

Влияние температуры мишени 4H-SiC на профиль распределения ионов Al⁺ при ионном облучении

А. А. Шемухин,^{1,2, a} А. П. Евсеев,^{1,3} А. В. Кожемяко,³ Б. Мерзук,³
В. И. Егоркин,⁴ Ю. С. Федотов,⁵ А. В. Данилов,⁵ В. С. Черныш^{1,3}

¹ Научно-исследовательский институт ядерной физики имени Д. В. Скобельцына.

² Центр квантовых технологий Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова. Россия, 119991, Москва.

³ Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, физический факультет. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2

⁴ Национальный исследовательский университет «Московский институт электронной техники»

⁵ Институт физики твердого тела Российской академии наук.

Поступила в редакцию 07.11.2019, после доработки 11.11.2019, принята к публикации 11.11.2019.

Проведено облучение 4H-SiC ионами Al⁺ при энергии 190 кэВ. Профили концентрации имплантированного алюминия по глубине получены с помощью метода вторичной ионной масс-спектрометрии, проведено сравнение с профилями, рассчитанными в программе SRIM. При помощи резерфордовского обратного рассеяния в сочетании с каналированием исследована аморфизация структуры кристалла при имплантации в мишень при комнатной температуре и 400°C. Показано, что флюенс 10¹⁵ см⁻² полностью разупорядочивает структуру кристалла при облучении мишени комнатной температуры. Обнаружено, что при облучении нагретой до 400°C мишени глубина проникновения внедренной примеси возрастает. Повышение температуры мишени в процессе облучения приводит к комбинации значительного количества простейших дефектов и восстановлению структуры кристалла. Проведено сравнение топографии образцов до и после ионного облучения.

Ключевые слова: карбид кремния, ионная имплантация, POP, образование дефектов.

УДК: 539.534.9, 538.971. PACS: 79.20.Rf.

ВВЕДЕНИЕ

Свойства карбида кремния изучаются уже более полувека. По сравнению с монокристаллическим кремнием SiC имеет на порядок большую электрическую прочность и более чем в три раза большую теплопроводность, сохраняя при этом близкие к кремнию значения подвижности для электронов и дырок. Эти свойства позволяют создавать более эффективные полупроводниковые устройства и схемы, особенно в области силовой электроники, в связи с меньшими потерями, уменьшенными потребностями в охлаждении и высокой температурой работы. На сегодняшний день доступны коммерческие силовые приборы на SiC, которые занимают значительную долю рынка, а также расширяются области применения карбида кремния при экстремальных напряжениях и температурах, где практически нет альтернатив среди других полупроводниковых материалов. Готовятся к выводу на рынок датчики и устройства MEMS на основе карбида кремния, а также интегральные схемы для высокотемпературных применений (более 600°C) [1, 2]. Большая часть разработок ориентирована на 4H-SiC, имеющий самую большую запрещенную зону. Технология обработки SiC в значительной степени унаследована от существующей кремниевой. Однако, поскольку карбид кремния является гораздо более жестким материалом в сравнении с кремнием, для большинства технологических этапов необходимы модификации, например металлизация и диэлектрическое осаждение. Применение ускорительной техники позволяет с большой точностью внедрять химические элементы в мишени и получать требуемые распределения по глубине концентрации примеси, а также радиационно-стимулированных дефектов.

