

Стимулирование металлургических реакций на интерфейсе Ni–SiC протонным облучением

© В.В. Козловский[†], П.А. Иванов*, Д.С. Румянцев, В.Н. Ломасов, Т.П. Самсонова*

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
195251 Санкт-Петербург, Россия

* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 17 декабря 2003 г. Принята к печати 25 декабря 2003 г.)

Показано, что облучение структур Ni–SiC протонами при повышенных температурах способствует ускорению металлургических реакций на интерфейсе Ni–SiC за счет диффузионного механизма, стимулированного радиационным дефектообразованием. Наибольший эффект „перемешивания“ интерфейса металл–полупроводник достигается при совпадении толщины пленки металла с величиной проецированного пробега протонов.

1. Введение

Как известно, электрические свойства контактов металл–полупроводник во многом определяются металлофизической структурой границ их раздела. Так, для формирования невыпрямляющего контакта полупроводника и нанесенного на него металла обычно проводят их термический отжиг при достаточно высоких температурах, при которых на границе раздела могут протекать различные металлургические реакции: эвтектическое плавление и рекристаллизация (твердофазная эпитаксия), взаимная диффузия атомов металла и полупроводника, гетерогенные химические реакции и др. [1]. Что касается омических контактов к карбиду кремния, то к настоящему времени наиболее изученным является контакт никель–SiC [2–4]. При формировании этих контактов определяющую роль играет химическая реакция никеля с SiC с образованием твердофазного продукта — силицида никеля. В результате протекания такой гетерогенной (топохимической) реакции контакты имеют, как правило, островковую морфологию. Известно, что топохимические реакции начинаются в области протяженных дефектов кристаллической решетки (дислокаций, границ зерен и т.п.), где потери энергии на деформацию связей минимальны и существует некоторый свободный объем, облегчающий переориентацию реагирующих частиц. Поэтому такие реакции весьма чувствительны ко всем нарушениям структуры, облегчающим образование зародышей новой фазы. Они могут быть активированы термическими, механическими и другими воздействиями, увеличивающими концентрацию дефектов. Важную роль здесь могут играть радиационные методы.

До последнего времени основным фактором, влияющим на перераспределение атомов металла и полупроводника при облучении структур металл–полупроводник, считалась имплантация атомов отдачи [5,6]. Поэтому в экспериментах использовались высокоэнергетичные ионы средних и тяжелых масс ($M > 20$), пробег которых превышал толщину нанесенного слоя

металла [5–8]. При этом облучение проводилось только при комнатной температуре [7–11]. Однако такие высокоэнергетичные ионы могут вызывать нежелательное радиационное повреждение полупроводника. В работах [12–14] нами была предложена и реализована иная схема ионно-лучевой обработки интерфейса металл–полупроводник, которая реализует не имплантационный, а диффузионный эффект. В этих экспериментах были использованы самые легкие ионы (протоны), для которых имплантация атомов отдачи весьма незначительна. Протоны генерируют в основном простейшие радиационные дефекты (вакансии и межузельные атомы), которые играют роль не просто структурных нарушений, а роль переносчика („извозчика“) атомов металла и полупроводника. Взаимная диффузия атомов полупроводника и металла под действием облучения — так называемое ионно-лучевое перемешивание (ИЛП) — обеспечивалась повышенной температурой облучения.

В настоящей работе изучалось протонно-стимулированное перемешивание атомов интерфейса Ni–SiC с точки зрения влияния на него пространственного распределения первичных радиационных дефектов. Для этого исследовалось влияние энергии протонов и температуры на эффективность ИЛП.

