

Рис. 6. Зависимость внутренних механических напряжений в пленке SiO_2 , полученной методом PECVD, от ее толщины

вадией процесса, влияет и ее толщина d . Как видно из **рис. 6**, пленки имеют внутренние напряжения сжатия, величина которых с увеличением толщины увеличивается. При толщине пленки около 400 нм напряжение сжатия составляет порядка 160 МПа, а при толщине 1100 нм его значение уже достигает 350 МПа.

* * *

Таким образом, в результате исследования характеристик пленок нитрида и оксида кремния, сформированных при температуре 350°C с активацией процесса осаждения плазмой, было установлено, что такие пленки целесообразно использовать для изоля-

ции и пассивации металлов с низкой температурой плавления (например, алюминия). Это связано с тем, что нитрид кремния эффективно препятствует проникновению ионов щелочных металлов и других примесей, а оксид кремния, имея напряжения сжатия, служит компенсирующим слоем для металлических пленок с напряжениями растяжения.

ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Rosler R. S. Low-pressure CVD production processes for poly nitride and oxide // Solid-State Technology.— 1977.— Vol. 20, N 4.— P. 63—70.
2. French P. J. Development of surface micromachining techniques compatible with on-chip electronics // J. Micromech. Microeng.— 1996.— N 6.— P. 197—211.
3. Penza M., Aversa P., Cassano G. et al. Thin-film bulk-acoustic-resonator gas sensor functionalized with a nanocomposite Langmuir-Blodgett layer of carbon nanotubes // IEEE Transactions on Electron Devices.— 2008.— Vol. 55, N 5.— P. 1237—1239.
4. Bhatt V., Chandra S., Kumar S. et al. Stress evaluation of RF sputtered silicon dioxide films for MEMS // Indian Journal of Pure & Applied Physics.— 2007.— Vol. 45.— P. 377—381.
5. Paniccia M., Koehl S. The silicon solution // IEEE Spectrum.— 2005.— N 10.— P. 30—35.
6. Технология СБИС Т.2. / Под ред. С. Зи.— М.: Мир, 1986. [Pod red. S. Zi // Moscow. Mir. 1986]
7. Temple-Boyer P., Rossi C., Saint-Etienne E., Scheid E. Residual stress in low pressure chemical vapor deposition SiN_x films deposited from silane and ammonia // J. Vac. Sci. Technol. A 16 (4).— 1998.— N 7—8.— P. 2003—2007.

К. т. н. А. П. АЛИЕВА¹, д. ф.-м. н. К. Ш. КАХРАМАНОВ,
к. ф.-м. н. С. Ш. КАХРАМАНОВ

Азербайджан, г. Баку, ¹Азербайджанский технический университет,
НПО «Селен» НАН АР
E-mail: almaz46@mail.ru

Дата поступления в редакцию
24.05 2011 г.

Оппонент д. х. н. В. Н. ТОМАШИК
(ИФП им. В. Е. Лашкарёва, г. Киев)

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ФРАКТАЛЬНЫХ НАНООБЪЕКТОВ В КРИСТАЛЛАХ $A_2^V B_3^{VI}$ <ПРИМЕСЬ>

Выявлены морфологические особенности в кристаллах $A_2^V B_3^{VI}$ <примесь>, связанные с формированием межслоев различной толщины, которые играют принципиальную роль в аномалиях электронных свойств кристаллов.

В последнее время свойства веществ в наноструктурном состоянии привлекают все большее внимание как исследователей, так и технологов. Физические свойства кристаллов $A_2^V B_3^{VI}$ <примесь>, получаемых путем интеркалирования (внедрения примесей), существенно отличаются от свойств исходных соединений [1—3]. Так, например, диффузионная интеркаляция атомов Cu, Ni и др. позволяет формировать межслоевые структуры фрактального характера.

Межслоевые нанообразования оказывают существенное влияние на электронные свойства кристал-

лических систем [2—4]. В разбавленных магнитных полупроводниках $\text{Sb}_{2-x}\text{Cr}_x\text{Te}_3$ ($0 \leq x \leq 0,02$) обнаружена ферромагнитная фаза с точкой Кюри $T_c = 5,8$ К при максимальном содержании Cr $x = 0,02$. При допировании хромом концентрация дырок в системе уменьшается. Такие кристаллы очень перспективны для использования в спинтронике. Для их получения выбираются такие условия термообработки, при которых атомы интеркалянта упорядоченно располагаются в ван-дер-ваальсовых щелях слоистого кристалла.