Метод ионной имплантации позволяет модифицировать свойства приповерхностных слоев мишени [3], модифицировать состав и свойства структур [4] и контролируемо создавать дефекты [5]. На сегодняшний день ионная имплантация в карбид кремния используется при изготовлении буферных слоев, JTE, эмиттеров и контактов, стоков и истоков, а также высоковольтных контактных диодов, JFET, MOSFET и IGBT (биполярные транзисторы с изолированным затвором) [6, 7]. Исследования в этой области продолжаются, в научных работах сообщается о дальнейших улучшениях в активации примесей, свойствах поверхности, снижении радиационных повреждений структуры при имплантации в нагретые мишени [8–12]. Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии показывают, что в дополнение к точечным дефектам в результате высокотемпературного отжига образуются более протяженные дефекты [13]. Неясно, какой эффект эти типы дефектов оказывают на производительность устройства, но дислокации могут влиять на времена жизни носителей заряда и вызывать проблемы надежности устройств на основе SiC. Поэтому многие исследования по-прежнему посвящены изучению процессов дефектообразования и рекристаллизации структуры карбида кремния. Помимо модификации SiC, ионные пучки применяются для анализа характеристик облученных структур. Методики, основанные на рассеянии легких ускоренных частиц, позволяют получить как профили распределения по глубине внедренной примеси, так и дефектности упаковки атомов [14, 15]. Например, в работе [16] повреждения, созданные имплантацией ионов Al в монокристаллическом 4H-SiC, были проанализированы с использованием комбинации ионно-пучковых методик и эллипсометрии.

^a E-mail: shemuhin@gmail.com

В данной работе показано влияние флюенса облучения и температуры мишени на распределение профиля внедренной примеси и образовавшихся дефектов. Проведено сравнение экспериментальных данных с расчетами, проведенных с помощью программного кода SRIM [17].

1. ЭКСПЕРИМЕНТ

Методика ионной имплантации [18] и *in situ* спектроскопии резерфордовского обратного рассеяния [19] реализован на базе ускорителя ионов на энергии до 500 кэВ [20]. Облучение карбида кремния ионами алюминия проводилось при энергии 190 кэВ с флюенсами $5 \cdot 10^{14}$ и 10^{15} ион/см². Температура мишени в процессе облучения составляла 400 °С или имела комнатные значения. Давление в экспериментальной камере составляло 10^{-7} мбар. При имплантации ионов алюминия угол между нормалью к поверхности образца и направлением распространения пучка составлял 7° для устранения эффектов, связанных с явлением каналирования. После облучения ионами Al⁺ каждый образец охлаждался до комнатной температуры и исследовался методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) в сочетании с каналированием. Энергия анализирующих ионов He⁺ составляла 350 кэВ, угол обратного рассеяния 160° . Обратнорассеянные анализирующие частицы регистрировались кремниевым детектором. Профили концентрации имплантированного алюминия по глубине получены с помощью метода вторичной ионной масс-спектрометрии [21]. Измерения проводились на приборе IONTOF TOF-SIMS 5 анализирующим пучком Bi⁺ с энергией 25 кэВ. Пучок травления для глубинного анализа — O₂⁺ с энергией 2 кэВ. Измерение топографии поверхности проводилось с помощью прибора NT-MDT NTEGRA Spectra с применением полуконтактного метода измерения.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментальные профили внедренного в SiC алюминия были получены с помощью вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС), спектры представлены на рис. 1.

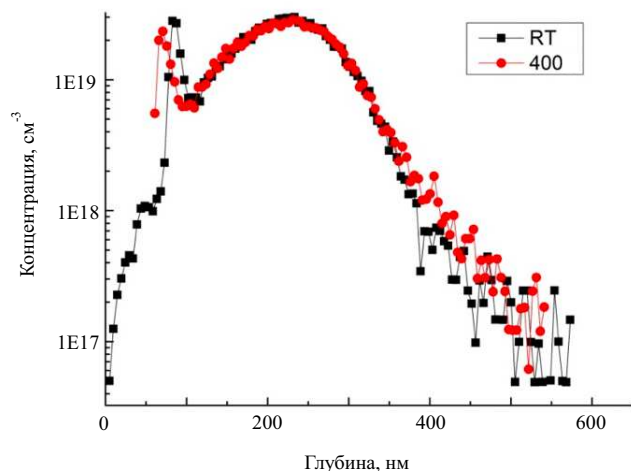


Рис. 1. Профиль распределения Al⁺ с энергией 190 кэВ, с дозой $5 \cdot 10^{14}$ см⁻² в карбиде кремния при облучении мишени: RT — комнатной температуры, 400 — нагретой до 400 °С