2. Эксперимент

Для экспериментов использовались промышленные Лели-кристаллы 6H-SiC n -типа проводимости с концентрацией нескомпенсированных доноров $(5-7) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Перед нанесением металла образцы SiC подвергались стандартной химической очистке и окислялись в проточном кварцевом реакторе с целью выявления полярных граней. После снятия окисла в 5-процентном растворе HF образцы промывались в деионизованной воде. Никелевые пленки осаждались на грань (0001)Si кристаллов SiC ионно-лучевым распылением никелевой мишени в вакууме. Для определения массовой толщины нанесенных пленок Ni кристаллы взвешивались до и по-

[†] E-mail: kozlovski@tuexp.stu.neva.ru

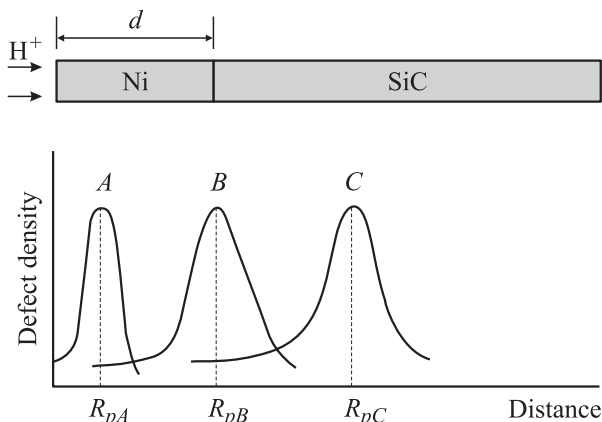


Рис. 1. Схема облучения структур Ni–SiC протонами. Пояснения с текстом.

сле нанесения пленок. Геометрическая толщина пленок измерялась с помощью профилометра Sloan DEKTAK.

Облучение проводилось в ускорителе НГ-200У. Энергия протонов в пучке могла варьироваться в пределах 10–100 кэВ, а доза облучения — в пределах $10^{16}–5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (плотность тока в пучке — 5 mA/cm^2). Использовались протоны трех энергий, при которых их среднепроецированный пробег (R_p) был меньше, равен или больше толщины пленки (d). Облучение проводилось при температурах 650–750°C. Такие температуры на 250–300°C ниже тех температур, при которых обычно проводят термическое вжигание никеля в SiC (900–1000°C) для формирования омического контакта [15,16].

Если сравнивать степень локальности воздействия пучков разных ионов на твердые тела (степенью локальности распределения ионов обычно называется отношение пробега ионов к страгглингу профиля их распределения), то протоны имеют преимущество над такими легкими ионами как бор, неон и др. приблизительно в 2 раза, а над ионами средних масс — фосфором, аргоном и др. — в 3 раза (при одинаковой энергии ионов) [17]. Такие уникальные по сравнению с другими ионами возможности протонного пучка позволяют даже в тонкослойных структурах проводить опыты с генерацией основного количества дефектов в трех различных областях структуры металл–полупроводник (рис. 1): в пленке металла (схема А), на границе раздела металл–полупроводник (схема В) и в толще полупроводника (схема С). В области А не происходит радиационного повреждения полупроводника. Это исключает влияние радиационных дефектов на электрические характеристики контактов (известно, что радиационные дефекты приводят к существенному уменьшению удельной электропроводности *n*-SiC [14]). Измерения вольт-амперных характеристик облученных образцов показали, что напыленные пленки Ni практически полностью маскируют SiC от воздействия протонов при условии, когда массовая толщина пленки на $3\sigma_p$ больше, чем проецирован-

ный пробег R_p , где σ_p — страгглинг распределения, которое описывается функцией Пирсона IV [18]. В наших экспериментах использовались пленки никеля толщиной $167 \pm 5 \text{ нм}$ (массовая толщина — около 134 нм). По стандартной программе TRIM [19] была рассчитана энергия протонов, при которой R_p составляет около 1/3 от толщины пленки. Она оказалась равной 10 кэВ. При таких малых энергиях частиц локальность энерговыделения даже в случае протонов ухудшается настолько, что становится трудно обеспечить условие, при котором пробег протонов будет меньше толщины пленки по крайней мере на $3\sigma_p$. Поэтому для проведения экспериментов по схеме А энергия протонов была выбрана равной 40 кэВ, а проецированный пробег протонов и, соответственно, страгглинг распределения уменьшались за счет наклонного падения пучка протонов на образец под углом 15° (проецированный пробег протонов в никеле составлял при этом 50 нм, а страгглинг распределения — 13 нм). Для проведения экспериментов по схеме В энергия протонов была выбрана такой же (40 кэВ), а облучение проводилось при нормальном угле падения пучка на образец, так что пробег частиц составлял 160 нм, а страгглинг — 45 нм. Облучение по схеме С выполнялось протонами с энергией 100 кэВ и нормальном угле падения. При этом пробег частиц намного превышал толщину металлической пленки и был оценен величиной около 500 нм (страгглинг 150 нм).

