

1. Ратис Е. Г. Использование метода поляризационной микроскопии для исследования хрусталика // Вестн. офтальмологии. 1976. № 2. С. 128–130.
2. Ратис Е. Г. Микрорентгенооптический способ исследования стекловидного тела человека и животных в норме и при гемофтальме // Вестн. офтальмологии. 1976. № 5. С. 62–67.
3. Ратис Е. Г. Образование упорядоченной структуры при высыхании пленки белка // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14 (17). С. 1560–1564.
4. Шабалин В. Н., Шатохина С. Н. Морфология биологических жидкостей человека. М., 2001.
5. Максимов С. А. Морфология твердой фазы биологических жидкостей как метод диагностики в медицине // Бюл. сиб. медицины. 2007. № 4. С. 80–85.
6. Тарасевич Ю. Ю. Механизмы и модели дегидратационной самоорганизации биологических жидкостей // УФН. 2004. Т. 174 (7). С. 779–790.
7. Влияние режима испарения на пространственное перераспределение компонентов в испаряющейся капле жидкости на твердой горизонтальной подложке / Ю. Ю. Тарасевич [и др.] // ЖТФ. 2010. Т. 89 (5). С. 45–50.
8. Гольбрайх Е., Ратис Е. Г., Моисеев С. С. О формировании узора трещины в свободно высыхающей пленке водного раствора белка // ЖТФ. 2003. Т. 73 (10). С. 118–122.
9. Кизель В. А. Физические причины десимметрии гелевых систем. М., 1985.
10. Краевой С. А., Колтовой Н. А. Диагностика по капле крови. Кристаллизация биожидкостей : в 4 кн. М., 2013. Кн. 1 : Открытая капля. С. 67–71.

Поступила в редакцию 21.01.2015.

Жанна Игнатьевна Булойчик – кандидат химических наук, старший научный сотрудник кафедры физической оптики физического факультета БГУ.

Алина Николаевна Веремчук – студентка 5-го курса биологического факультета БГУ.

Татьяна Александровна Русско – студентка 5-го курса биологического факультета БГУ.

Галина Трофимовна Маслова – кандидат биологических наук, доцент кафедры физиологии человека и животных биологического факультета БГУ.

Анатолий Сергеевич Мавричев – доктор медицинских наук, заместитель директора по лечебной работе Республиканского научно-практического центра онкологии и медицинской радиологии имени Н. И. Александрова.

УДК 621.793

В. В. УГЛОВ, А. Ю. РОБУТЬ, С. В. ЗЛОЦКИЙ, И. А. СОЛОДУХИН

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ «TiZrAlN», ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

Изучено влияние облучения гелием (He) на термическую стабильность нанокристаллических пленок на основе многокомпонентных систем «TiZrN» и «TiZrAlN». TiZrN- и TiZrAlN-пленки были сформированы методом реактивного магнетронного распыления. Рентгеноструктурные исследования свидетельствуют, что пленки TiZrN и TiZrAlN являются однофазными (на основе кубических c-(Ti,Zr)N и c-(Ti,Zr,Al)N твердых растворов) и нанокристаллическими (размер зерен – 30 и 20 нм соответственно). Установлено, что облучение ионами He и термическое воздействие до 800 °C не приводят к изменениям структурно-фазового состояния пленок TiZrAlN. Предварительное облучение и отжиг при температуре до 1000 °C обуславливают усиление процессов перераспределения металлических компонентов в пленках TiZrAlN, вызывающих спиновальный распад твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N и образование двух твердых растворов c-(Ti,Al)N и c-(Zr,Al)N.

Ключевые слова: нитриды переходных металлов; наноструктурированные пленки; термическая стабильность; облучение ионами He; радиационная стабильность.

The influence of He irradiation on the thermal stability of TiZrN and TiZrAlN multicomponent nanocrystalline films was studied in this paper. TiZrN and TiZrAlN-films were prepared by reactive magnetron sputtering. As shown by XRD studies, the TiZrN and TiZrAlN-films were single-phase systems (based on cubic c-(Ti,Zr)N and cubic c-(Ti,Zr,Al)N solid solutions) with the nanocrystalline structure with the grain size 30 and 20 nm, respectively. Irradiation with He ions and thermal influence up to 800 °C do not affect the structure and phase composition of the TiZrAlN-film. Preirradiation of the TiZrAlN-film with He ions activates spinodal decomposition of the c-(Ti,Zr,Al)N solid solution after thermal annealing at 1000 °C due to redistribution of the components of a solid solution within the grains.

