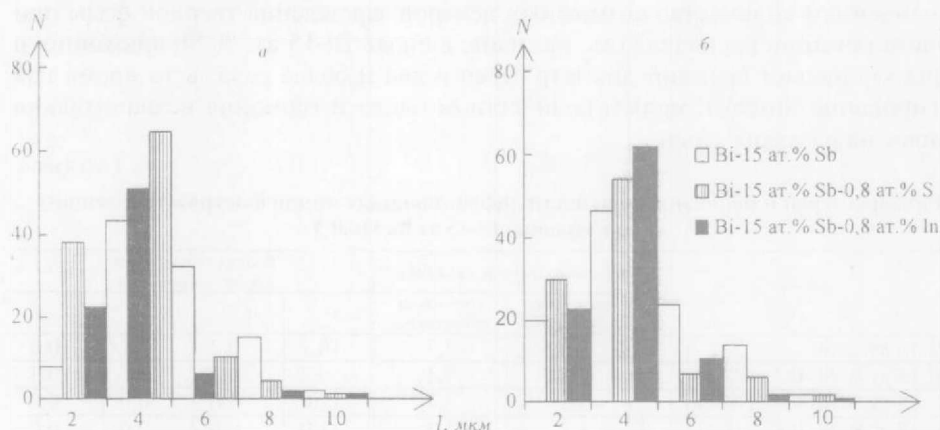


связями. Две из них расположены в плоскостях $(01\bar{1}2)$, $(\bar{1}012)$ и $(1\bar{1}02)$, а третья связывает два атома соседних плоскостей. На межфазной границе кристалл – жидкость, совпадающей с указанными плоскостями, образуется высокая плотность активных центров в виде ненасыщенных ковалентных связей. К ним легко присоединяются атомы из расплава, вызывая быстрый рост кристаллитов с указанной ориентацией.



Распределения N максимальной хорды I сечений зерен быстротвердевших фольг:
 а – на контактной поверхности; б – на свободной поверхности для сплавов Bi-15 ат. % Sb, Bi-15 ат. % Sb-0,8 ат. % S
 и Bi-15 ат. % Sb-0,8 ат. % In

Таким образом, в быстротвердевших фольгах сплава Bi-15 ат. % Sb образуются мелкозернистая структура и четко выраженная текстура $(10\bar{1}2)$. Легирование сплава элементами II, III, IV и VI групп вызывает уменьшение размеров зерен и не оказывает существенного влияния на текстуру.

Работа выполнена при поддержке Фонда фундаментальных исследований Республики Беларусь (проект № Ф98-054).

1. Гицу Д.В., Голбан Т.М., Канцер В.Г., Мунтяну Ф.Н. Явления переноса в висмуте и его сплавах. Кишинев, 1983.
2. Иорданишвили Е.К. Термоэлектрические источники питания. М., 1968.
3. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. М., 1982.
4. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. М., 1987.
5. Шепелевич В.Г. // Кристаллография. 1991. Т. 36. № 1. С. 238.

Поступила в редакцию 22.05 2000.

УДК 621.315.592

П.И. ГАЙДУК

ВЛИЯНИЕ МИКРОПУЗЫРЕЙ В ПОДЛОЖКЕ КРЕМНИЯ НА ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ SiGe-СПЛАВОВ

The effect of hydrogen-induced micro-cavities in Si substrate on heteroepitaxial growth of $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$ alloy is investigated by TEM. The micro-cavities in Si substrate were formed by hydrogen implantation followed by thermal treatment. It is found that the strain relaxation in SiGe/Si layers is more enhanced in the case of growth at void-containing substrates. A good share of threading arms runs into the substrate and in this way the reduction of threading dislocations in the surface layer can be explained.

Гетероэпитаксиальные структуры на основе Si- и SiGe-сплавов являются перспективными для разработки нового поколения полупроводниковых

приборов, основанных на подходах зонной инженерии [1, 2]. В таких структурах кристаллическое качество является определяющим для достижения высоких значений подвижности носителей заряда [2, 3]. В последнее время разработан ряд методов эпитаксиального роста, позволяющих уменьшать плотность дислокаций в гетероэпитаксиальных структурах вплоть до 10^5 – 10^6 см⁻² [4–10]. Наиболее успешные подходы используют буферные слои с линейным или ступенчатым изменением композиционного состава [3–6]. Сообщалось также об обнадеживающих результатах применения высокотемпературных [7] и низкотемпературных [8] условий роста буферных слоев.