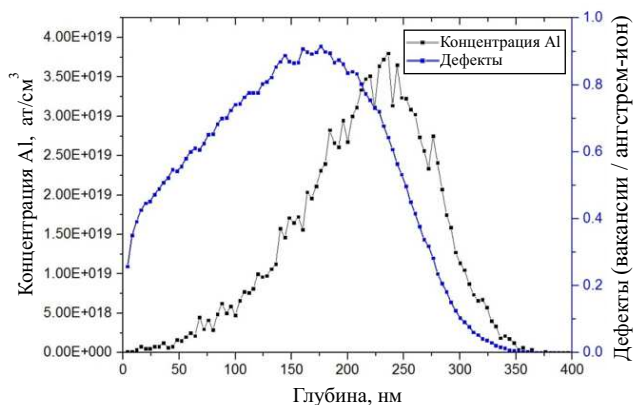


Рис. 2. Профили распределения по глубине Al⁺ и образовавшихся при этом дефектов

Согласно полученным спектрам, максимум распределения концентрации алюминия находится на глубине 223 нм, ширина на половине высоты составляет 145 нм. При этом на глубине 83 нм виден ещё один узкий пик, который, вероятно, связан с сегрегацией алюминия к поверхности мишени при ионном облучении. Алюминий, внедрённый при имплантации в мишень, нагретую до 400 °С, имеет более широкий профиль (рис. 1, красная кривая) в сравнении с мишенью, находящейся при комнатной температуре (рис. 1, черная кривая) во время облучения. Средний проективный пробег Al⁺ значительно не меняется с ростом температуры мишени, однако положение поверхностного пика смещается на 10 нм к поверхности. Авторами показано [22, 23], что расчет профилей распределения внедренных ионов и образовавшихся при этом дефектов при облучении с энергиями выше 100 кэВ можно с высокой долей достоверности проводить с помощью программы SRIM. На рис. 2 представлены рассчитанные профили распределения по глубине внедренной примеси и образовавшихся в процессе облучения дефектов. Согласно расчетам, максимум распределения алюминия находится на 239 нм, ширина профиля на полувысоте (FWHM) составляет 135 нм. Распределение примеси внедренного алюминия начинается на глубине 50 нм от поверхности. Сравнивая экспериментальные результаты с проведенными расчетами, можно указать на относительно хорошее совпадение максимумов распределений внедренной примеси и величины FWHM. Однако, согласно моделированию, ионы Al⁺ не проникают в мишень глубже 350 нм, но в эксперименте наблюдается проникновение на глубину 500–550 нм. Также отметим, что экспериментальный профиль имеет меньшее значение максимальной концентрации. Оценить влияние нагрева мишени на распределение внедренных ионов данная программа не позволяет, так как расчёт проводится при нулевой температуре мишени и не учитывает ее изменение в процессе облучения.

Профиль образовавшихся дефектов (рис. 2, синяя кривая) сдвинут к поверхности относительно профиля распределения алюминия, максимум распределения находится на глубине 160 нм. Известно, что полупроводниковые материалы, в отличие от металлов, могут полностью аморфизовываться под действием ионного пучка [24]. Влияние температуры

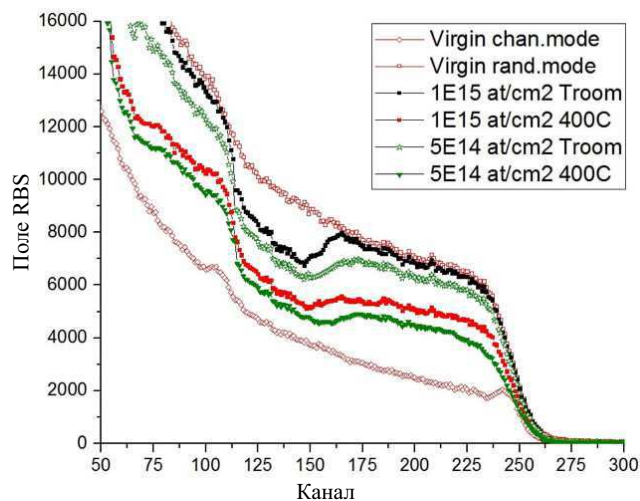


Рис. 3. Спектр обратнорассеянных ионов гелия с энергией 350 кэВ, угол обратного рассеяния 160°С