Key words: transition metal nitrides; nanostructured films; thermal stability; helium ion irradiation; radiation stability.

В настоящее время развитие ядерной энергетики обуславливает необходимость поиска новых материалов. Влияние He на свойства конструкционных материалов ядерных и термоядерных реакторов определило особую проблему физики радиационных повреждений и радиационного материаловедения. Так, для реакторов новых поколений требуются материалы, обладающие высокой теплопроводностью и термической стабильностью, радиационно стойкие к облучению ионами гелия [1]. Одним из вариантов таких материалов являются нитриды переходных металлов (ПМ), получаемые различными способами физического осаждения [2, 3]. Все больший интерес привлекают многокомпонентные покрытия на базе системы «ПМ – Al – N», которые обладают высокими механическими свойствами и термической стойкостью в случае формирования кубических фаз твердых растворов c-(ПМ,Al)N [4].

Повышение содержания Al в покрытиях на основе системы «ПМ – N» позволяет уменьшать в них размер зерен и формировать наноструктурированные материалы [5, 6].

Наноструктурирование, с одной стороны, обеспечивает высокую удельную площадь поверхности зерен, являющихся эффективными стоками для радиационных дефектов. Увеличение площади границ зерен в наноструктурированных пленках приводит к пространственным радиационным эффектам, связанным с формированием потоков радиационных дефектов к границам зерен наноразмерных кристаллов. С другой стороны, наноструктурированность также предполагает формирование высокой плотности ловушек для наработанного He [2, 7].

Результаты, представленные в работах [8–10], показывают, что добавление атомов Al в моноситридные покрытия (TiN, ZrN, CrN) позволяет существенно повысить их термостойкость. Тем не менее системы типа «ПМ – Al – N» характеризуются возможностью формирования метастабильных с-(ПМ,Al)N твердых растворов, которые могут быть преобразованы в гексагональную фазу при высоком содержании Al [11]. Для таких систем также характерен процесс спинодального распада при вакуумном отжиге с выделением равновесных фаз на основе моноситридов [12, 13].

Перечисленные факторы делают перспективным использование пленок на основе нитридных систем «ПМ – Al – N» в качестве радиационно стойких наноструктурированных материалов. Тем не менее поведение структуры и фазового состава многокомпонентных пленок при облучении и термическом воздействии остается недостаточно изученным.

В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных исследований изменений структурно-фазового состояния пленок TiZrN и TiZrAlN при температурном воздействии (вакуумный отжиг в диапазоне температур 800–1000 °C), радиационном воздействии (облучении ионами He с энергией 40 кэВ и дозами $2 \cdot 10^{16}$ и $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²) и пострadiационном термическом воздействии (вакуумный отжиг в диапазоне температур 400–1000 °C).

Методика эксперимента

Покрyтия (Ti,Zr)AlN осаждались на монокристаллическую подложку Si с оксидным слоем SiO₂ толщиной 400 нм методом реактивного несбалансированного магнетронного распыления при температуре 600 °C, давлении в вакуумной камере $\sim 10^{-5}$ Па и постоянном напряжении на подложке 56 В. Предварительно все мишени в течение трех минут очищались путем распыления плазмой Ag их поверхности, в это время подложка была закрыта заслонкой. Мощность источника тока на мишенях Ti и Zr составляла 250 и 200 Вт соответственно. Для формирования пленки TiZrAlN дополнительно распылялась мишень Al, на которую подавалась мощность 300 Вт. При этом содержание Al достигало 23,2 ат. %. Рабочее давление Ar + N₂ было фиксированным и равнялось 0,20 Па, а парциальное давление N₂ регулировалось в диапазоне $1,1\text{--}1,6 \cdot 10^{-2}$ Па и контролировалось масс-спектрометром MKS MicroVision-Plus. Данный диапазон давлений позволял оптимизировать условия формирования стехиометрических пленок в отношении Me : N. Держатель подложек вращался со скоростью 15 об/мин для обеспечения однородности толщины и состава во время осаждения. Толщина сформированных TiZrN- и TiZrAlN-пленок составляла ~ 550 и 940 нм соответственно.