Другой интересный подход [9] предполагает использование легкодеформируемых подложек: тонких слоев монокристаллического кремния на SiO₂, полученных, например, по SIMOX-технологии. В таких структурах химические связи на границе раздела Si/SiO₂ достаточно ослаблены, так что поверхностный слой Si может рассматриваться как квазисвободная мембрана. Ожидалось [9], что при малой толщине поверхностного слоя (менее критической) релаксация упругодеформированного слоя SiGe будет происходить путем проникновения дислокаций в подложку. Несмотря на первую успешную демонстрацию эпитаксиального роста слоев SiGe на Si/SiO₂/Si-подложке [9], указанный подход не получил развития из-за трудностей, связанных с получением тонких (около 10 нм), однородных по толщине, *бездефектных* поверхностных слоев Si.

В настоящей работе для формирования тонких псевдомембран предлагается использовать скрытые слои Si, содержащие водородно-индуцированные микропузыри. Предполагается, что в слое Si, содержащем микропузыри, происходит ослабление связей Si–Si и таким образом улучшаются условия зарождения, мультпликации и распространения дислокаций [10–12]. В дополнение к этому, имплантация водорода в кремний интересна в силу его существенного пассивирующего действия на глубокие и мелкие уровни [13]. Гетерирующее действие микропузырей [14] также является аргументом в пользу их использования в гетероструктурах.

В качестве подложек в настоящей работе использовали кристаллы кремния (001)-ориентации. Для предотвращения неконтролируемого загрязнения поверхности непосредственно перед имплантацией водорода пластины покрывали слоем SiO₂ толщиной 330 нм с использованием методов газофазного осаждения. Имплантацию ионов водорода с энергией 40 или 60 кэВ проводили при комнатной температуре до доз $1,5 \cdot 10^{16}$ или $2,8 \cdot 10^{16}$ см⁻² соответственно. По оценкам TRIM [15], такие условия имплантации позволяют получать концентрационные пики атомов водорода между $8,1 \cdot 10^{20}$ см⁻³ и $1,6 \cdot 10^{21}$ см⁻³, локализованные в подложке кремния на глубине 130 нм (40 кэВ) или 290 нм (60 кэВ) от границы раздела Si/SiO₂. Для формирования водородно-индуцированных пузырей и удаления избыточного водорода из подложки [12–14] образцы постимплантационно отжигались в атмосфере сухого N₂ при 850 °С в течение 30 мин. Непосредственно перед эпитаксиальным ростом слоев SiGe образцы сначала травились в 5%-м растворе HF для удаления слоя SiO₂, после чего проводилась дополнительная очистка поверхности в водных растворах NH₃+H₂O₂ и HCl+H₂O₂ при 80 °С. Эпитаксиальный рост слоев Si_{0,85}Ge_{0,15} со скоростью роста 0,28 нм/с проводился на установке молекулярно-лучевой эпитаксии VG Semicon V80. На всех образцах сначала выращивали буферный слой кремния толщиной 0,1 мкм, после чего осаждали слой Si_{0,85}Ge_{0,15} толщиной 1 мкм при температуре 570–700 °С. Композиционный состав слоев контролировался методом ре-

зерфордовского обратного рассеяния. Состояние поверхности исследовалось методом атомной силовой микроскопии (АСМ) с использованием установки Rastroscope 3000. Анализ дислокационной структуры проводился методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на образцах, препарированных в виде планарных или поперечных сечений. Для ПЭМ-исследований использовался прибор Phillips CM20, работающий при ускоряющем напряжении 200 кВ. Измерение низких плотностей дислокаций в поверхностных областях $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ -слоев проводили как методами ПЭМ-

регистрации с панорамным сканированием больших областей ($\sim 0,1-1 \text{ мм}^2$), так и методами селективного химического травления в сочетании с АСМ.