Перераспределение атомов металла и полупроводника после облучений исследовалось с помощью оже-спектроскопии с послойным распылением материала аргоновым пучком. Измерялись профили распределения кремния, углерода и никеля. Величина сигнала кремния определялась по энергетической линии 92 эВ, углерода — 272 эВ, никеля — 848 эВ.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 2 показаны оже-профили распределения Si, С и Ni в образцах, подвергнутых облучению протонами по схемам А, В и С соответственно, при температуре 750°C в течение 30 мин. Там же показан профиль распределения этих элементов в контрольной части образцов, маскированной от облучения (рис. 2, d). Как видно, в необлученной части образцов металлургические реакции были относительно слабыми. В облученных же кристаллах взаимодиффузия и химическая реакция проходили намного интенсивнее. При этом в структуре контакта возникают 2 ярко выраженных области, которые проявляются на оже-профилях: первая область — это сильно обогащенный углеродом слой разупорядоченного SiC со значительным содержанием никеля (он расположен поверх стехиометрического SiC), вторая область — это слой, представляющий собой смесь силицидов никеля (NiSi и NiSi₂) со значительным содержанием углерода. Заметим, что очень тонкий слой углерода (с поверхностной концентрацией $\sim 10^{16} \text{ см}^{-2}$) возникает

