

ФОРМИРОВАНИЕ МОП СТРУКТУР С НАНОКРИСТАЛЛАМИ Ge И ИХ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

А. Г. Новиков, П. И. Гайдук, В. А. Зайков

Белорусский государственный университет, nowikow@biz.by

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время большое внимание уделяется исследованию наноразмерных полупроводниковых структур и разработке на их основе новых приборов микро- и наноэлектроники. Активно проводятся исследования новых приборов памяти, использующих в качестве элементов хранения заряда нанокристаллы Si или Ge, внедренные в подзатворный диэлектрик МОП транзисторов. Обычно для получения таких структур используют методы молекулярно-лучевой эпитаксии, химического осаждения из газовой фазы, ионной имплантации [1, 2]. Вместе с тем ведется постоянный поиск и разработка новых методов формирования наноструктур, в том числе совместимых с традиционными технологиями СБИС.

В настоящей работе исследованы возможности метода сегрегационной преципитации для формирования нанокристаллов Ge при термическом окислении слоев SiGe сплавов. С помощью этого метода предложено получать наноструктуры на основе традиционных и хорошо отработанных методов микроэлектроники – химического осаждения из газовой фазы и термических отжигов. Одной из основных стадий в таком методе является процесс окисления SiGe слоев. В ряде недавних исследований показано, что процессы окисления слоев $Si_{1-x}Ge_x$ сплавов и чистого Si имеют существенные отличия. Так, установлено [3, 4], что при высокотемпературной термической обработке сплава $Si_{1-x}Ge_x$ в окисляющей среде образуется диоксид кремния (SiO_2), что обусловлено более высокой энтальпией его формирования по сравнению с оксидами германия. В силу низкого предела равновесной растворимости Ge в SiO_2 (менее 0.1 ат. % [3]), формирование SiO_2 может приводить к сегрегационному оттеснению Ge фронтом окисления, что сопровождается формированием обогащенного германием слоя $Si_{1-x}Ge_x$ на границе раздела $SiO_2/Si_{1-x}Ge_x$. Одновременно некоторое количество Ge захватывается и растущим слоем SiO_2 , особенно в неравновесных условиях быстрого термического [4] или низкотемпературного [5] окисления. Захват атомов Ge в слой SiO_2 , а также сегрегационное оттеснение Ge являются нежелательными эффектами, так как, с одной стороны, приводят к ухудшению диэлектрических свойств слоев SiO_2 , а с другой – к уменьшению подвижности носителей заряда в приповерхностном слое $Si_{1-x}Ge_x$.

В работе проведены исследования структурно-фазовых превращений при термообработках в Si/ SiO_2 /SiGe структурах с целью формирования МОП конденсаторов, содержащих нанокристаллы Ge в слое SiO_2 на заданном расстоянии от области канала.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходных подложек использовали пластины (001) Si *n*-типа проводимости, термически окисленные до образования слоя SiO_2 толщиной 60 Å. Такая толщина оксида выбиралась для снижения порогового напряжения туннелирования носителей заряда в исследованных МОП-конденсаторах, т. е. для формирования тун-

нельного диэлектрика. Слой туннельного SiO_2 имел дополнительное двойное предназначение: во-первых, являлся источником неупорядоченного (поликристаллического) осаждения последующих слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$; во-вторых, служил эффективным барьером, предотвращающим диффузию Ge вглубь подложки. Слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ сплава толщиной 22 нм с композиционным составом $x = 0.05$ осаждали при температуре 560 °С методом химического осаждения из газовой фазы. Далее проводилось равновесное термическое окисление полученных $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - структур в атмосфере сухого или влажного кислорода при 850–950 °С в течение 7–120 мин. Окончательно, структуры термически отжигались в атмосфере N_2 до 3 часов при температуре 900 °С.

