

УДК 621.039.066

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА СТОЙКОСТЬ К ИОННОМУ РАСПЫЛЕНИЮ ЗЕРКАЛ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО МЕДНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu—Cr—Zr

*А.И. Беляева, И.В. Коленов, А.А. Савченко (НТУ «Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина), А.А. Галуза (Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины, Харьков, Украина), Д.А. Аксёнов, Г.И. Рааб, С.Н. Фаизова (Институт физики перспективных материалов при Уфимском государственном авиационном техническом университете, Уфа, Россия), В.С. Войценья, В.Г. Коновалов, И.В. Рыжков, О.А. Скорик, С.И. Солодовченко (ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина), А.Ф. Бардаמיד (Киевский национальный университет им. Т. Шевченко, Киев, Украина)*

Работа посвящена изучению влияния структуры и размеров зерна на изменение микрорельефа и оптических характеристик образцов зеркал из медных сплавов с существенно различными размерами зёрен при бомбардировке их ионами дейтериевой плазмы. Исследование проведено в рамках решения задачи выбора материала обращённых к плазме зеркал для оптических методов диагностики плазмы в термоядерном реакторе. На основании комплексных исследований структурных особенностей поверхностного слоя образцов зеркал из низколегированных медно-хромовых сплавов сделан вывод об определяющей роли размера зерна на их поведение при воздействии дейтериевой плазмы.

**Ключевые слова:** хромо-циркониевые медные сплавы, первое зеркало, оптические свойства, ионное распыление.

INFLUENCE OF GRAIN SIZE ON RESISTANCE TO ION SPUTTERING OF MIRRORS FROM LOW CHROMIUM-ZIRCONIUM COPPER ALLOY. A.I. BELYAEVA, I.V. KOLENOV, A.A. SAVCHENKO, A.A. GALUZA, D.A. AKSENOV, G.I. RAAB, C.N FAIZOVA, V.S. VOITSENYA, V.G. KONOVALOV, I.V. RYZHKOV, O.A. SKORIK, S.I. SOLODOVCHENKO, A.F. BARDAMID. The paper is devoted to investigation of copper alloys structure and grains size influence on modification of micro relief and optical characteristics of mirror specimens after bombardment with deuterium plasma ions. The experiments were provided in the framework of the problem to make the proper choice as for the material for the plasma facing mirrors of laser and optical diagnostics in ITER. Comprehensive studies of structural features of the surface layer of mirror samples of light alloying chromium-zirconium copper alloys brought to the conclusion about decisive role of grains size on their behavior under impact of deuterium plasma.

**Keywords:** chromium-zirconium copper alloys, first mirror, optical properties, ion sputtering

### ВВЕДЕНИЕ

В последние годы повышенное внимание физиков, занимающихся созданием и исследованием новых материалов, вызывают наноструктурные материалы. Эти материалы обладают уникальными свойствами, многие из которых делают их перспективными в плане практических применений. Одно из возможных применений — использование металлов с нанокристаллической структурой для изготовления обращённых к плазме внутрикамерных зеркал для диагностики плазмы в термоядерном реакторе (первые зеркала), как это обсуждалось в работе [1]. Характерный размер ступенчатой структуры, развивающейся на поверхности такого зеркала при бомбардировке атомами перезарядки (АП), будет определяться размером нанокристаллитов, и в случае, когда рабочая длина волны данной диагностики значительно его превышает, распыление не приведёт к существенному ухудшению оптических свойств зеркала.

Среди сплавов меди для этих целей перспективными могут оказаться низколегированные хромо-циркониевые медные сплавы [2]. До настоящего времени основное внимание в литературе уделялось механическим свойствам низколегированных хромо-циркониевых медных сплавов [3, 4]. В частности, показано, что наноструктурирование низколегированных хромо-циркониевых бронз позволяет существенно повысить механические характеристики этих сплавов, сохранив их высокую электро- и теплопроводность [5, 6]. Данный класс материалов относится к дисперсно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования и распределения в матрице частиц вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных характеристик [2]. Хром влияет на морфологию и количество выделяющихся при старении дисперсно-упрочняющих частиц, которые располагаются как в теле зёрен, так и по границам. Цирконий способствует более однородному распределению дисперсных частиц, уменьшает подвижность границ зёрен, обеспечивая стабилизацию зёрненной структуры, влияет на чувствительность сплава к перестариванию, на кинетику старения и температуру рекристаллизации сплава. Таким образом, введение в медную мат-

рицу хрома и циркония приводит к стабилизации получаемой структуры и дополнительному увеличению прочности меди за счёт дисперсных частиц [7]. Алюминий вводится для уменьшения коррозии.

К настоящему времени разработаны технологии получения низколегированных медно-хромовых сплавов и сформировано понимание влияния измельчения структуры, изменения размеров и характера распределения частиц в сплаве на прирост микротвёрдости [8]. Известны работы по влиянию бомбардировки нейтронами на микроструктуру и механические свойства низколегированных медно-хромовых сплавов ([3] и ссылки в ней).

Цель настоящей работы состоит в изучении влияния структуры и размеров зерна на изменение микрорельефа и оптических характеристик образцов зеркал из медных сплавов с существенно различными размерами зёрен при бомбардировке их ионами дейтериевой плазмы. В качестве основных экспериментальных методик используется интерферометрия для исследования структуры поверхности и эллипсометрия, которая признана в настоящее время одним из наиболее чувствительных неразрушающих методов ранней диагностики негативного воздействия ионной бомбардировки на функциональные характеристики материала зеркала [9].

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ И ОБРАЗЦЫ

Объектом исследования данной работы был недавно разработанный дисперсно-упрочняемый низколегированный сплав системы Cu—Cr—Zr, прошедший специальную обработку с целью получения образцов с разным размером зёрен.

Крупнозернистый образец А был выбран в состоянии поставки, т.е. после промышленной обработки.

Ультрамелкозернистый образец В получен после 3-этапной обработки. На первом этапе была проведена закалка в воду после высокотемпературной выдержки образцов в солевой ванне (1050 °С) с целью получения пересыщенного твёрдого раствора легирующих элементов в медной матрице. На втором этапе проведена многопроходная обработка методом интенсивной пластической деформации — равноканальным угловым прессованием (РКУП) (образец между этапами деформирования поворачивается на 90° в одном направлении) [10]. В результате была получена высокодефектная структура с размером зёрен примерно 200—300 нм. Для стабилизации зёрненной структуры и одновременного повышения прочности до значений 650—700 МПа за счёт выделения дисперсных частиц вторичных фаз в медной матрице проводили процесс старения при температуре 450 °С в течение 1 ч.