Целью настоящей работы являлось выявление фрактальных нанобъектов межслоевого характера в системах $A_2^V B_3^{VI}$ <Cu, Ni, Cr, In>.

Интеркаляцию атомов Cu и Ni диффузией проводили при 500 К. Для этого термическим методом на очищенную поверхность кристаллов напыляли металлы (Cu или Ni) параллельно базовой плоскости (0001). Далее процесс внедрения примесей вдоль слоев (0001) проводили при значении градиента температу-

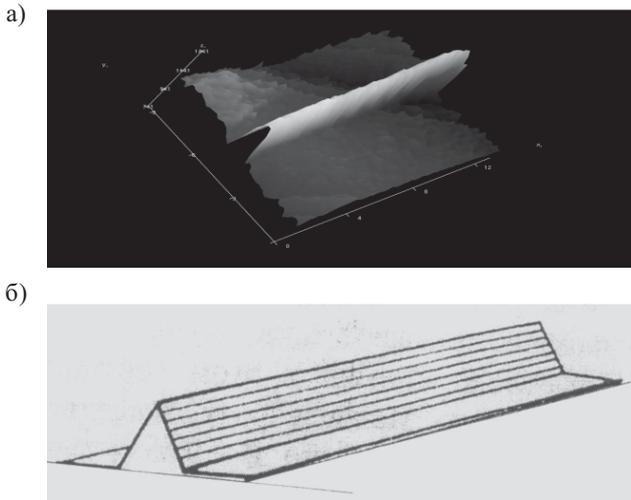


Рис. 1. АСМ-изображение нанофрагмента структуры $Sb_2Te_3<In>$ (а) и триадная поверхность Кох в первой итерации (б)

ры $\Delta T=30$ К/см, горячей стороной образца являлся торец с напылением меди или никеля. Отметим, что для Cu и Ni коэффициенты диффузии вдоль базовой поверхности (0001) очень велики, что способствует легкому их диффундированию в межслоевое пространство (МСП) $Te^{(I)}-Te^{(I)}$ в течение нескольких часов.

Методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) был проведен анализ структурного состояния базовой

поверхности (0001) кристалла Bi_2Te_3 , являющейся одной из сторон МСП $Te^{(I)}-Te^{(I)}$, и рентгенодифрактометрические исследования состава материалов.

Среди легированных кристаллов $A_2^V B_3^{VI}<примесь>$ наиболее характерными являются структуры $Bi_2Te_3<Cu>$, $Sb_2Te_3<Cr>$, $Sb_2Te_3<In>$, основания которых в двумерном изображении выглядят как островки. Их 3D-изображения похожи на «вискеры», расположенные перпендикулярно поверхности (0001). В настоящей работе при изучении профилограмм распределения примесей по определённому сечению для всех исследованных образцов были определены размеры (от 10 до 50 нм) наноструктурных элементов, служащих «генераторами» фрактальных межслоевых нанобъектов. Распределение таких нанобразований (наноостровков, параллельных террас-наноступеней) по поверхности (0001) указывает на фрактальный характер формирования рельефа в процессе интеркалирования. Анализ трехмерного АСМ-изображения фрагмента структуры $Sb_2Te_3<In>$ (рис. 1, а) и сравнение его с триадной поверхностью Кох (с фрактальной размерностью $D=2,26$) [5] показывает, что МСП $Te^{(I)}-Te^{(I)}$ структур $A_2^V B_3^{VI}<Ni, In>$ может служить нанореактором для формирования поверхностей Кох.

На АСМ-изображениях поверхности (0001) кристалла $Sb_2Te_3<Cr>$, интеркалированного хромом (рис. 2), видны макроступени (террасы) с максимальной длиной 2 мкм. Высота ступенек колеблется в пределах