Влияние предварительной имплантации водорода на структурное состояние слоев $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ -сплавов, эпитаксиально выращенных на Si-подложках, хорошо видно из рис.1, на котором демонстрируются типичные светопольные ПЭМ-изображения поперечных сечений образцов в области границы раздела $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}/\text{Si}$. Так, в случае МЛЭ-роста на Si-подложках, предварительно не имплантированных водородом, слои содержат ярко выраженные полосы скольжения с повышенной концентрацией дислокаций, распространяющиеся в Si-подложку на большую глубину (рис.1а). На светопольных ПЭМ-микрофотографиях, полученных как поперечные сечения, скопления дислокаций видны как суперпозиция черных, прямолинейных участков, состоящих из дислокаций, перпендикулярных плоскости изображения, и простирающихся в $[110]$ -направлении. Детальный ПЭМ-анализ показывает [16], что входящие в состав скоплений дислокации являются 60° -ми, имеют одинаковые векторы Бюргерса и локализованы в параллельных, близко расположенных $\{111\}$ -плоскостях скольжения. Такая структура границы раздела SiGe/Si характерна для мультипликации дислокаций несоответствия по модифицирован-

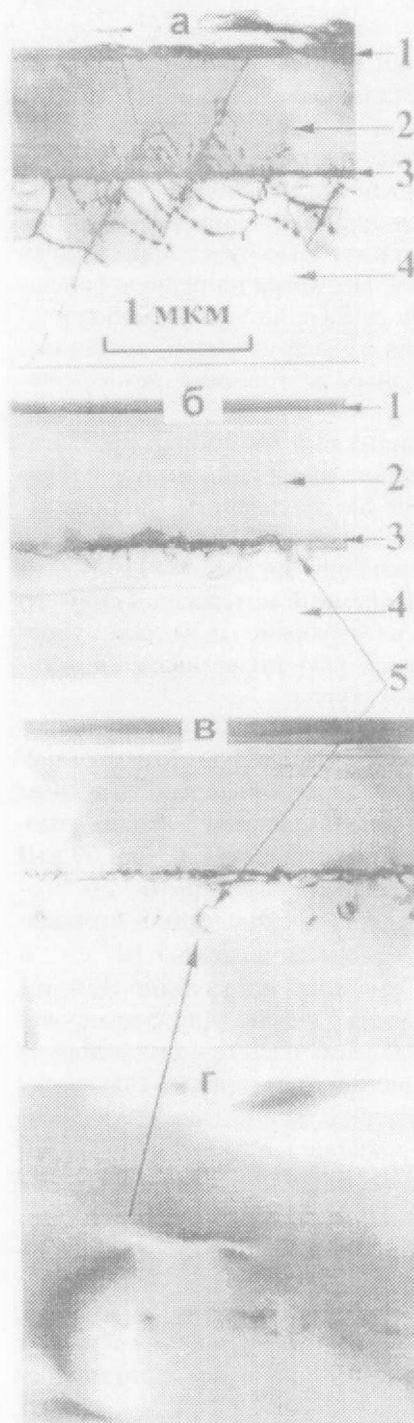


Рис.1. Светопольные ПЭМ-изображения поперечных сечений образцов $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ -сплавов, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках (001) кремния:

а – без использования буферного слоя; б, в, г – буферные слои содержат микропузыри, сформированные имплантацией водорода при энергии: б – 40 кэВ и в, г – 60 кэВ с дозой $1,5 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$. Увеличенное изображение г иллюстрирует водородно-индуцированные микропузыри, локализованные вблизи границы раздела гетероструктуры Si/буферный слой/ $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$. 1 – поверхность образцов. 2 – слой эпитаксиального $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ -сплава. 3 – границы раздела $\text{Si}/\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$. 4 – подложка Si. 5 – слой водородных микропузырей

ному механизму Франка–Рида (МФР) – [17, 18] или по механизму самосогласованной генерации дислокаций несоответствия [19, 20]. Наиболее важные отличия в структуре SiGe-сплавов, выращенных на подложках с водородно-индуцированными микропузырями, состоят в следующем. Во-первых, дислокационные скопления описанного типа или отсутствуют, или имеют значительно меньшую концентрацию дислокаций, что указывает на сравнительно малое число актов мультипликации дислокаций на один источник МФР. Во-вторых, плотность центров мультипликации дислокаций несоответствия (источников МФР) существенно увеличивается по сравнению с ростом на подложке, не содержащей микропузыри. Таким образом, из сравнения микрофотографий, приведенных на рис. 1, можно, по-видимому, сделать вывод, что скрытый слой Si, содержащий водородно-индуцированные микропузыри, увеличивает плотность центров зарождения и мультипликации дислокаций несоответствия (источников МФР) и, следовательно, уменьшает количество дислокаций, приходящихся на одно скопление. Известно [3], что такие скопления эффективно блокируют перемещение дислокаций и тем самым увеличивают плотность пронизывающих дислокаций (ПД) в эпитаксиальном SiGe-слое.