мишени на разрушение кристаллической решетки под действием облучения в данной работе изучалось методами POP в сочетании с каналированием. Были исследованы образцы карбида кремния до и после имплантации алюминия (рис. 3). Отношение максимума сигнала обратнорассеянных ионов He^+ в направлении каналирования (кривая *virgin chan.mode*) к сигналу в направлении, не содержащем открытых каналов (кривая *virgin rand.mode*), характеризует степень кристалличности образца: чем меньше это отношение, тем лучше кристаллическая структура. Для используемого в работе образца было получено уменьшение сигнала в 3.3 раза. В исходной структуре в высокоэнергетичной части каналированного спектра наблюдается так называемый поверхностный пик, связанный с дефектностью поверхностных слоев образца по отношению к объемной части. В области 250 канала на спектре появляется сигнал от атомов кремния, расположенных на поверхности. По мере уменьшения энергии регистрируемых частиц растет их количество, что связано с особенностями зависимости сечения упругого рассеяния от энергии. Далее, в области 110 канала наблюдается сигнал от атомов углерода расположенных на поверхности.

Согласно спектрам POP флюенс 10^{15} см^{-2} полностью разупорядочивает структуру кристалла при облучении мишени комнатной температуры. При флюенсе $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ наблюдается неполное разрушение структуры, а также меньшая толщина дефектного слоя. Повышение температуры мишени до 400°С в процессе облучения приводит к рекомбинации значительного количества простейших дефектов и восстановлению структуры кристалла. Тем не менее отношение сигнала в режиме каналирования к сигналу в «рендом»-режиме для нагретой мишени составило 0.72 и 0.59 для флюенсов 10^{15} см^{-2} и $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ соответственно, что значительно превышает значение для исходного кристалла, равное 0.31. Эти данные согласуются с работой [25], где показано, что при нагревании до 500°С после облучения высокими дозами различных высокоэнергетических частиц происходит частичное восстановление устройств на основе 4H-SiC.

Анализ топографии поверхности осуществлялся с помощью атомно-силовой микроскопии (рис. 4). При облучении пластины карбида кремния при комнатных температурах заметного изменения рельефа по сравнению с исходными пластинами не происходит. Средний размер шероховатости поверхности несущественно уменьшается с 4.8 нм на исходных образцах и до 4.6 нм на образцах после ионного облучения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Согласно данным резерфордовского обратного рассеяния, облучение 4H-SiC с флюенсом 10^{15} см^{-2} ионами алюминия полностью разупорядочивает структуру кристалла, что негативно скажется при последующем высокотемпературном отжиге, проводимом с целью активации примеси. Имплантация в нагретую мишень демонстрирует значительно меньшее количество дефектов атомной упаковки за счет их более активной рекомбинации. При этом показано, что при облучении нагретой до 400°С мишени глубина проникновения внедренной примеси возрастает. Вблизи поверхности присутствует еще один пик, вероятно, связанный с радиационно-стимулированной сегрегацией элементов к поверхности.