Для исследования оптических характеристик были изготовлены образцы с отражающей зеркальной поверхностью из двух цилиндрических заготовок крупнозернистого А (размер зёрен 35—50 мкм) и ультрамелкозернистого В (размер зёрен 200—300 нм) низколегированного медного сплава системы Cu—Cr—Zr. После порезки на токарном станке, механической шлифовки и полировки они представляли собой шайбы диаметром 20 и толщиной 5 мм. Оба образца легко поддались механической полировке на шлифовальной бумаге, пастой ГОИ и алмазными пастами различной зернистости. При этом образец В оказался более мягким (пластичным) материалом, что затруднило его полировку, так как на нём легко образовывались микроцарапины. После завершающего этапа полировки алмазной пастой 1/0 для обоих образцов была достигнута зеркальная поверхность удовлетворительного качества. Образец А имел ровные, гладкие края, в то время как образец В имел по краям сколы, внешний вид которых указывал на слоистую структуру ультрамелкозернистого сплава.

Для исследования зёрненной структуры исходных образцов проводилось их химическое травление длительностью 20 с смесью кислот: ортофосфорная кислота (40%), уксусная кислота (40%), азотная кислота (20%).

После механической обработки образцы подвергались очистке от загрязнений ионами плазмы дейтерия ( $E_i \sim 60$  эВ/ион, флюенс  $\sim 2,5 \cdot 10^{23}$  ион/м<sup>2</sup>), полученной в условиях электронно-циклотронного резонанса на установке ДСМ-2 [11]. Чистке образцы подвергались также после каждой процедуры распыления.

Для имитации условий бомбардировки зеркал в термоядерном реакторе атомами перезарядки образцы бомбардировались ионами дейтериевой плазмы, которые ускорялись переменным во времени напряжением (среднее значение  $\langle U \rangle = -600$  В) с широким распределением ионов по энергиям [11] ( $j = 2,8$  мА/см<sup>2</sup>, 10 мин за каждую экспозицию). Потеря массы  $\Delta m$  после каждой экспозиции для образца А составляла 450—615 мкг, для образца В при двух последних экспозициях — 1050—1410 мкг, что прямо указывает на большую разницу в величинах коэффициента физического распыления. Для образца А коэффициент рас-

пыления в  $\sim 2$  раза ниже, чем для образца В, для которого наблюдается тенденция к увеличению коэффициента распыления с каждой последующей экспозицией. При данных размерах обрабатываемой поверхности обоих образцов каждые 100 мкг потерянной массы соответствуют  $\sim 56$  нм распылённого слоя. Всего было проведено четыре экспозиции распыления и пять чисток для обоих образцов.

Оптические измерения включали в себя прямые измерения коэффициента зеркального отражения  $R(\lambda)$  в интервале длин волн 220—650 нм при нормальном падении света [12], измерения спектральной зависимости эллипсометрических параметров  $\Psi$  и  $\Delta$  в интервале длин волн 450—760 нм [9], а также зависимостей  $\Psi$  и  $\Delta$  от угла падения  $\theta$  света на образец на длине волны  $\lambda = 632,8$  нм [13]. Как метод исследования оптических свойств, в частности, была избрана угловая эллипсометрия вследствие высокой чувствительности её параметров к модификации структуры поверхности. Измерения зависимостей сдвига фаз  $\Delta$  между  $p$ - и  $s$ -компонентами линейно-поляризованного света, а также азимута восстановленной линейной поляризации  $\Psi$  от угла падения  $\theta$  излучения на образец выполнялись на эллипсометре ЛЭФ-3М-1 с рабочей длиной волны  $\lambda = 632,8$  нм. Из полученных зависимостей эллипсометрических параметров  $\Delta(\theta)$  и  $\Psi(\theta)$  определяли соответственно главный угол падения  $\theta_{\text{гл}}$ , при котором  $\Delta = \pi/2$ . Затем производили расчёт показателей преломления  $n$  и поглощения  $k$  для исследованных поверхностей с последующим вычислением  $R(\lambda)$  при нормальном падении света [14].

Микрофотографии поверхности образцов были получены с помощью оптических микроскопов ММИ-2 (малое увеличение) и МИИ-4 (большое увеличение) и растрового электронного микроскопа (РЭМ). Для исследования рельефа поверхности использовался интерферометрический комплекс [15].

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ ОПТИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ И МИКРОИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Микрорельеф поверхности зеркал до и после экспозиции к плазме изучался методами оптической и электронной микроскопии и микроинтерферометрии, по данным которых строилась модель отражающей поверхности для интерпретации последующих оптических измерений. Необлучённые образцы А и В имеют зеркальную поверхность, о чём свидетельствует интерференционная картина (рис. 1, а, б), со-