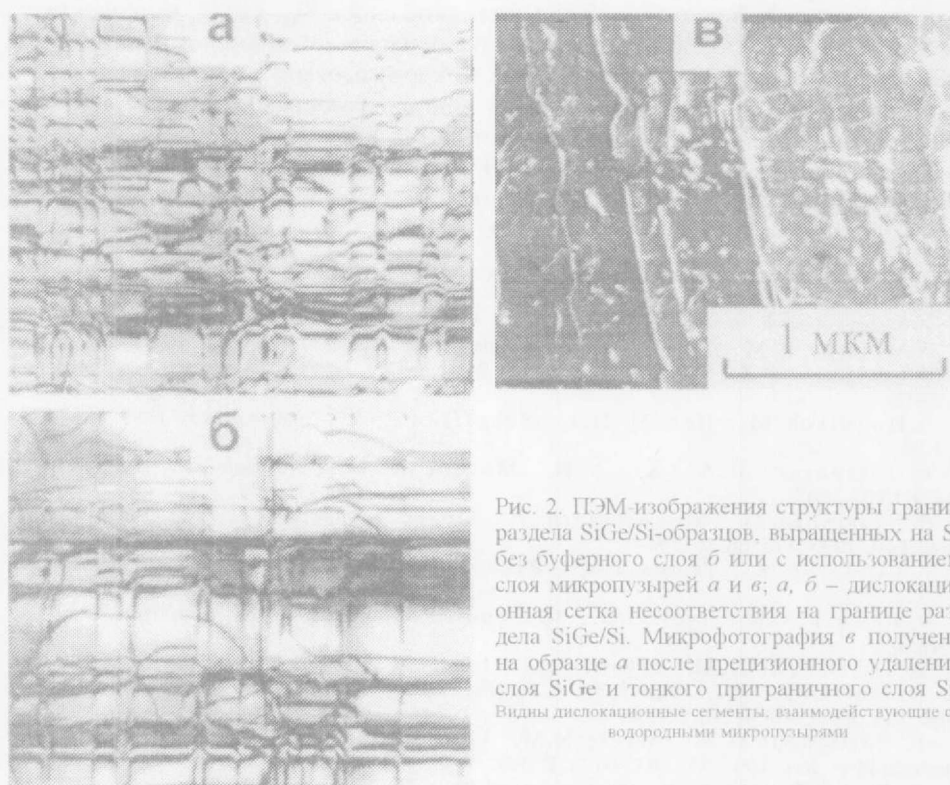


Рис. 2. ПЭМ-изображения структуры границ раздела SiGe/Si-образцов, выращенных на Si без буферного слоя *б* или с использованием слоя микропузырей *а* и *в*; *а, б* – дислокационная сетка несоответствия на границе раздела SiGe/Si. Микрофотография *в* получена на образце *а* после прецизионного удаления слоя SiGe и тонкого приграничного слоя Si. Видны дислокационные сегменты, взаимодействующие с водородными микропузырями

Сравнение рис. 1б и 1в иллюстрирует влияние энергии имплантации водорода на структуру границы раздела SiGe/Si. Видно, что формирование дислокационных скоплений на границе раздела SiGe/Si более выражено в слоях, имплантированных водородом с $E=40$ кэВ (средний проецированный пробег (R_p) составляет ~ 130 нм). В этом случае зарегистрирована также значительно меньшая плотность водородно-индуцированных пузырей при их меньшем среднем размере по сравнению с имплантацией при 60 кэВ ($R_p=290$ нм). В этой связи необходимо отметить два основных момента. Во-первых, с учетом одинаковой дозы имплантированного водорода для ионов обеих энергий, различия в размере и плотности микропузырей могут быть