Облучение ионами He было выполнено на установке для модификации и анализа материалов пучками ионов в Институте ядерных наук (г. Белград, Сербия). Имплантация проводилась при комнатной температуре ионами He с энергией 40 кэВ дозами $2 \cdot 10^{16}$ и $5 \cdot 10^{16}$ ион/см².

Термический отжиг проводили для двух серий образцов. Первую серию пленок (осажденных и необлученных) отжигали в вакууме ($4 \cdot 10^{-4}$ Па) при температуре 800, 900 и 1000 °C, последовательно выдерживая при каждой температуре в течение 2 ч в кварцевой трубчатой печи. Вторую серию пленок (подвергнутую облучению ионами He с энергией 40 кэВ дозой $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²) отжигали в вакууме ($4 \cdot 10^{-4}$ Па) при температурах от 400 до 1000 °C в аналогичном режиме.

Элементный состав осажденных пленок был определен методом волновой рентгеновской спектроскопии WDS, которая проводилась с использованием спектрометра Oxford Instruments, прикрепленного к JOEL 7001F-TTLS – сканирующему электронному микроскопу (scanning electron microscopy, SEM). WDS-сканы были получены последовательно на Ti, Zr, Al, N, O и C с использованием 10 кВ высокого напряжения, тока зонда 20 нА и типичного масштаба изображения 12,000×. Количественная оценка проводилась с использованием установки INCA Energy + software.

Рентгеноструктурный анализ (PCA) как осажденных, так и облученных образцов проведен с помощью рентгеновского дифрактометра Ultima IV, работающего в конфигурации параллельного пучка с рабочей длиной волны излучения CuK α (0,154 06 нм), и высокоскоростного рентгеновского детектора D/teX. Дополнительный рентгеноструктурный анализ осажденных и отожженных образцов был осуществлен с использованием рентгеновского дифрактометра Bruker AXS D8, работающего в конфигурации Брэгга – Брентано с рабочей длиной волны CuK α (0,154 18 нм) и дисперсионным Si(Li)-детектором (Sol-X-detector).

Для разложения дифракционных линий применялась функция Лоренца. Размер зерен оценивался по уширению дифракционных линий (200) фаз твердых растворов с использованием формулы Дебая – Шеррера, при этом не учитывался вклад напряжений в уширение дифракционных линий.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Структурно-фазовое состояние осажденных пленок. Результаты РСА фазового состава тройных TiZrN- и четверных TiZrAlN-пленок показаны на рис. 1. При отсутствии в пленках Al формируется твердый раствор c-(Ti,Zr)N с кубической структурой (типа NaCl) и (111) преимущественной ориентацией (см. рис. 1, а). Это характерно для пленок TiZrN, полученных методом магнетронного распыления [14, 15]. Пленки TiZrAlN (концентрация Al – 23,2 ат. %) также являются однофазными системами на основе твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N с преимущественной ориентацией (111). При этом было выявлено, что при добавлении Al в систему «Ti – Zr – N» дифракционные пики твердого раствора сдвигаются в сторону больших углов дифракции (см. рис. 1, б), что указывает на уменьшение параметра решетки в результате частичного замещения атомов Ti и Zr атомами Al меньшего радиуса (параметр решетки уменьшается более чем на 3 %), это подтверждает образование фазы четвертичного твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N. Оценка размеров зерен показывает, что средний размер кристаллитов составляет 20–30 нм, что указывает на нанокристаллическую структуру пленок TiZrN и TiZrAlN. При этом добавление Al содержанием 23,2 ат. % в систему «Ti – Zr – N» приводит к уменьшению среднего размера зерен от 30 до 20 нм (т. е. на 30 %).