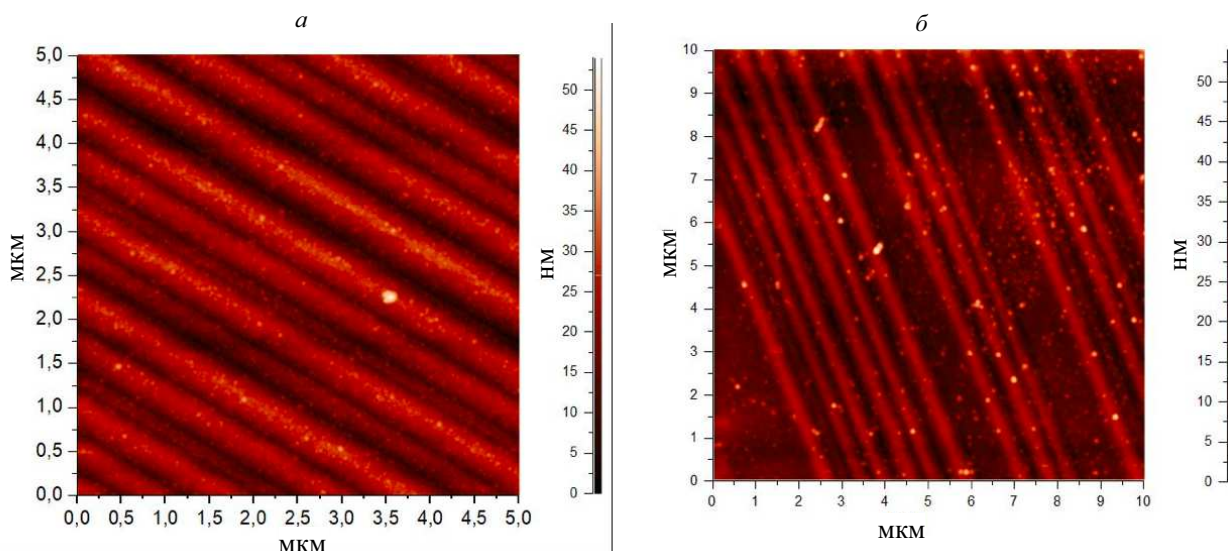


Рис. 4. Топография поверхности а — до облучения, б — после облучения

Его положение также зависит от температуры мишени: при 400°C пик находится ближе к поверхности образца.

Исследование поддержано Министерством науки и образования (контракт № 14.581.21.0021, идентификатор RFMEFI58117X0021).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Iacopi F., Van Hoove M., Charles M.* et al. // *MRS Bulletin*. 2015. **40**. P. 390.
2. *Kimoto T., Cooper J.A.* // *Fundamentals of Silicon Carbide Technology: Growth, Characterization, Devices and Applications*. Wiley IEEE Press. 2014.
3. *Иешкин А.Е., Шемухин А.А., Ермаков Ю.А., Черныш В.С.* // *Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон.* 2016. № 1. С. 72. (*Ieshkin A.E., Shemukhin A.A., Ermakov Yu.A.* et al. // *Moscow Univ. Phys. Bull.* **71**, N 1. P. 87.)
4. *Kushkina K.D., Shemukhin A.A., Vorobyeva E.A.* et al. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2018. **430**. P. 11.
5. *Shemukhin A.A., Balakshin Yu. V., Chernysh V.S.* et al. // *Semiconductors*. 2014. **48**, N 4. P. 517.
6. *Veliadis V., McNutt T., Snook M.* et al. // *JIEEE Elect. Dev. Lett.* 2008. **29**. P. 1132.
7. *Chu K. W., Lee W. S., Cheng C. Y.* et al. // *IEEE Electr. Dev. Lett.* 2014. **34**. P. 286.
8. *Hallen A., Linnarsson M.* // *Surf. Coatings Technol.* 2016. **306**. P. 190.
9. *Agarwal S., Chen Q., Koyanagi T.* et al. // 2019. Pre-proof.
10. *Madito M. J., Hlatshwayo T. T., Skuratov V. A.* et al. // *Appl. Surf. Sci.* 2019. **493**. P. 1291.
11. *Li Z., Wu J., Wu K.* et al. // *Rad. Phys. Chem.* 2019. **162**. P. 153.
12. *Zeng X., Pelenovich V., Ieshkin A.* et al. // *Rapid Comm. Mass Spectr.* 2019. **33**, N 18. P. 1449.
13. *Persson P. O. A., Hultman L., Hallen A.* et al. // *J. Appl. Phys.* 2003. **93**. P. 9395.
14. *Linnarsson M. K., Khartsev S., Primetzhofer D.* et al. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2014. **332**. P. 130.
15. *Chaabane N., Debelle A., Sattonnay G.* et al. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2012. **286**. P. 108.
16. *Battistig G., Lopez J.G., Morilla Y.* et al. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2004. **219–220**. P. 652.
17. *Ziegler J. F., Ziegler M. D., Biersack J. P.* // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2010. **268**. P. 1818.
18. *Anders Hallen, Giuseppe Moschetti.* // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2014. **332**. P. 172.
19. *Shemukhin A. A., Balakshin Yu. V., Evseev A. P.* et al. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2017. **406**. P. 507.
20. *Balakshin Yu. V., Shemukhin A. A., Nazarov A. V.* et al. // *Tech. Phys.* 2018. **63**, N 12. P. 1861.
21. *Magee C. W., Hockett R. S., Buyuklimanli T. H.* et al. // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*. 2007. **261**. P. 594.
22. *Kozhemyako A. V., Balakshin Yu. V., Shemukhin A. A.* et al. // *Semiconductors*. 2017. **51**, N 6. P. 745.
23. *Karabeshkin K. V., Karaseov P. A., Titov A. I.* // *Semiconductors*. 2013. **47**, N 2. P. 242.
24. *Shemukhin A. A., Balakshin Yu. V., Chernykh P. N.* et al. // *J. Surf. Investigation*. 2013. **7**, N 2. P. 318.
25. *Lebedev A. A., Kalinina E. V., Kozlovski V. V.* // *J. Surf. Investigation*. 2018. **12**, N 2. P. 364.