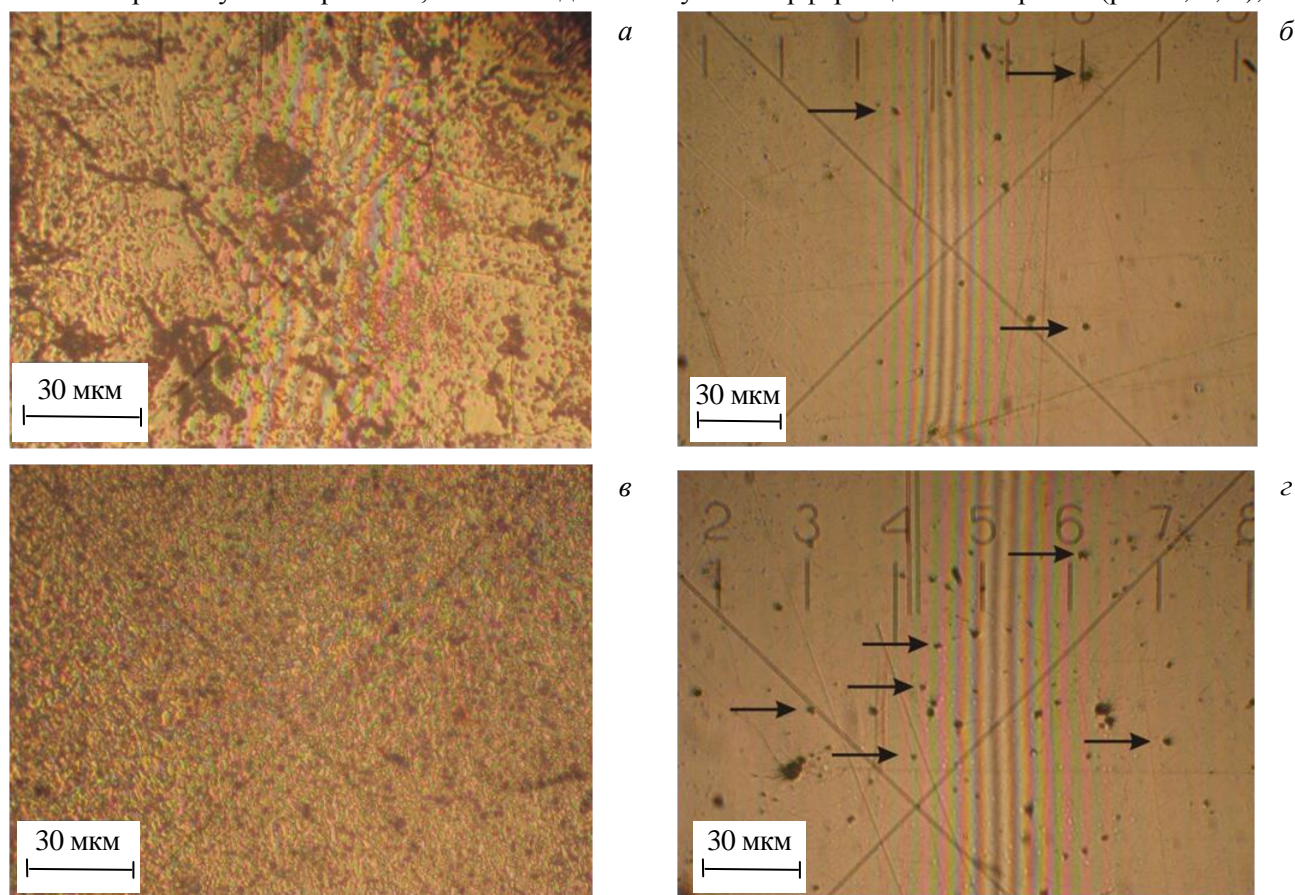


Рис. 1. Интерференционные картины поверхностей образцов А (а) и В (б) в исходном состоянии и после последней чистки А (в), В (г)

стоящая из параллельных интерференционных полос. Оба образца имеют мелкие дефекты в виде чёрных точек размером 1—5 мкм (на рис. 1, *а*, *б* обозначены чёрными стрелками), их плотность на поверхности образца В несколько выше. Границы зёрен методом интерферометрии не идентифицируются.

С целью удаления возможных загрязнений различной природы образцы были подвергнуты чистке низкоэнергетичными ионами дейтериевой плазмы, после которой поверхность образцов А и В стала матовой. При этом на поверхности образца А стали проявляться границы зёрен. Размеры зёрен 15—40 мкм, в их теле выявлены неоднородности размером порядка единиц микрон. Эти неоднородности, по видимому, представляют собой включения хрома и циркония, как следует из фотографий в растровом электронном микроскопе, сделанных после окончания экспериментов. Неоднородности имеют существенно более низкий коэффициент распыления, чем медная матрица [16]. На поверхности образца В после чистки появились такие же неоднородности, плотность которых невелика (15—25 единиц на поверхности площадью 1 мм<sup>2</sup>).

С каждым последующим циклом распыление—чистка поверхность обоих образцов визуально становилась всё более матовой, а границы зёрен на образце А и неоднородности — всё более чёткими. На рис. 1, *в*, *г* даны интерференционные картины образцов А и В после последней чистки. Первая процедура распыления привела к тому, что на поверхности образца А стали определённые границы зёрен, как следует из искривлённых полос на интерференционной картине образца. Границы зёрен после двукратного распыления стали видны ещё более чётко, одни зёрна несколько возвышаются над поверхностью других зёрен. В теле каждого зерна присутствуют неоднородности с характерным размером — единицы микрон (1—3 мкм), и с каждым последующим циклом распыление—чистка их плотность возрастает (см. рис. 1, *в*). Плотность неоднородностей, покрывающих поверхность образца В, с каждым последующим циклом стремительно увеличивалась. Их характерные размеры остались прежними — единицы микрон. После последней процедуры распыление—чистка интерференционные полосы стали визуально неразличимыми, так как испытывают многочисленные изломы (превратились в одно цветное пятно), что свидетельствует о высокой плотности неоднородностей на поверхности образца В (см. рис. 1, *г*). Плотность неоднородностей стала настолько велика, что многие из них соединились с соседними, образуя по всей поверхности систему продолговатых искривлённых бугорков.

На рис. 2 показаны интерференционные картины образцов после травления. На интерференционной картине образца А чётко видны зёрна размером 10—50 мкм (на рисунке одно из них обведено кругом), а также многочисленные неоднородности в теле зёрен (см. рис. 2, *а*). Поверхность образца В плотно покрыта неоднородностями, и интерференционные полосы плохо различимы (см. рис. 2, *б*). Таким образом, процесс воздействия на оба образца потоком ионов дейтериевой плазмы с широким распределением ионов по энергиям качественно подобен травлению образца.

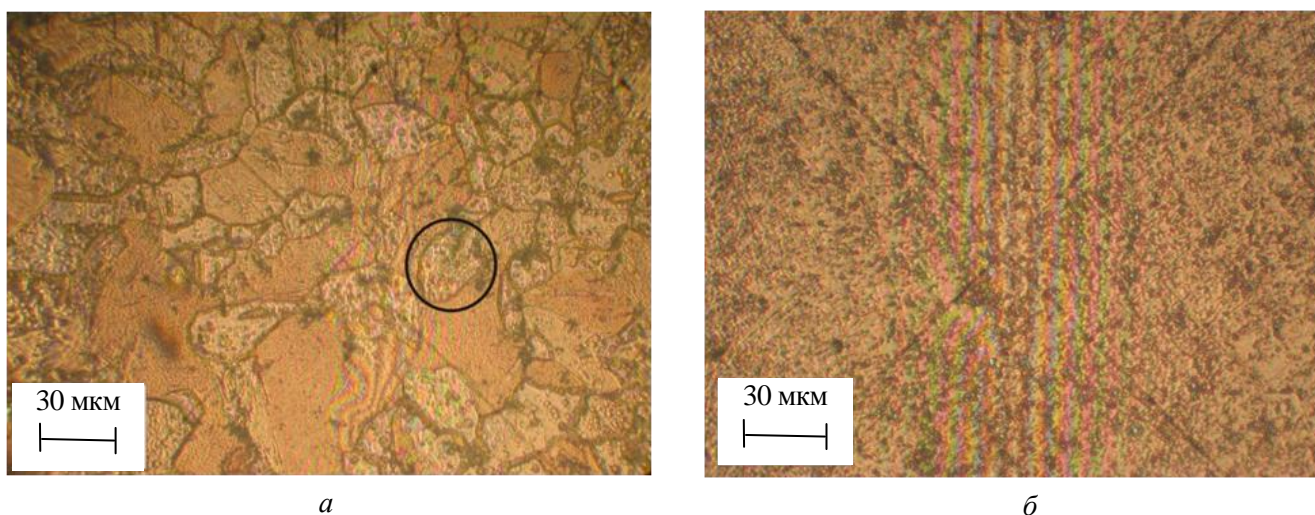


Рис. 2. Интерференционная картина образцов А (*а*) и В (*б*) после химического травления

По окончании процедур чистка—распыление были сделаны фотографии поверхности образцов А и В с помощью электронного микроскопа, показанные на рис. 3 в двух масштабах.