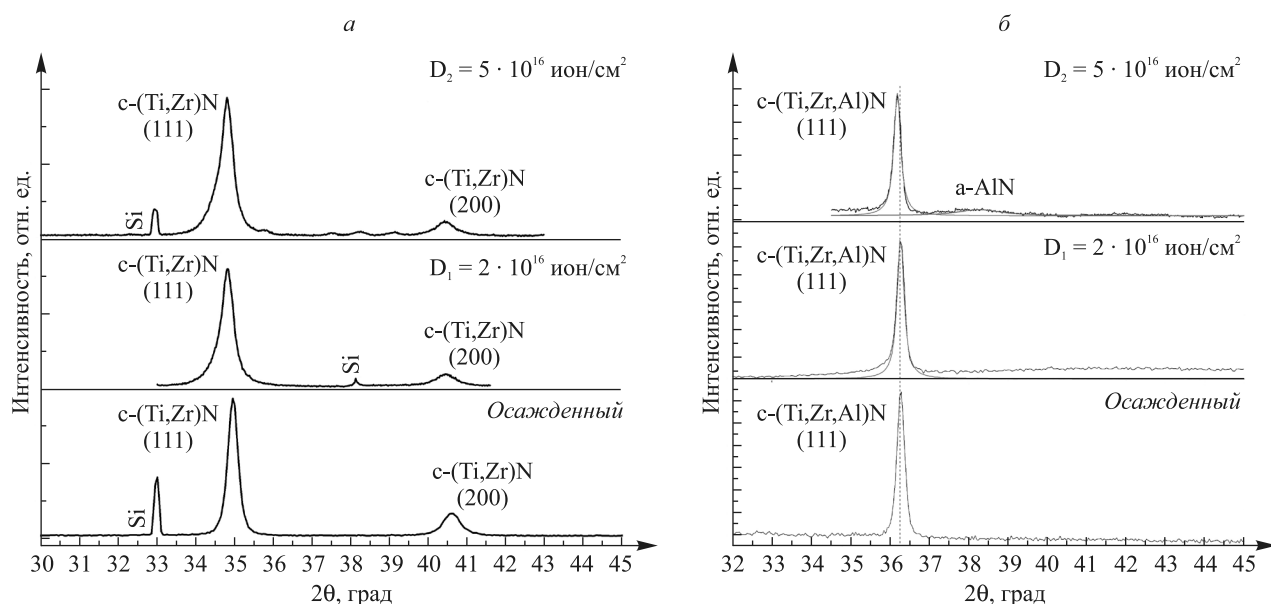


Рис. 1. Результаты РСА пленок TiZrN (а) и TiZrAlN (б), сформированных методом реактивного магнетронного распыления и облученных ионами He с энергией 40 кэВ дозами $2 \cdot 10^{16}$ и $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²

Как было отмечено в работе [16], на структуру и фазовое состояние пленок TiZrAlN влияет содержание азота. Для формирования кристаллической структуры необходимо, чтобы соотношение между металлическими компонентами и азотом было стехиометрическим (в случае нехватки азота происходит образование дополнительной аморфной фазы a-Al(Ti)N и структура пленок становится наноконкомпозитной). Для сохранения нанокристаллической структуры пленок TiZrAlN с высоким содержанием Al возникает необходимость повышения потока азота в процессе осаждения. Так, для TiZrN эта величина составляла 1,1 sccm, для пленок TiZrAlN достигала 2,1 sccm. Повышение потока азота для пленок TiZrAlN привело к сохранению однофазной кристаллической структуры и существенному уменьшению интенсивности линии (200) по сравнению с TiZrN-пленками (см. рис. 1).

Радиационная стабильность TiZrN- и TiZrAlN-пленок, облученных ионами He. Результаты исследования структурно-фазового состояния TiZrN- и TiZrAlN-пленок, облученных ионами He с энергией 40 кэВ дозами $2 \cdot 10^{16}$ и $5 \cdot 10^{16}$ ион/см², показаны на рис. 1.

Обнаружено, что фазовый состав полученных пленок не изменяется, это свидетельствует об их стабильности к облучению легкими ионами He, которое приводит только к смещению дифракционных линий твердых растворов c-(Ti,Zr)N, c-(Ti,Zr,Al)N в область меньших углов и уширению их дифракционных линий (см. рис. 1). В результате облучения ионами He в пленках происходит образование радиационных дефектов, накопление нерастворимой примеси He и формирование примесно-дефектных

комплексов (вакансия – He). Это обусловлено ростом сжимающих напряжений (макронапряжений) и микроискажений.

Термическая стабильность TiZrN- и TiZrAlN-пленок при вакуумном отжиге. Результаты РСА необлученных пленок TiZrN и TiZrAlN, отожженных в вакууме при температурах от 800 до 1000 °С, представлены на рис. 2.