Effect of 4H-SiC Target Temperature under Ion Irradiation on the Distribution Profile of Al⁺ Ions

A. A. Shemukhin^{1,4a}, A. P. Evseev^{1,2}, A. V. Kozhemiako², B. Merzuk², V. I. Egorkin⁵, Yu. S. Fedotov³, A. V. Danilov³, V. S. Chernysh^{1,2}

¹*Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, Moscow 119991, Russia.*

²*Skobeltsyn Institute of Nuclear Physics, Moscow State University, Moscow 119191, Russia.*

³*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences University, Moscow 119991, Russia.*

⁴*Center for Quantum Technologies, Moscow State University.*

⁵*National Research University of Electronic Technology.*

E-mail: ^a*shemuhin@gmail.com*.

4H-SiC was irradiated with Al⁺ ions at an energy of 190 keV. The depth profiles of implanted aluminum were obtained using the secondary ion mass spectrometry method; a comparison was made with profiles calculated in the SRIM program. Using Rutherford backscattering in channeling mode, we studied the amorphization of the crystal structure after ion implantation in the target at room temperature and 400°C. The fluence of 10¹⁵ cm⁻² was shown to completely disorder the crystal structure under irradiation of a room temperature target. It was found that after ion irradiation of a target heated to 400°C, the penetration depth of the embedded impurity increases. An increase in the target temperature during irradiation leads to the recombination of a significant number of simple defects and the restoration of the crystal structure. The topography of the samples before and after ion irradiation was compared.

Keywords: silicon carbide, ion implantation, RBS, defect formation.

PACS: 79.20.Rf

Received 07 November 2019.

English version: *Moscow University Physics Bulletin*. 2019. **74**, No. 6. Pp. 620–624.

Сведения об авторах

1. Шемухин Андрей Александрович — канд. физ.-мат. наук, зав. лабораторией; тел.: 8 (495) 939 3770, e-mail: shemuhin@gmail.com.
2. А. П. Евсеев — аспирант.
3. А. В. Кожемяко — аспирант.
4. Б. Мерзук — студент.
5. В. И. Егоркин — канд. техн. наук, доцент.
6. Ю. С. Федотов — канд. физ.-мат. наук, науч. сотрудник.
7. В. С. Черныш — доктор физ.-мат. наук, зав. кафедрой.