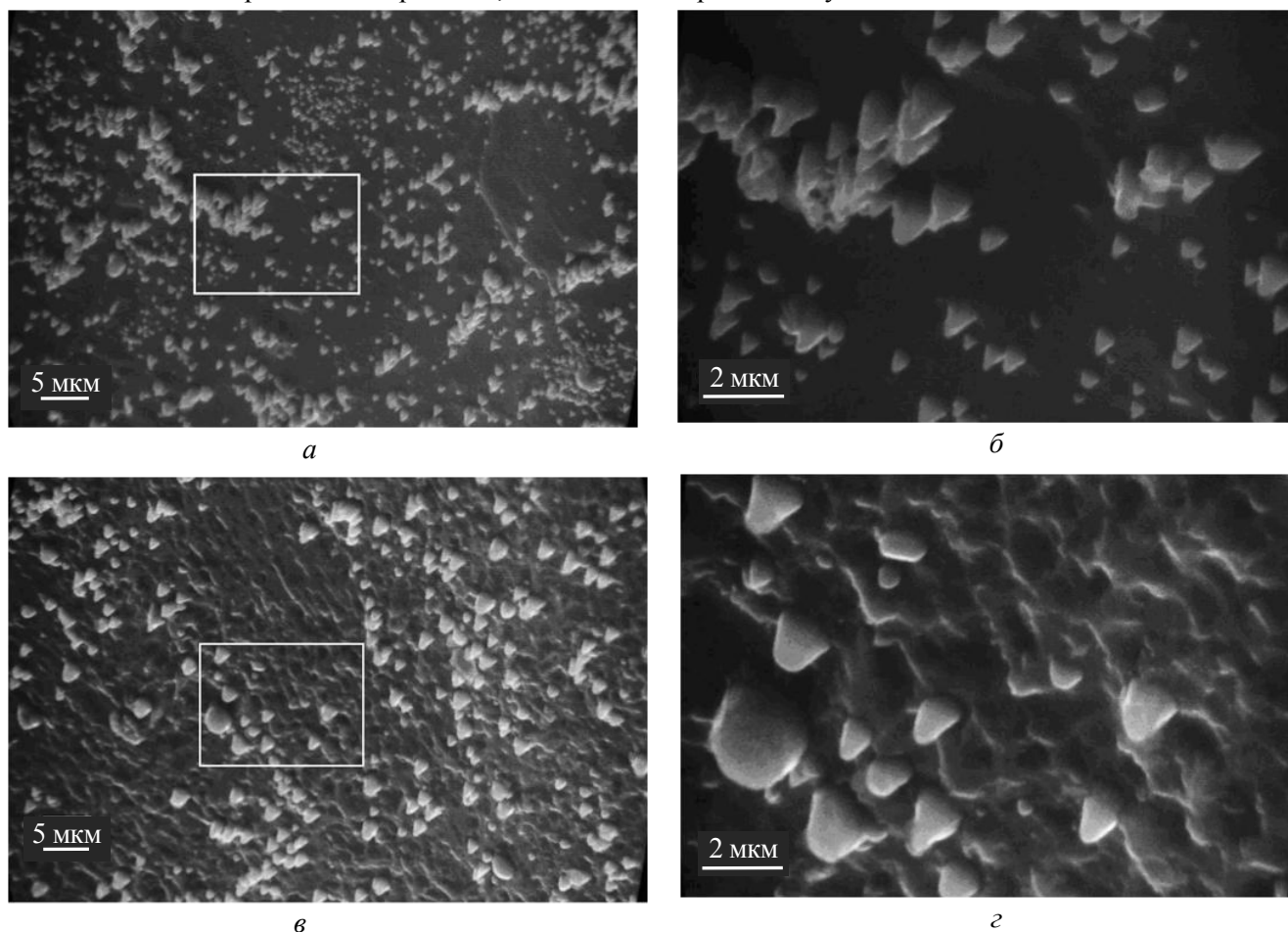


Рис. 3. РЭМ изображения поверхностей после окончания процедур чистка—распыление для образцов А (*а, б*) и В (*в, г*): *б, г* — в увеличенном масштабе даны участки поверхностей, отмеченных прямоугольниками (*а, в*)

Из рис. 3 очевидно, что для крупнозернистого образца А включения вторичных фаз (светлые) распределены преимущественно на границах зёрен (см. рис. 3, *а*). После распыления некоторые зёрна остаются свободными от включений, в то время как в теле других плотность включений большая. На рис. 3, *б* в увеличенном масштабе показано, что включения на границах зёрен образца А распределены неоднородно: местами наблюдаются единичные включения, в других местах они составляют конгломераты большой плотности. Имеются места, свободные от включений, поверхность которых остаётся зеркальной.

На рис. 3, *в* дана картина образца В в электронном микроскопе. Область, отмеченная прямоугольником на рис. 3, *в*, показана в увеличенном масштабе на рис. 3, *г*. Размер включений вторичных фаз в случае образца В превосходит размер зерна. Включения не локализуются на границах зёрен, а распределены по поверхности образца более равномерно и однородно, чем в образце А. В целом в образце В (см. рис. 3, *г*) включения и протравленные зёрна создают более шероховатую (рыхлую) поверхность, чем в образце А.