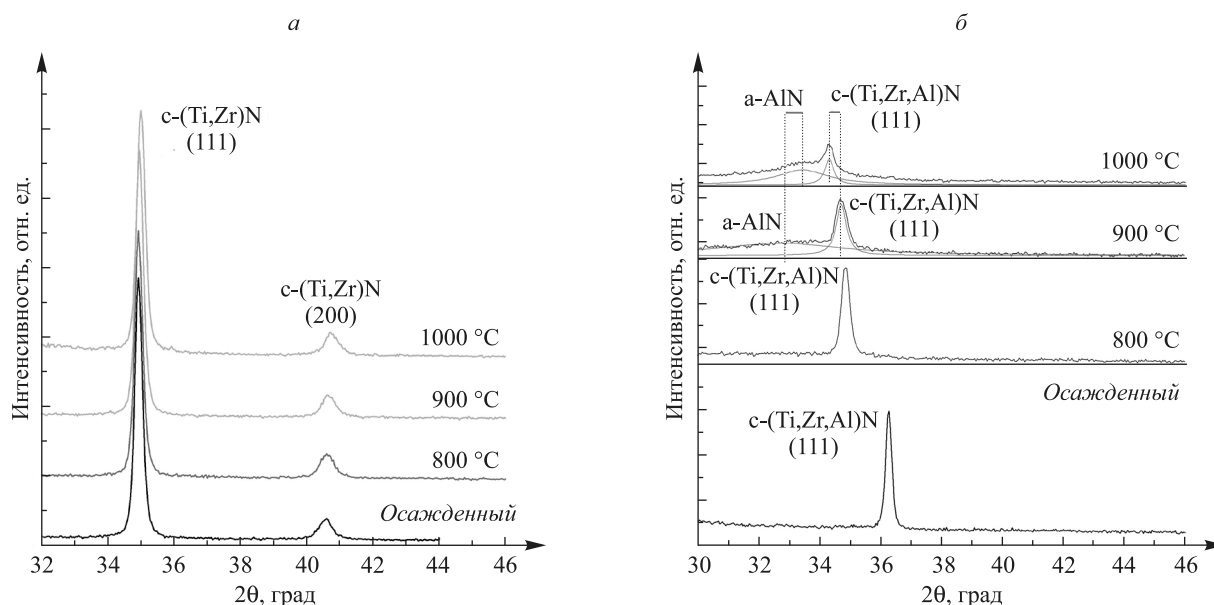


Рис. 2. Результаты РСА пленок TiZrN (а) и TiZrAlN (б), отожженных в вакууме

Определено, что фазовый состав пленок TiZrN при отжиге до 1000 °С и пленок TiZrAlN при отжиге до 800 °С не изменяется. Системы «TiZrN» и «TiZrAlN» остаются однофазными, распада твердых растворов c-(Ti,Zr)N и c-(Ti,Zr,Al)N не выявлено.

Для пленок TiZrN с ростом температуры отжига установлено уменьшение параметра решетки твердого раствора c-(Ti,Zr)N (сдвиг дифракционных линий в область больших углов) и уширения линий, что обусловлено термическим отжигом дефектов и их комплексов и релаксацией остаточных напряжений.

В случае системы «TiZrAlN» зависимость параметра решетки от температуры отжига имеет другой характер. Так, при увеличении температуры отжига до 800 °С параметр решетки твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N сохраняет свое значение. Это обусловлено действием двух конкурирующих факторов, связанных с процессом отжига точечных дефектов (уменьшение параметра решетки) и диффузией Al на границу зерна твердого раствора (увеличение параметра решетки).

Термическое воздействие на пленки TiZrAlN приводит к генерации высокой концентрации термовакансий и формированию подвижных комплексов «вакансия – металл». К наиболее подвижным атомам в решетке твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N в силу малости размеров следует отнести атомы Al, которые в результате термического отжига могут выходить на границу твердого раствора. В конечном итоге термическое воздействие приводит к обеднению твердого раствора атомами Al (см. рис. 2, б).

