюдаются увеличение твердости не более чем на 9% и спад твердости на 10–15% по сравнению с первоначальной при наибольшем флюенсе облучения. Наибольшее разупрочнение под воздействием облучения наблюдалось на покрытии TiN — падение величины твердости на 20–23%. Все эти факты свидетельствуют о наибольшей стойкости покрытия TiAlN к действию облучения, о сопоставимой стойкости покрытия TiAlYN к облучению и способности его к существенному упрочнению при облучении.

Причина такого нелинейного и весьма необычного поведения твердости покрытия TiAlYN под воздействием облучения ионами гелия кроется в изменениях в кристаллической структуре материала. После облучения отсутствуют выделения новых фаз, не происходит существенного изменения параметра решетки, как было установлено методом рентгеноструктурного фазового анализа, но изменения твердости происходят. Определенный вклад в увеличение твердости при умеренных флюенсах облучения ионами He⁺ вносит обнаруженное нами измельчение зерен в покрытиях. Можно также предположить, что атомы гелия накапливаются в порах решетки, которые создаются деформированием при внедрении атомов иттрия, и, таким образом, происходит уплотнение кристаллической структуры материала с эффектом повышения твердости. Далее при повышении флюенса облучения уже не находится вакантных пор для внедрения атомов гелия, в результате чего происходит накопление пузырей газа наноразмерного масштаба в межкристаллитных областях, что проявляется в уменьшении твердости. О возможности протекания подобных процессов при облучении сообщалось в литературе [27], где был установлен методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения факт накопления инертного газа в пузырьках размером до 5 nm.

Механизм влияния радиационного облучения на тонкопленочные покрытия существенно отличается от механизма влияния облучения на массивные материалы. При облучении в них неизбежно также происходит накопление точечных дефектов кристаллического строения (вакансий, дивакансий, пар Френкеля, смещенных из узлов атомов, включений инородных атомов и др.), многовакансионных комплексов, атомов инертных газов как продуктов трансмутационных реакций и как бомбардирующих ионов [28]. Но это накопление в начальной стадии происходит на атомном и наноуровнях. А дальнейшей коалесценции этих дефектов и включений в макроблистеры препятствуют сжимающие напряжения пленки покрытия. Происходит лишь нано- и субмикрокоалесценция дефектов, которые не наблюдаются при использованном методе исследования структуры покрытия, в то время как при значительно меньших флюенсах облучения блистеры наблюдались даже в оптическом микроскопе при облучении массивных образцов сталей марок Ст3, 12X18H9T и сплава Д16 [19].

Единственным макроизменением облученных покрытий является частичное, незначительное по интегральной площади, отшелушивание покрытия на образцах, облученных с наибольшей интегральной дозой $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm² после термического отжига при температуре 500°C, как это показано на рис. 3, *d, e, f*. Отжиг увеличивает внутреннюю термодинамическую энергию пузырей газа, локализованных в субмикронных блистерах. Газ начинает оказывать растягивающее давление на стенку блистера, и в момент, когда давление газа превысит значение сжимающего напряжения в пленке, происходит разрушение блистера. Данный механизм

проявляется в частичном разрушении покрытия в областях с максимальной интегральной дозой облучения $2 \cdot 10^{17} - 3 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Происходит субмикронное расстрескивание и флекинг материала.

Заключение

На основании проведенных исследований установлено, что облучение наноструктурированных покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN ионами He⁺ с энергией 500 keV в диапазоне флюенсов $5 \cdot 10^{16} - 3 \cdot 10^{17}$ ions/cm² не приводит к сильным изменениям структуры и не вызывает катастрофического разрушения (макро- и микроблестеринг, радиационное распухание). Не обнаружено образования новых фаз в покрытиях TiN, TiAlN, TiAlYN ни при каких флюенсах облучения. Установлено отсутствие блистеринга покрытий при всех исследованных флюенсах облучения. Радиационное облучение вызывает нелинейные изменения величины твердости покрытий. Так, до флюенсов $5 \cdot 10^{16} - 2 \cdot 10^{17}$ ions/cm² в покрытие TiAlN наблюдается упрочнение на 15–20%, при дальнейшем увеличении флюенса наблюдается спад твердости на 5–10%. Данный факт может быть обусловлен эффективными механизмами диффузии дефектов к границам зерен и рекомбинации точечных радиационно-индуцированных дефектов в наноструктурных покрытиях в первую очередь на границах кристаллитов. При критическом флюенсе облучения, равном $3 \cdot 10^{17}$ ions/cm², увеличение внутренней энергии имплантированного газа в наноразмерных пузырьках после термического отжига при 500°C приводит к росту растягивающих напряжений в пленке покрытия и последующему флекингу небольших областей покрытия. Следует отметить, что данные покрытия: TiN, TiAlN и TiAlYN могут быть перспективными в качестве радиационно-стойких на оболочках ТВЭЛов ядерных реакторов.