Из анализа рис. 3 очевидно, что неоднородности имеют одинаковый характер (природу) для обоих образцов и, по всей видимости, являются включениями Cr—Zr. Оба эти металла имеют существенно более низкие коэффициенты распыления, чем медная матрица [16], поэтому-то, как было отмечено, их количество, видимое в поле зрения микроскопов, постепенно возрастает по мере распыления. При этом размеры включений образцов А и В одного порядка, т.е. не зависят от размера зерна матрицы. Отмечено также увеличение потери массы при повторных распылениях, что может быть связано с «выпадением» части включений и образованием ямок.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ РЕФЛЕКТОМЕТРИИ И ЭЛЛИПСОМЕТРИИ

Для образцов А и В были измерены начальные спектральные зависимости эллипсометрических параметров  $\Psi$  и  $\Delta$ , которые использовались для определения показателя преломления и коэффициента поглоще-

ния и по их значениям — коэффициента отражения в модели чистой поверхности (рис. 4). Из анализа рисунков следует, что спектральные зависимости всех параметров качественно совпадают со справочными данными для чистой меди [17]. Значения  $R(\lambda)$  прямых измерений при нормальном падении для образца А несколько ниже по всему спектру по сравнению с образцом В. Заниженные значения прямых измерений коэффициента зеркального отражения при нормальном падении  $R(\lambda)$  по сравнению с данными эллипсометрии для обоих образцов связаны с различной физической основой этих двух методов и понятны в рамках анализа наших предыдущих работ, например, [18] (более подробно об этом в следующем разделе). Данные  $n(\lambda)$  и  $k(\lambda)$  совпадают для необлучённых образцов А и В в пределах погрешности эксперимента.

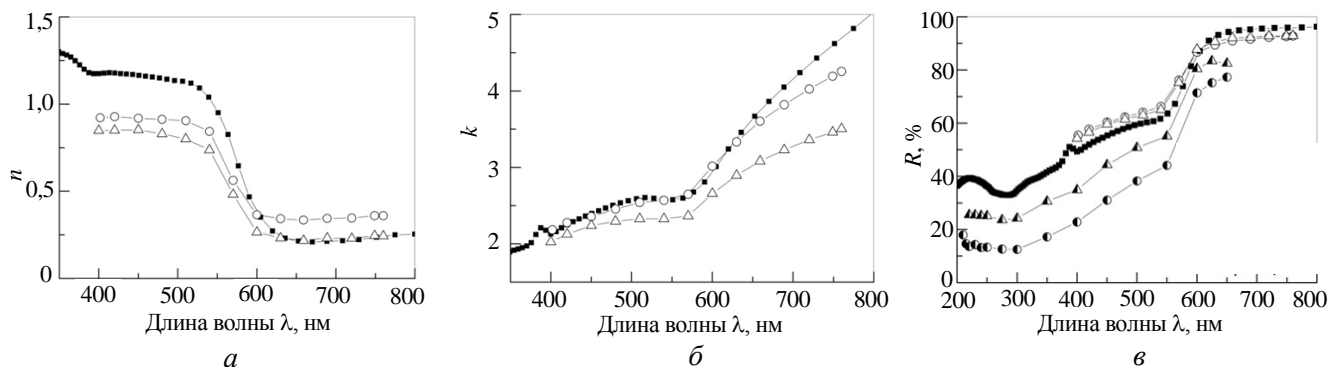


Рис. 4. Спектральные зависимости показателя преломления  $n$  (а), коэффициента поглощения  $k$  (б) и коэффициента отражения  $R$  (в) для необлучённых образцов А (○) и В (△), полученные по данным спектроскопии, и для чистой меди (■ — Cu [E.D. Palik] [17]). Для сравнения даны зависимости для коэффициента нормального отражения  $R$ , полученные прямым измерением (● — образец А; ▲ — образец В)

Указанные в предыдущем разделе изменения поверхностного слоя в результате бомбардировки ионами дейтериевой плазмы существенно сказались на оптических характеристиках поверхности исследуемых образцов. На рис. 5, а, б показаны спектральные зависимости коэффициента зеркального отра-

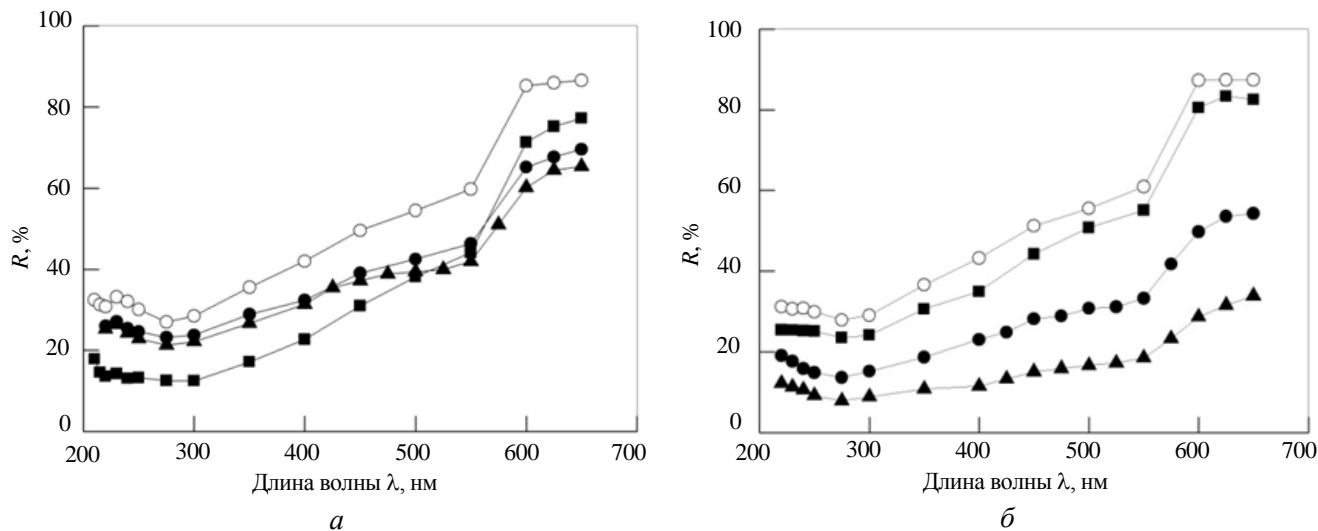


Рис. 5. Спектральная зависимость коэффициента зеркального отражения при нормальном падении для образцов А (а) и В (б): ■ — исходный; ○ — чистка 1; ● — распыление 1; ▲ — распыление 2

жения при нормальном падении света  $R(\lambda)$ . На рисунках видно, что первая чистка приводит к увеличению коэффициента отражения для обоих образцов. Первая процедура распыления образца А (см. рис. 5, а) привела к уменьшению  $R(\lambda)$ , однако их повторение практически не сказывалось на величине  $R(\lambda)$ . Первая процедура распыления образца В (см. рис. 5, б) вызвала более резкое падение коэффициента  $R(\lambda)$  во всей области длин волн, а каждая последующая приводила к дальнейшему падению. Эти данные находятся в согласии с данными микроскопии и связаны с ростом числа неоднородностей — рассеивающих центров при повторных распылениях. При этом плотность этих рассеивающих центров образца В существенно больше, чем образца А.