С дальнейшим увеличением температуры отжига до 1000 °С параметр решетки твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N растет. При этом на рентгенограммах при 900 °С появляется широкое диффузионное гало ($2\theta = 34,45$ град), соответствующее отражению от зернограничной фазы a-AlN. Формирование данной фазы обусловлено обеднением твердого раствора атомами Al в результате их диффузии на границу зерен твердого раствора. С ростом температуры до 1000 °С скорость диффузии атомов Al увеличивается, что обуславливает рост интенсивности диффузионного гало аморфной фазы (см. рис. 2, б).

Стоит отметить, что с ростом температуры отжига интенсивность дифракционного пика твердого раствора уменьшается, а его ширина на полувысоте увеличивается (см. рис. 2, а). Такое поведение формы дифракционной линии обусловлено процессами перераспределения металлических компонентов в зерне твердого раствора, приводящими к формированию в нем неоднородного химического состава, что является предпосылкой спинодального распада [18] при более высоких температурах.

Термическая стабильность TiZrN- и TiZrAlN-пленок, облученных ионами He. Результаты РСА пленок TiZrN и TiZrAlN, последовательно облученных ионами He с дозой $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² и отожженных при температурах 400–1000 °С, представлены на рис. 3.

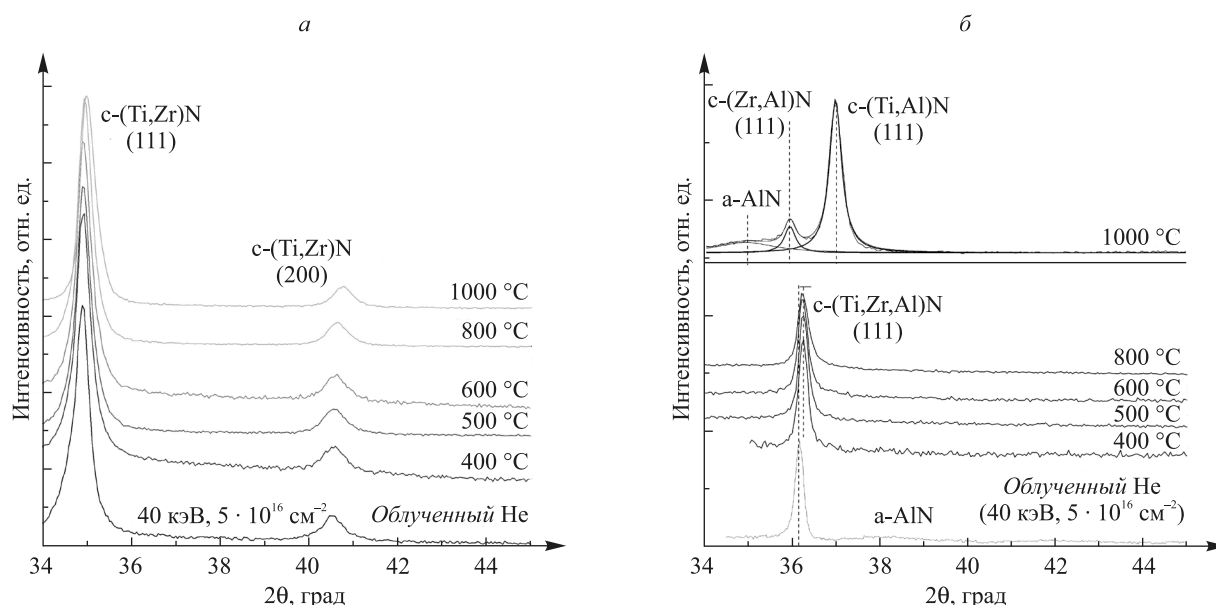


Рис. 3. Результаты РСА пленок TiZrN (а) и TiZrAlN (б), облученных ионами He с энергией 40 кэВ дозой $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² и отожженных в условиях вакуума

Установлено, что структурно-фазовое состояние пленок TiZrN и TiZrAlN сохраняется стабильным вплоть до температуры 1000 °C соответственно. С ростом температуры отжига до 1000 °C для TiZrN-пленок, как и для необлученных образцов, происходит уменьшение значения параметра решетки до исходного (необлученного) значения в результате термического отжига дефектов (см. рис. 3, б).