объяснены разной скоростью процессов дегазации [12, 13], которые непосредственно связаны с диффузией водорода к поверхности и его испарением при проведении постимплантационного термического отжига. По-видимому, в случае имплантации с меньшей энергией большая часть водорода испаряется из подложки. Во-вторых, большая плотность микропузырей увеличивает вероятность релаксации упругих деформаций в гетероэпитаксиальных слоях путем продвижения дислокаций в подложку и их взаимодействия со слоем пузырей. Этот вывод следует из сравнения соответствующих ПЭМ-микрофотографий структуры, приведенных на рис. 1б, в и рис. 2а, б. Более высокая плотность дислокаций несоответствия, локализованных на границе раздела, означает большую степень релаксации SiGe/Si-структуры (ср. а и б на рис. 2). При этом важной особенностью релаксации деформаций в структуре, содержащей микропузыри, является резкое возрастание количества дислокаций, проникающих в подложку и локализованных в слое микропузырей (рис. 2в). Взаимодействие дислокаций с пузырями увеличивает эффективность релаксации SiGe-слоев, что также хорошо согласуется с результатами более ранних исследований [10–12].

Таким образом, в работе исследовано влияние водородно-индуцированных микропузырей на структурное состояние слоев $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$, выращенных на Si-подложках. Обнаружено, что большое количество дислокаций проникает в подложку и взаимодействует с микропузырями, что приводит к сокращению плотности дислокаций в приповерхностных эпитаксиальных слоях и ускоряет процесс релаксации структур SiGe/Si.

Автор выражает благодарность А.Н. Ларсену за обсуждения результатов исследований, а также Дж.Л. Хансену за помощь при выращивании эпитаксиальных SiGe-сплавов методом МЛЭ.

1. Advanced Silicon and Semiconducting Silicon-Alloy-Based Materials and Devices // Ed. By J.F.A.Nijs. London, 1994.
2. Schaffler F. // Semicond. Sci. Technol. 1997. Vol. 12. P. 1515.
3. Mooney P.M. // Mat. Sci. and Engineering. 1996. Vol. R17. P. 105.
4. LeGoues F.K., Meyerson B.S., Morar J.F. // Phys. Rev. Lett. 1991. Vol. 66. P. 2903.
5. Hohnisch M., Herzog H.J., Schaffler F. // J. Cryst. Growth. 1995. Vol. 157. P. 126.
6. Fitzgerald E.A., Xie Y.H., Monroe D. et al. // J. Vac. Sci. Technol. 1992. Vol. B10. P. 1807.
7. Kissinger G., Morgenstern T., Morgenstern G., Richter H. // Appl. Phys. Lett. 1995. Vol. 66. P. 2083.
8. Linder K.K., Zhang F.C., Rieh J.S. et al. // Appl. Phys. Lett. 1997. Vol. 70. P. 3224.
9. Powell A.R., Iyer S.S., LeGoues F.R. // Appl. Phys. Lett. 1994. Vol. 64. P. 1856.
10. Follstaedt D.M., Myers S.M., Lee S.R. // Ibid. 1996. Vol. 69. P. 2059.
11. Hollander B., Mantl S., Liedtke R. et al. // Nucl. Instrum. and Meth. In Phys. Res. 1999. Vol. B148. P. 200.
12. Follstaedt D.M., Myers S.M., Floro J.A., Lee S.R. // Nucl. Instrum. and Meth. In Phys. Res. 1997. Vol. B127/128. P. 375.
13. Perton S.R., Corbett J.W., Shi T.S. // Appl. Phys. 1987. Vol. A13. P. 153.
14. Kinomura A., Williams J.S., Wong-Leung J., Petravic M. // Nucl. Instrum. and Meth. In Phys. Res. 1997. Vol. B127/128. P. 297.
15. Biersack J.P., Ziegler J.F. // The stopping and Ranges of Ions in Matter. 1985. Vol. 1.
16. Shiryayev S.Yu., Jensen F., Wulff Petersen J. // Appl. Phys. Lett. 1994. Vol. 64. P. 3305.
17. LeGoues F.K., Meyerson B.S., Morar J.F., Kirchner P.D. // J. Appl. Phys. 1992. Vol. 71. P. 4230.
18. LeGoues F.K. // Phys. Rev. Lett. 1991. Vol. 72. P. 876.
19. Shiryayev S.Yu. // Phil. Mag. Lett. 1993. Vol. 68. P. 195.
20. Shiryayev S.Yu., Lundsgaard Hansen J., Nylandsted Larsen A. et al. // Phys. Rev. 1995. Vol. B52. P. 15881.

Поступила в редакцию 17.12.99.