На рис. 6 представлены результаты эллипсометрических исследований поверхностей образцов А и В зеркал. Приведены угловые зависимости эллипсометрических параметров  $\Psi$  и  $\Delta$  образцов А (см. рис. 6, а, б) и В (см. рис. 6, в, г): необлучённых, после чисток и последовательных распылений.

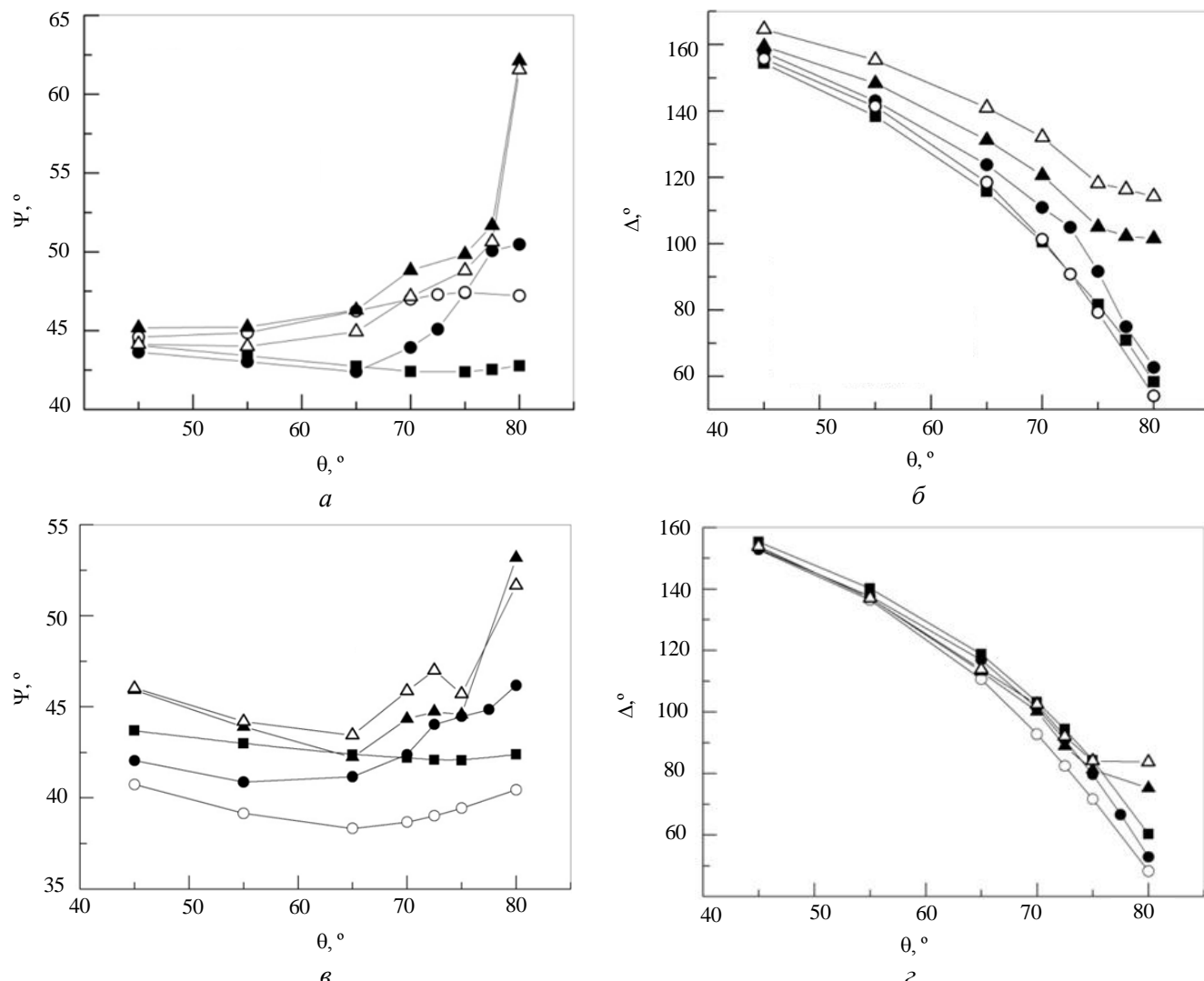


Рис. 6. Угловые зависимости эллипсометрических параметров  $\Psi$  и  $\Delta$  для образцов А (а, б) (■ — исходный; ● — чистка 1; ○ — распыление 1; ▲ — распыление 4; △ — чистка 4) и В (в, г) (■ — исходный; ○ — чистка 1; ● — распыление 1; ▲ — распыление 4; △ — чистка 4)

Из рассмотрения рис. 4—6 следует, что первая чистка образца А практически не изменила параметр  $\Delta$  (см. рис. 6, б), распыление ионами дейтерия больших энергий приводит к последовательному увеличению значения этого параметра при каждом следующем распылении. Нужно отметить нетрадиционное изменение значения параметра  $\Psi$  в результате первой чистки:  $\Psi$  для необлучённого образца имеет минимум при  $\theta_{\text{гл}} = 75^\circ$  и максимум при этом же значении  $\theta_{\text{гл}}$  после первой чистки (см. рис. 6, а).

Из рассмотрения рис. 6, г следует, что чистка приводит к уменьшению параметра  $\Delta$  для всех углов падения. Последующая процедура распыления увеличивает  $\Delta$  преимущественно при больших углах падения  $\theta > 65^\circ$ .

При больших дозах распыления угловые зависимости параметров  $\Delta$  и  $\Psi$  для обоих образцов также приобретают аномальные особенности: появляется изменение знака кривизны зависимости  $\Delta$  при  $\theta > 75^\circ$  (см. рис. 6, б, г), каждое последующее распыление ионами дейтериевой плазмы приводит к резкому увеличению значения параметра  $\Psi$  (см. рис. 6, а, в), особенно в области больших углов.