В случае TiZrAlN-пленок при отжиге до температуры 400 °C параметр решетки твердого раствора уменьшается (см. рис. 3, б) до значения необлученного покрытия (см. рис. 1), что обусловлено главным образом отжигом радиационных дефектов. С дальнейшим ростом температуры до 800 °C параметр решетки твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N, как и в случае вакуумного отжига необлученной пленки, остается постоянным (см. рис. 3, б), это позволяет говорить об идентичности процессов, происходящих в исходных и облученных пленках при термическом отжиге.

При температуре 1000 °C, как и в случае с необлученными пленками, обнаружено формирование зернограничной фазы a-AlN. Наряду с этим на рентгенограммах выявлено присутствие двух дифракционных линий, соответствующих кристаллическим фазам ($2\theta = 35,91$ и $36,91$ град). Как было показано ранее, для необлученной пленки TiZrAlN при температуре 1000 °C в ней создаются предпосылки для спинодального распада твердого раствора при более высокой температуре. В результате предварительного облучения в зернах твердого раствора образуются подвижные комплексы «He – Me», наличие которых стимулирует перераспределение металлических компонентов в зерне и формирование доменов, обогащенных и обедненных данными компонентами. Это приводит к спинодальному распаду твердого раствора в облученных пленках уже при 1000 °C (см. рис. 3, б) в отличие от необлученной пленки (см. рис. 2, б).

Известно [17, 18], что в пленках TiZrN при температуре выше 1400 °C происходит спинодальный распад на моонитридные составляющие (TiN и ZrN). В случае системы «TiZrAlN» предполагается подобный механизм спинодального распада. Твердый раствор c-(Ti,Zr,Al)N распадается на две фазы: c-(Zr,Al)N ($2\theta = 35,91$ град) и c-(Ti,Al)N ($2\theta = 36,91$ град) – на основе моонитридов циркония и титана соответственно. Стоит отметить, что интенсивность дифракционной линии фазы c-(Ti,Al)N существенно выше интенсивности дифракционной линии фазы c-(Zr,Al)N. Это свидетельствует о том, что фаза c-(Ti,Al)N является стабильной при температуре 1000 °C в отличие от фазы c-(Zr,Al)N, в которой происходит перераспределение Zr и Al, в последующем приводящее к спинодальному распаду при более высоких температурах. Следовательно, предварительное облучение четверных пленок создает благоприятные условия для спинодального распада сформированных фаз на моонитридные составляющие.

Таким образом, методом реактивного магнетронного распыления были сформированы четверные нанокристаллические (размер зерен – 20 нм) пленки TiZrAlN с содержанием Al, равным 23,2 ат. %, на основе кубического твердого раствора c-(Ti,Zr,Al)N. Выявлено, что радиационное воздействие ионами He (40 кэВ, $2 \cdot 10^{16}$ и $5 \cdot 10^{16}$ ион/см²) не оказывает влияния на структурно-фазовое состояние пленок, только приводит к росту напряжений, обусловленных радиационным дефектообразованием.

Обнаружено, что термический отжиг пленок приводит к формированию зернограничной аморфной фазы на основе a-AlN.