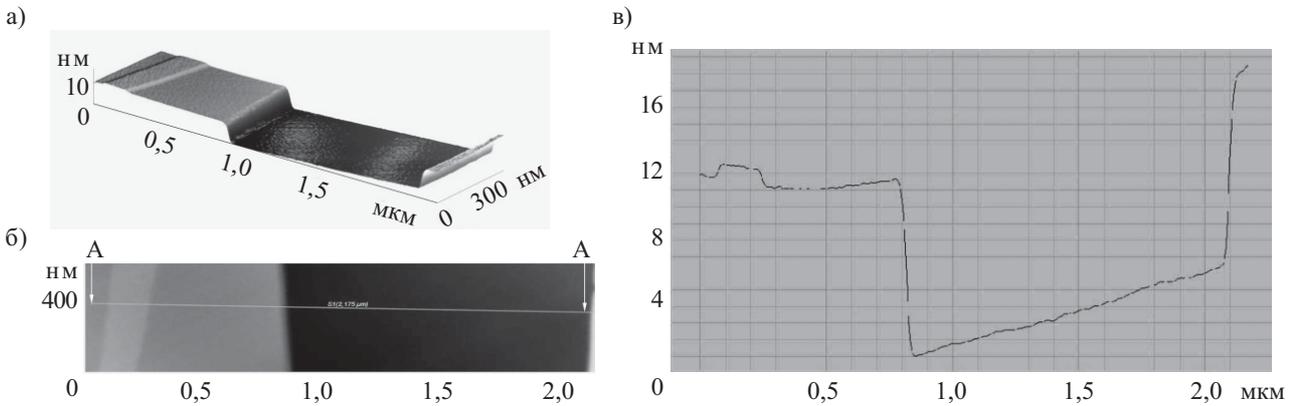


Рис. 2. Трехмерное (а) и двумерное (б) АСМ-изображение фрагмента поверхности $Sb_2Te_3<Cr>$ и профилограмма распределения примеси по сечению АА наноступени (в)

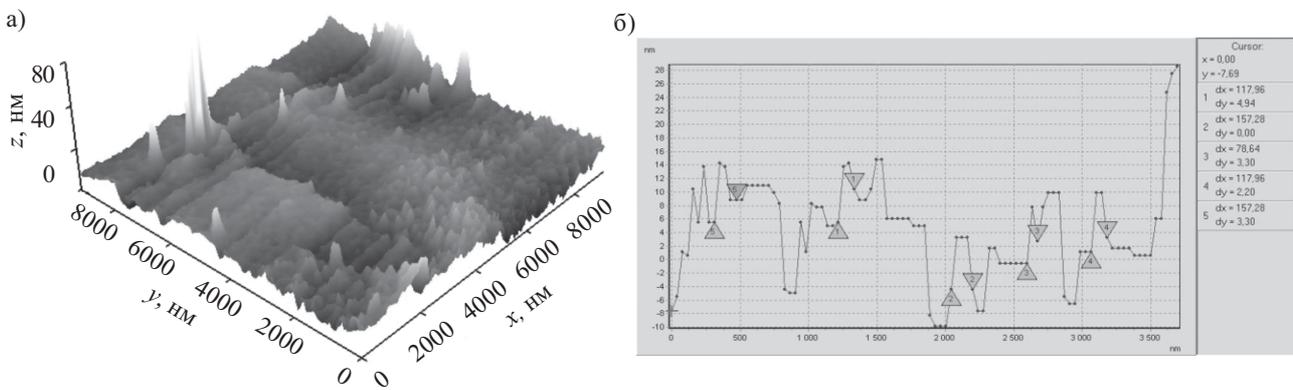


Рис. 3. АСМ-изображение (а) и профилограмма террасного распределения слоев (б) в $Sb_2Te_3<Cr>$

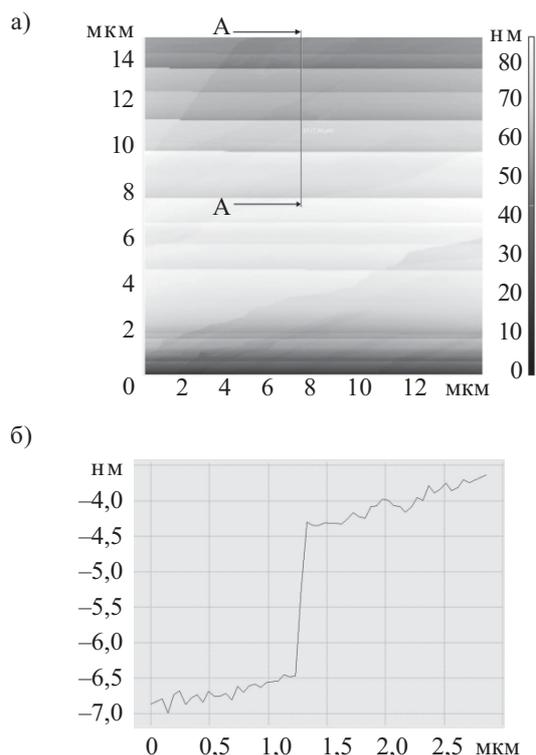


Рис. 4. Двумерное АСМ-изображение террас в $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Ni}\rangle$ (а) и профилограмма по сечению АА (б)