Таким образом, обнаружено, что эллипсометрия чётко отслеживает изменения морфологии поверхности обоих образцов, связанные с воздействием ионов дейтериевой плазмы даже малых энергий. При этом наблюдается нетрадиционное поведение параметра  $\Psi$  для обоих образцов в области больших углов падения  $\theta > 65^\circ$ , когда практически теряет смысл такой параметр, как главный угол. Нетрадиционным

также является изменение угловой зависимости на зеркальное относительно  $\Psi \approx 44^\circ$  после первой чистки плазмой дейтерия образца А (см. рис. 6, а). При этом характерный экстремум функции в области главного угла остался, но минимум сменился максимумом. Такое поведение нельзя понять в рамках известных моделей шероховатого слоя.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ экспериментальных результатов свидетельствует о том, что при исследовании образцов низколегированных медных сплавов системы Cu—Cr—Zr было определено, что к развитию шероховатости поверхности и соответствующим изменениям их оптических характеристик приводит не только экспонирование к потоку высокоэнергетических ионов дейтериевой плазмы, но и мягкая чистка ионами низких энергий. Это определяется значительным коэффициентом распыления медной матрицы этого сплава и особенностями образования шероховатого слоя на его поверхности, связанными с наличием включений легирующих элементов.

Как известно, в поликристаллических образцах скорость эрозии различных зёрен зависит от ориентации их кристаллографических плоскостей по отношению к плоскости поверхности. В результате образуются ступеньки, высота которых растёт с увеличением энергии и флюенса ионов воздействующей плазмы [19, 20]. Структурный рельеф чётко выявляет поликристаллическую структуру образцов. В нашем случае размер кристаллитов для крупнозернистого образца А составляет 15—40 мкм. Но деградация поверхности связана в этом случае не столько с образованием ступенчатого рельефа: на многих зёрнах появляются включения, дающие свой вклад в шероховатость. Поскольку коэффициент распыления включений существенно меньше [16], чем медной матрицы, понятно, почему они ведут себя как выступы, искажающие рельеф зеркальной поверхности. Таким образом, в изменение рельефа крупнозернистых зеркал А основной вклад вносят включения, в то время как вкладом ступенек можно пренебречь. Это связано с тем, что скорость появления ступенек обусловлена разностью в скоростях распыления зёрен с разной ориентацией, которая значительно меньше разницы в скоростях распыления меди и включений. Например, при энергии ионов  $D^+$  600 эВ коэффициенты распыления меди и циркония отличаются в ~10 раз, тогда как различие в коэффициентах распыления зёрен меди составляет десятки процентов [21].

Единая природа включений в образцах А и В сомнений не вызывает. Топография распределения включений, которые определяют шероховатость исследуемых образцов при взаимодействии с ионами дейтериевой плазмы, в результате определяется распределением в матрице вторичных фаз легирующих элементов. В образце В межзёренных границ существенно больше, чем в крупнозернистом образце А, откуда следует его существенно большая средняя шероховатость, которая определяется не только ступеньками на границах зёрен, но и включениями и ямками от их «выпадения».

На основании прямых измерений коэффициента отражения можно утверждать, что распыление ионами дейтериевой плазмы вызывает существенные изменения микрорельефа поверхности крупнозернистых (образец А) медных зеркал только на начальных этапах: они имеют характер насыщения и заметно не изменяются при повторных распылениях вплоть до распыления слоя толщиной ~1 мкм, в то время как для образца В при этих же условиях коэффициент отражения продолжает падать (см. рис. 5, а, б). Причина такого различия становится ясной при сравнении РЭМ-фотографий. На поверхности образца А включения Cr—Zr «растут» на сравнительно гладкой поверхности каждого зерна, о чём свидетельствуют и результаты оптических измерений, и РЭМ-фотографии. Ранее [11] при проведении подобных экспериментов с образцами зеркал из чистой меди наряду со ступенчатой структурой наблюдалось развитие внутризёренной шероховатости, которая может определяться неоднородностью поля напряжений на поверхности. Отсутствие такой шероховатости образца А может быть связано с образованием включений фазы Cr—Zr, которая, являясь концентратором напряжений, приводит к тому, что свободная поверхность остаётся зеркальной.

В отличие от крупнозернистого образца на поверхности образца В появляется большое количество ямок, возможно, из-за «выпадения» включений. Таким образом, полная площадь, зеркально отражающая свет, при распылении мелкоструктурных образцов сокращается быстрее, что и приводит к гораздо большему разрыхлению поверхности зеркал. Последнее согласуется с данными микроинтерферометрии для таких поверхностей. Это свидетельствует о различном характере микрорельефа поверхности образцов А и В зеркал из низколегированных медно-хромовых сплавов и о преимущественном росте степени шероховатости с увеличением толщины стравленного ионами дейтериевой плазмы слоя мелкозернистого сплава (образец В).



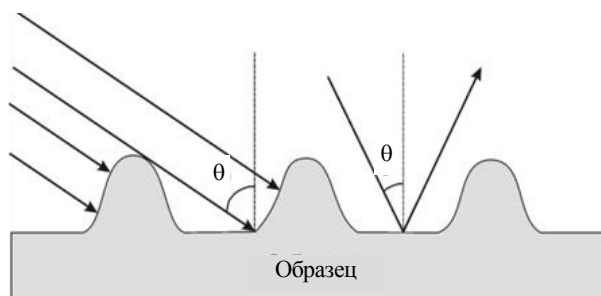


Рис. 7. Модель распылённой поверхности и схематическое изображение зондирующих лучей, отражённых от неё при малых и больших углах падения

вызывают увеличение диффузного компонента, что приводит к понижению зеркального отражения. Эллипсометрия же даёт информацию об изменении поляризационных состояний тех участков поверхности, которые отражают свет зеркально. В этом случае из рассмотрения рис. 7 очевидно, что при больших углах падения зеркальные участки поверхности не вносят вклад в результат рассмотрения эллипсометрии. Эти участки экранируются выступающими включениями, которые распределены хаотично. Поэтому при каждом угле исследуется как бы другой образец, который определяется геометрией включений. А зеркальные поверхности матрицы в поле зрения не попадают. Эти рассуждения позволяют понять, почему результаты эллипсометрии не могут быть описаны в рамках известных моделей, которые по сути своей сводятся к введению некоего эффективного неоднородного слоя, который заменяет постоянную шероховатую поверхность. В нашем случае эта шероховатость разная для каждого угла падения.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, на основании комплексных исследований структурных особенностей поверхностного слоя образцов зеркал из низколегированных медно-хромовых сплавов установлены важная роль размера зерна и наличие слабо распыляемых включений, влияющих на скорость изменения микрорельефа их поверхности и оптических свойств. В частности, обнаружено, что в отличие от образцов зеркал из бескислородной меди при распылении зеркал Cu—Cr—Zr сохраняется начальный внутризёрненный рельеф.