Исследования структурно-фазового состояния образцов проводили методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и микродифракции на электронном микроскопе Phillips CM-20 с ускоряющим напряжением до 200 кВ. Композиционный состав исходных слоев, перераспределение Ge после термообработок исследовали методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) с использованием ионов He^+ с энергией 1–1,5 МэВ и применением скользящей геометрии пучка.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования методом РОР $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{Si}_{0.95}\text{Ge}_{0.05}$ -структур после осаждения, а также перераспределение элементов после окисления в атмосфере сухого кислорода и последующего термического отжига в инертной среде представлены на рис. 1. Спектр 1 на рис. 1 соответствует образцу исходной структуры и содержит пик от Ge, область низкого выхода обратнорассеянных ионов от кремния в оксиде и пик кислорода. Моделирование спектра показало, что его форма соответствует рассеянию ионов на структуре $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{SiGe}$, причем концентрация Ge и толщина слоя SiGe соответствовали запланированным и составили 4,5 % и 22 нм соответственно, что в пересчете на эффективную толщину Ge в слое составляет 9,9 Å. Подбор эффективной толщины проводился нами с учетом двух факторов: данных предыдущих исследований [1, 2], в которых были использованы тонкие слои Ge толщиной 0,7–0,9 нм, а также с учетом возможности неполной сегрегации Ge при окислении, что может иметь место, в частности, при окислении в атмосфере влажного кислорода.

На рис. 1 (спектры 2, 3) приведены спектры РОР, полученные от образцов после их окисления в атмосфере сухого кислорода при 900 °С в течение 30 мин и отжига. Из сравнения спектров РОР (рис. 1, спектры 1 и 2) видно, что при окислении образцов происходят существенные

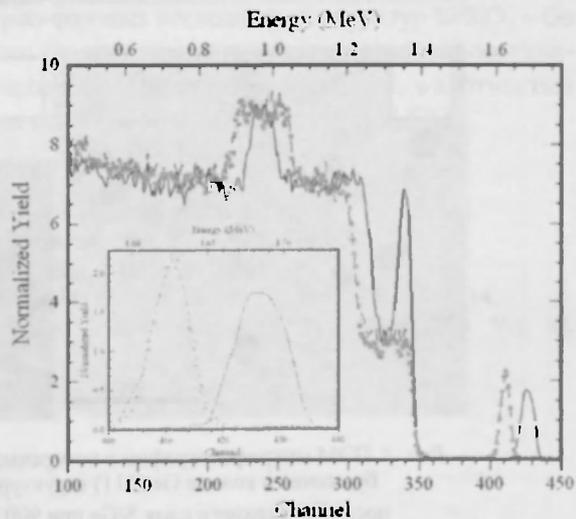


Рис. 1. Спектры РОР, от образцов $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{SiGe}$ после их выращивания, а также после ТО при 900 °С 30 мин

изменения состава приповерхностных слоев, а именно, уменьшается выход обратно-рассеянных частиц в области поверхности Si, а пик Ge смещается в область меньших энергий. Моделирование спектров РОР показало, что величина смещения пика Ge соответствует полной толщине поверхностного оксида. Из рис. 1 спектр 3 видно, что последующий отжиг в инертной среде не приводит к каким-либо изменениям формы спектра ни в области Si, ни в области пика Ge. Интегральный выход РОР в указанном пике Ge заметно не изменяется, что свидетельствует об отсутствии потерь Ge. Таким образом, можно заключить, что при оксидировании поверхности слоев SiGe сплавов происходит сегрегационное оттеснение Ge вглубь образца движущимся фронтом окисления, а последующий термический отжиг не приводит к изменению профилей элементов.

Результаты ПЭМ исследований хорошо коррелируют с данными РОР. Так, на рис. 2, а приведена светлопольная ПЭМ микрофотография структур Si/SiO₂+Ge, по-