от 0,8 до 1,5 нм; имеются области с террасами высотой до 10 нм (рис. 2, в). В отдельных областях профилограммы, не приведенных на рисунке, наблюдаются ступеньки высотой от 0,45 до 3 нм (террасы размещаются вдоль линий 160 нм) [3]. На наш взгляд, выявленные нанослои в виде террас (рис. 3) ответственны за проявление ферромагнетизма в системах $A_2^V B_3^{VI}\langle\text{Cr}\rangle$, однако это предположение требует дополнительных исследований.

Рентгенодифрактометрические исследования склолотой поверхности (0001) $\text{Sb}_2\text{Te}_3\langle\text{Cr}\rangle$ подтвердили наличие не только хрома, но и CrSb .

Исследования морфологического строения и структуры межслоев в кристаллах $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}, \text{Ni}\rangle$ позволили объяснить многие электронные явления при формировании отдельных наностроек на их базовой поверхности (0001).

Экспериментальные данные для системы $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Ni}\rangle$ приведены на рис. 4.

В процессе роста кристаллов Bi_2Te_3 , а также при последующей интеркаляции атомов Cu и Ni в межслоевом пространстве $\text{Te}^{(1)}\text{—Te}^{(1)}$ формируются нанобъекты с плоскости (0001) высотой 5—12 нм. Рентгенодифрактометрические исследования показали в системе $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}\rangle$ рефлексы от Cu , а в системе $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Ni}\rangle$ рефлексы от Ni и NiTe_2 .

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что при интеркалировании образуются различные наноформирования.

Межслоевые нанобъекты и формируемые ими террасные поверхности следует рассматривать как один из главных факторов, определяющих морфологию межслоевого пространства $\text{Te}^{(1)}\text{—Te}^{(1)}$ и ответственных за проявляющиеся особенности в кинетических свойствах кристаллов $A_2^V B_3^{VI}\langle\text{примесь}\rangle$. Для системы $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}\rangle$ такие предварительные результаты опубликованы в [2].

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Тагиев Б. Г., Пашаев А. М., Алескеров Ф. К. и др. Наноступенчатые структуры в слоистых кристаллах Bi_2Te_3 // Сб. Трудов VII Междунар. конф. «Аморфные и микрокристаллические полупроводники». — Россия, г. Санкт-Петербург. — 2010. — С. 414. [Tagiev B. G., Pashaev A. M., Aleskerov F. K. i dr. // Sb. Trudov VII Mezhdunar. konf. «Amorfnye i mikrokrystallicheskie poluprovodniki». Russia, St. Petersburg. 2010. P. 414]
2. Кахраманов С. Ш. Самоинтеркаляция в $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}\rangle$ // Неорганические материалы РАН. — 2008. — Т. 44, № 1. — С. 1—9. [Kakhramanov S. Sh. Samointerkalyatsiya v $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}\rangle$ // Neorganicheskie materialy RAN. 2008. Vol. 44, N 1. P. 1]
3. Кульбачинский В. А., Тарасов П. М., Брюк Э. Аномальный эффект Холла и ферромагнетизм в новом разбавленном магнитном полупроводнике $\text{Sb}_{2-x}\text{Cr}_x\text{Te}_3$ // Письма в ЖЭТФ. — 2005. — Т. 81, № 7. — С. 426—430. [Kul'bachinskii V. A., Tarasov P. M., Bryuk E. Pis'ma v ZhETF. Vol. 81, N 7. P. 426]
4. Алескеров Ф. К., Кахраманов С. Ш. Влияние межслоевых металлических нанофрагментов на кинетические свойства $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}, \text{Ni}\rangle$ // Металлофиз. новейшие технол. Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ. — 2008. — Т. 30, № 11, С. 1465—1477. [Aleskerov F. K., Kakhramanov S. Sh. // Metallofiz. noveishie tekhnol. Institut metallofiziki im. G. V. Kurdyumova NANU. 2008. Vol. 30, N 11, P. 1465]
5. Федер Е. Фракталы. — М.: Мир, 1991. [Feder E. Fraktaly. Moscow. Mir, 1991]