Установлено, что предварительное облучение ионами He ведет к активации спинодального распада твердого раствора $c\text{-(Ti,Zr,Al)N}$ при температуре отжига 1000 °C из-за усиления процессов перераспределения компонентов в зерне твердого раствора за счет образования дополнительных подвижных комплексов «He – Me».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Воеводин В. Н. Конструкционные материалы ядерной энергетики – вызов 21 века // Вопр. атомной науки и техники. 2007. № 2. С. 10–22.
2. Wang H., Araujo R., Swadener J. G. Caging Ion Irradiation Effects in Nanocrystalline TiN Coatings // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. 2007. B 261. P. 1162.
3. Uglov V. V., Rusalski P. D., Zlotski S. V. Stability of Ti – Zr – N coatings under Xe-ion irradiation // Surface & Coatings Technology. 2010. № 204. P. 2095–2098.
4. PalDey S., Deevi S. C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N // Material Science and Engineering. 2003. A 342. P. 58–79.
5. Zhang J., Guo W., Zhang Y. Mechanical properties and phase structure of (TiAlZr)N films deposited by multi arc ion plating // Thin Solid Films. 2009. № 517. P. 4830–4834.
6. Thermal stability and oxidation resistance of Ti – Al – N coatings / L. Chen [et al.] // Surf. Coat. Technol. 2012. № 206. P. 2954–2960.
7. Yong-Qin Chang, Qiang Guo, Jing Zhang. Irradiation effects on nanocrystalline materials Front // Material Science. 2013. № 7. P. 143–155.
8. Thermal stability and mechanical properties of arc evaporated ZrN/ZrAlN multilayers / L. Rogström [et al.] // Thin Solid Films. 2010. № 519. P. 694–699.
9. Vaz F., Rebouta L., Andritschky M. The effect of the addition of Al and Si on the physical and mechanical properties of titanium // J. Eur. Ceram. Soc. 1997. № 17. P. 1971–1978.
10. Saladukhin I. A., Abadias G., Michel A. Influence of Al content on the phase formation, growth stress and mechanical properties of TiZrAlN coatings // Thin Solid Films. 2013. № 538. P. 32–41.
11. Metastable $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ films with different Al content / A. Kimura [et al.] // Material Science Letter. 2000. № 19. P. 601–602.
12. Rogström L., Ullbrand J., Almer J. Strain evolution during spinodal decomposition of TiAlN thin films // Thin Solid Films. 2012. P. 5542.
13. Paul H. Mayrhofer, Lars Hultman, Jochen M. Schneider. Spinodal decomposition of cubic $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$: Comparison between experiments and modeling // Int. J. Mat. Res. 2007. № 98. P. 1054–1059.
14. Thermal stability and oxidation behavior of quaternary TiZrAlN magnetron sputtered thin films: Influence of the pristine microstructure / G. Abadias [et al.] // Surf. Coat. Technol. 2013. № 237. P. 187–195.
15. Chinsakolthanakorn S., Buranawong A., Witit-anun N. Characterization of Nanostructured TiZrN Thin Films Deposited by Reactive DC Magnetron Co-sputtering // Proc. Engineering. 2012. № 32. P. 571–576.
16. Uglov V. V., Zlotski S. V., Saladukhin I. A. // Surf. Coat. Technol. 2014. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.03.003.
17. Rogström L., Ahlgren M., Almer J. Phase transformations in nanocomposite ZrAlN thin films during annealing // J. Materials Research. 2012. № 27 (13). P. 1716–1724.
18. Knotek O., Barimani A. On spinodal decomposition in magnetron-sputtered (Ti, Zr) nitride and carbide thin films // Thin Solid Films. 1989. № 174. P. 51–56.

Поступила в редакцию 13.03.2015.

Владимир Васильевич Углов – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой физики твердого тела физического факультета БГУ.

Анастасия Юрьевна Ровбуль – аспирант кафедры физики твердого тела физического факультета БГУ. Научный руководитель – В. В. Углов.

Сергей Владимирович Злоцкий – научный сотрудник кафедры физики твердого тела физического факультета БГУ.

Игорь Анатольевич Солодухин – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры общей физики физического факультета БГУ.

УДК 621.375.826:535.33

Е. Д. КАРИХ

ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЙ ЛАЗЕР С КОМБИНИРОВАННОЙ ВНЕШНЕЙ ОПТИЧЕСКОЙ ОБРАТНОЙ СВЯЗЬЮ

Приведен сравнительный анализ различных способов формирования внешней оптической обратной связи в полупроводниковых лазерах. Рассмотрены схемы с зеркально и диффузно отражающими объектами и поляризационными элементами в канале внешней обратной связи. Получены выражения для эффективных коэффициентов обратного отражения в генерируемую лазером ТЕ-моду (когерентная составляющая) и ортогональную ТМ-моду (некогерентная составляющая обратной связи). Предложена асимптотическая модель многомодового лазера с комбинированной внешней обратной связью. Модель позволяет анализировать влияние уровня возбуждения, собственных параметров лазера, типа и величины обратной связи на спектр излучения лазера. Показано, что в стационарном режиме модовый спектр практически полностью определяется когерентной составляющей обратной связи. Отмечено, что вид спектра непосредственно влияет на автокорреляционные свойства излучения, от которых зависят основные характеристики автодинных датчиков на основе полупроводниковых лазеров.

Ключевые слова: полупроводниковый лазер; внешняя оптическая обратная связь; поляризация; когерентная и некогерентная обратная связь; самосмещение; модовый спектр.