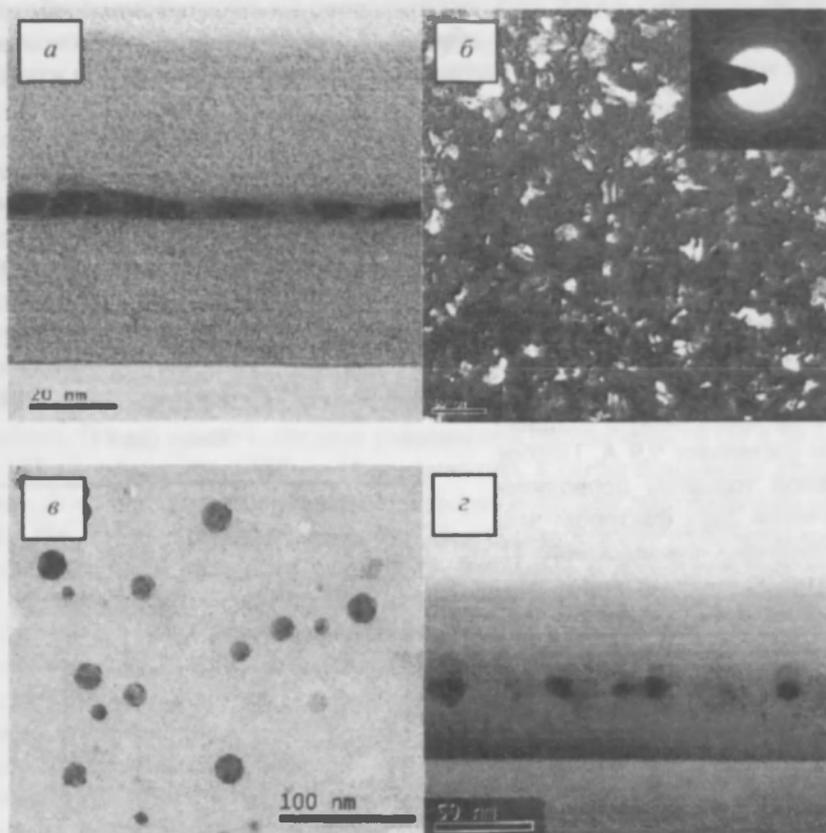


Рис. 2 ПЭМ микрофотографии в поперечном сечении и темнопольное изображение в кольце Ge (111) структур SiO₂/Si, содержащих Ge, после ТО верхнего слоя SiGe при 900 °С в течение 20 мин (а, б). Светлопольные ПЭМ микрофотографии в планарном и поперечном сечениях структур SiO₂/Si, содержащих Ge, после ТО верхнего слоя SiGe при 900 °С в течение 30 мин (в, г)

лученная в поперечном сечении. Образцы получены при различных длительностях оксидирования поверхности при 900 °С. Видно, что оксидирование в течение 20 мин приводит к получению слоя поверхностного SiO₂, который сменяется толстым слоем SiGe, толщина последнего постепенно уменьшается с увеличением длительности термообработки. Темнопольная ПЭМ микрофотография, полученная в кольце Ge (111) (рис. 2, б), демонстрирует, что слой Ge имеет поликристаллическую структуру. Из сравнительного анализа данных ПЭМ и РОР следует, что при увеличении длительности окисления относительное содержание Ge в слое SiGe сплава увеличивается.

На рис. 2, в, г приведены микрофотографии структур после термообработок в близких к оптимальным режимах (O₂, 900 °С, 30 мин). Можно наблюдать сферические и хорошо разделенные нанокластеры Ge. Сравнение ПЭМ изображений в режимах светлого и темного поля показало, что данные преципитаты Ge обладают кристаллической структурой. Измерения среднего размера нанокристаллов и их плотности, а также среднего расстояния до области канала проводилось в строго сфокусированных условиях. Установлено, что средний размер составляет 4–20 нм, а плотность $(2-5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Таким образом, сравнительный анализ микрофотографий на рис. 2 в планарном и поперечном сечениях показал, что при увеличении длительности ТО происходит качественная трансформация тонкого сплошного слоя SiGe в нанокристаллы Ge сферической формы, отделенные от области канала слоем туннельного SiO₂.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами РОР и ПЭМ изучены процессы формирования двумерного массива нанокластеров Ge в слое SiO₂ на заданном расстоянии от границы раздела Si/SiO₂. Метод формирования основан на использовании химического осаждения из газовой фазы тонкого поликристаллического слоя SiGe сплава и последующих термообработок. В результате проведенных структурно-фазовых исследований структур Si/SiO₂ + Ge установлено, что вследствие сегрегации Ge при окислении происходит самоорганизованное формирование нанокластеров Ge размером 4–20 нм, плотностью $2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, которые залегают на расстоянии 6 нм от границы раздела Si/SiO₂.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kanjilal A., Hansen J. L., Gaiduk P. I. et al. // J. Appl. Phys. 2005. Vol. A81, P. 363–366.
2. Spadafora M., Privitera G., and Terrasi A. // Appl. Phys. Lett. 2003. Vol. 83. P. 18.
3. Terrasi A., Scalese S., Adorno R. // Mat. Sci. Eng. 2002. Vol. B89. P. 269.
4. Kanoun M., Busseret C., Pomcet A. // Solid-State Electronics. 2006. Vol. 50. P. 1310–1314.
5. Kanjilal A., Lundsgaard Hansen J., Gaiduk P. I. et al // Appl. Phys. Lett. 2003. Vol. 82. P. 1212–1214.