Список литературы

- [1] Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Пирайнен В.Ю. Специальные материалы в машиностроении. СПб.: ХИМИЗДАТ, 2004. 640 с.
- [2] Yang Y., Dickerson C.A., Allen T.R. // J. Nucl. Mater. 2009. Vol. 392. P. 200–205.
- [3] Kim I., Jiao L., Khatkhatay F., Martin M.S., Lee J., Shao L., Zhang X., Swadener J.G., Wang Y.Q., Gan J., Cole J.I., Wang H. // J. Nucl. Mater. 2013. Vol. 441. P. 47–53.
- [4] Janse van Vuuren A., Skuratov V.A., Uglov V.V., Neethling J.H., Zlotski S.V. // J. Nucl. Mater. 2013. Vol. 442. P. 507–511.
- [5] Shen T.D. // Nucl. Instrum. Meth. Phys. B. 2008. Vol. 266. P. 921–925.
- [6] Погребняк А.Д., Якущенко И.В., Соболев О.В., Береснев В.М., Купчишин А.И., Бондар А.В., Лисовенко М.А., Атекюра Н., Кано К., Ойосхи К., Тakeda Y. // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 8. С. 72–79.
- [7] Погребняк А.Д., Каверин М.В., Береснев В.М. // ЖТФ. 2014. Т. 84. Вып. 1. С. 86–93.
- [8] Погребняк А.Д., Дробышевская А.А., Береснев В.М., Кыльшиканов М.К., Кирик Г.В., Дуб С.Н., Комаров Ф.Ф., Шипиленко А.П., Тулеушев Ю.Ж. // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 7. С. 124–131.
- [9] Иващенко В.И., Погребняк А.Д., Соболев О.В., Рогоз В.Н., Мейлехов А.А., Дуб С.Н., Купчишин А.И. // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. Вып. 14. С. 72–78.
- [10] Андриевский Р.А. // Нанообзоры. 2011. Т. 6. № 5–6. С. 34–42.
- [11] Андриевский Р.А. // УФН. 2014. Т. 184. № 10. С. 1017–1032.
- [12] Самсонов Г.В., Виноцкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник). 2-е изд. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
- [13] Kim I., Jiao L., Khatkhatay F., Martin M.S., Lee J., Shao L., Zhang X., Swadener J.G., Wang Y.Q., Gan J., Cole J.I., Wang H. // J. Nucl. Mater. 2013. Vol. 441. P. 47–53.
- [14] Milosavljevic M., Obradovic M., Grce A., Perusko D., Pjevic D., Kovac J., Drazic G., Jeynes C. // Thin Solid Films. 2013. Vol. 544. P. 562–566.
- [15] Perusko D., Webb M.J., Milinovic V., Timotijevic B., Milosavljevic M., Jeynes C., Webb R.P. // Nucl. Instrum. Meth. Phys. B. 2008. Vol. 266. P. 1749–1753.
- [16] Popovic M., Stojanovic M., Perusko D., Novakovic M., Radovic I., Milinovic V., Timotijevic B., Mitric M., Milosavljevic M. // Nucl. Instrum. Meth. Phys. B. 2008. Vol. 266. P. 2507–2510.
- [17] Yang Y., Dickerson C.A., Allen T.R. // J. Nucl. Mater. 2009. Vol. 392. P. 200–205.
- [18] Белоус В.А., Васильев В.В., Лучанинов А.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н., Голтвяница В.С., Голтвяница С.К. // Физическая инженерия поверхности. 2009. Т. 7. № 3. С. 216–222.
- [19] Комаров Ф.Ф., Комаров А.Ф., Пилько В.В., Пилько В.В. // Инженерно-физический журнал. 2013. Т. 86. № 6. С. 1393–1396.
- [20] Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: Учебник для вузов. М.: МИСИС, 1999. 408 с.
- [21] Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
- [22] Komarov F.F., Konstantinov S.V., Pogrebnyak A.D., Pilko V.V., Kozak C., Opielak M. // Acta Phys. Pol. A. 2014. Vol. 125. N 6, P. 1292–1295.
- [23] Komarov F.F., Konstantinov S.V., Pilko V.V. // J. Frict. Wear. 2014. Vol. 35. N 3. P. 215–223.
- [24] Nanostructured Coating / Eds by A. Gavaleiro, J.T. De Hosson. Berlin: Springer-Verlag, 2006. 648 p.
- [25] Буренков А.Ф., Комаров Ф.Ф., Кумахов М.А. Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах. М.: Энергоатомиздат, 1985. 214 с.
- [26] Неклюдов И.М., Воеводин В.Н. // Матер. 10-й Межд. конф. „Взаимодействие излучений с твердым телом“. Минск, 2013. С. 127–130.
- [27] Hong M., Ren F., Zhang H., Xiao X., Yang B., Tian C., Fu D., Wang Y., Jiang C. // Appl. Phys. Lett. 2012. Vol. 101. P. 153117–153117-5.
- [28] Komarov F.F. Ion Beam Modification of Metals. NY: Gordon and Breach, 1992. 249 p.