Из результатов работы следует, что для решения задачи выбора материала первых зеркал в термоядерном реакторе необходимо проведение исследований поведения образцов зеркал с размерами зёрен ( $\leq 50$  нм) существенно меньше длины волны зондирующего видимого излучения и, главное, без включений, имеющих меньшую (или большую), чем основной материал, скорость распыления.

Следует также отметить, что особенности морфологии поверхности исследуемых образцов, реализуемой в результате распыления, позволяют сделать вывод о том, что низколегированные хромоциркониевые медные сплавы могут быть использованы в качестве образцов для исследования различных моделей крупно- и мелкомасштабных шероховатостей, так как степень шероховатости их поверхности достаточно легко регулируется длительностью процесса распыления.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ №10-08-01106-а

### REFERENCES

1. Voitsenya V.S., Konovalov V.G., Shtan' A.F. et al. — Rev. Scient. Instrum., 1999, vol. 70, p. 790.
2. Slugeň V., Kuriplach J., Ballo P., Domonkoš P. — Nuclear Fusion, 2004, vol. 44, pp. 93—97.
3. Singh B.N., Tahtinen S. — ITER R & D, 2001, Task № T213, p. 21.
4. Rowcliffe A.F., Zinkle S.J., Stubbins J.F., Edwards D.J. — J. Nucl. Mater., 1998, vol. 258—263, pp. 183—192.
5. Vinogradov A. et al. — Materials Science Forum, 2006, vol. 503—504, pp. 811—816.
6. Faizova S.N., Mazhitova N.V., Faizov R.A. Intern. Meeting OMA-13. Rostov-on-Don—Loo, Russia, 2010, vol. II, p. 204 (in Russian).
7. Kalinin G.M., Barabash V.P. — In book.: The reports of the Seventh Russian conference on reactor materials science 8—12 Sept. 2003 (in Russian).

8. **Azarenkov N.A., Beresnev V.M., Pogrebnyuk A.D. et al.** Nanomaterials, nanocoatings, nanotechnologies. — Khar'kov, V.N. Karazin KhNU, 2009. 209 p. (in Russian).
9. **Belyaeva A.I., Galuza A.A., Klepikov V.F. et al.** — VANT. Ser. Fizika radiatsionnykh povrezhdeniy i radiatsionnoe materialovedenie (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Physics of radiation damages and radiation material science), 2009, № 2(93), pp. 191—197 (in Russian).
10. **Valiev R.Z., Aleksandrov I.V.** Nanostructured materials getting by intensive plastic deformation. — M.: Logos, 2000. 272 p. (in Russian).
11. **Orlinski D.V., Voitsenya V.S., Vukolov K.Yu.** — Plasma Devices and Operations, 2007, vol. 15, pp. 33—75.
12. **Bardamid A.F., Belyaeva A.I., Galuza A.A. et al.** — J. Nucl. Mater., 2009, vol. 393, p. 473.
13. **Galuza A.A., Slatin K.A., Belyaeva A.I. et al.** — Instr. and Exper. Techn., 2003, vol. 46, p. 477.
14. **Fujiwara H.** Spectroscopic Ellipsometry: Principles & Applications. — Chichester: John Wiley & Sons, 2007. 370 p.
15. **Belyaeva A.I., Galuza A.A., Kudlenko A.D.** — Pribory i tekhnika eksperimenta (Instruments and experimental technique), 2008, № 6, pp. 135—136 (in Russian).
16. **Yamamura Y., Tawara H.** — Atomic Data and Nuclear Data Tables, 1996, vol. 62, pp. 149—253.
17. **Handbook of Optical Constants of Solids.** Ed. by E.D. Palik. San Diego: Acad. Press, 1991.
18. **Belyaeva A.I., Alimov V.Kh., Galuza A.A. et al.** — J. Nucl. Mater., 2011, vol. 413, pp. 5—10.
19. **Bardamid A.F., Belyaeva A.I., Galuza A.A. et al.** — Physica Scripta, 2003, vol. 103, pp. 109—112.
20. **Balden M., Bardamid A.F., Belyaeva A.I. et al.** — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 1515—1519.
21. **Evdokimov N.N., Yurasova V.E.** — Poverkhnost' (Surface), 1988, № 9, pp. 5—24 (in Russian).

#### AUTHORS

**Belyaeva A.I.** NTU «Khar'kov Polytechnical Institute», Frunze str., 21, 61002 Khar'kov, Ukraine.

**Kolenov I.V.** NTU «Khar'kov Polytechnical Institute», Frunze str., 21, 61002 Khar'kov, Ukraine.

**Savchenko A.A.** NTU «Khar'kov Polytechnical Institute», Frunze str., 21, 61002 Khar'kov, Ukraine.

**Galuza A.A.** Institute of Electrophysics and Radiation Technologies NAS, Chernyshevskogo str. 28, 61002 Khar'kov, Ukraine.

**Aksenov D.A.** Institute of Physics of Perspective Materials, Ufa State Aviation Technical University (USATU), K. Marksa st., 12, 450000 Ufa, Russia.

**Raab G.I.** Institute of Physics of Perspective Materials, Ufa State Aviation Technical University (USATU), K. Marksa st., 12, 450000 Ufa, Russia.

**Faizova C.N.** Institute of Physics of Perspective Materials, Ufa State Aviation Technical University (USATU), K. Marksa st., 12, 450000 Ufa, Russia.

**Voitsenya V.S.** National Scientific Center «Khar'kov Institute of Physics and Technology», Akademicheskaya ul. 1, 61108 Khar'kov, Ukraine.

**Konovalov V.G.** National Scientific Center «Khar'kov Institute of Physics and Technology», Akademicheskaya ul. 1, 61108 Khar'kov, Ukraine.

**Ryzhkov I.V.** National Scientific Center «Khar'kov Institute of Physics and Technology», Akademicheskaya ul. 1, 61108 Khar'kov, Ukraine.

**Skorik O.A.** National Scientific Center «Khar'kov Institute of Physics and Technology», Akademicheskaya ul. 1, 61108 Khar'kov, Ukraine.

**Solodovchenko S.I.** National Scientific Center «Khar'kov Institute of Physics and Technology», Akademicheskaya ul. 1, 61108 Khar'kov, Ukraine.

**Bardamid A.F.** National Taras Shevchenko University of Kyiv, Volodymirskaya st., 64, 01033 Kiev, Ukraine.

Received 5 September 2011

Problems of Atomic Science and Technology  
Ser. Thermonuclear Fusion, 2011, issue 4, pp. 50—59.