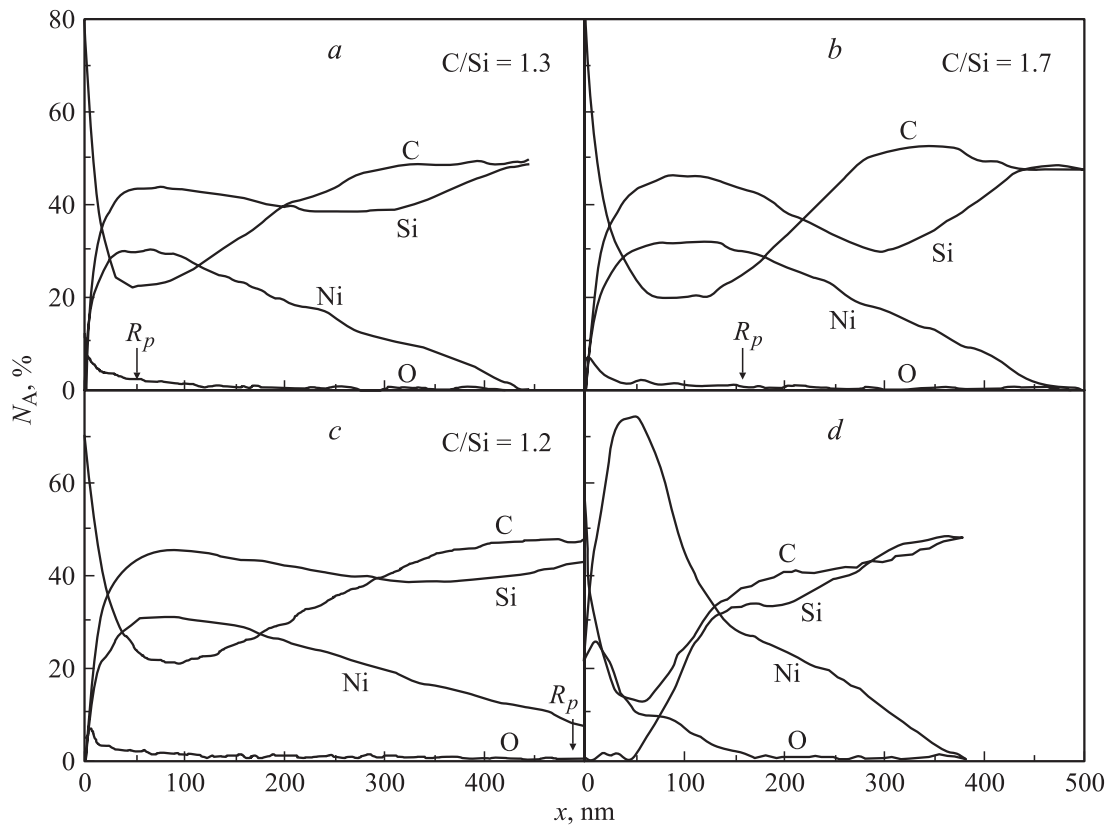


Рис. 2. Оже-профили распределения Si, C, Ni и O в облученных (*a-c*) и необлученной (*d*) структурах. По осям ординат отложено относительное содержание того или ионного компонента N_A , а по осям абсцисс — глубина травления аргоновым пучком. На профилях *a-c* приведены величины отношения C/Si в разупорядоченном слое, а стрелками отмечены величины проецированного пробега протонов R_p . Образцы облучены протонами по схемам (см. рис. 1): *a* — A, *b* — B, *c* — C.

и на поверхности металла. Его появление связано, по всей вероятности, либо с осаждением углерода на поверхность материала во время вакуумного отжига [20], либо с эффектом аутдиффузии (outdiffusion [1]) — аномальной диффузии углерода к наружной поверхности никеля. В качестве критерия „перемешивания“ атомов металла и полупроводника на границе раздела можно взять максимальное отношение концентрации углерода и кремния (C/Si) в разупорядоченном слое. Как видно из сравнения профилей, показанных на рис. 2, облучение усиливает процессы взаимодиффузии атомов металла и полупроводника. Степень перемешивания зависит от того, в каком сечении структуры происходит торможение протонов: при облучении по схеме A отношение C/Si = 1.3, по схеме B оно возрастает до 1.7, а по схеме C — уменьшается до 1.2. Таким образом, налицо стимулированное протонным облучением ионно-лучевое перемешивание, вклад которого максимален в том случае, когда среднeproецированный пробег протонов совпадает с толщиной пленки никеля, т.е. когда область, в которой происходит наиболее интенсивная генерация первичных дефектов, приходится точно на интерфейс между металлом и полупроводником. Заметим, что речь идет о массовой толщине пленок, которая из-за их

рыхлости отличалась в меньшую сторону от линейной толщины пленок приблизительно на 15–20%.

В табл. 1 приведены данные по относительному вкладу ИЛП в зависимости от температуры и длительности облучения. С одной стороны, увеличение температуры от 700 до 750°C (при фиксированной длительности 30 мин) приводило к усилению вклада ИЛП более чем в 2 раза. С другой стороны, увеличение длительности обработки от 10 до 30 мин (при фиксированной температуре 750°C) приводило к усилению относительного вклада ИЛП более чем в 10 раз.

Зависимость вклада ИЛП от температуры говорит скорее в пользу миграционных механизмов (протонно-стимулированная диффузия [6]), чем в пользу механизма

Таблица 1. Сравнение относительного вклада ИЛП на границе Ni–SiC при разных режимах облучения

№	Режим обработки	Относительный вклад ИЛП, %
1	750°C, 10 мин	4
2	700°C, 30 мин	22
3	750°C, 30 мин	54

имплантации атомов отдачи. Более того, как видно из сравнения оже-профилей на рис. 2, при облучении кремний диффундирует в никель сильнее, чем никель в кремний. Это может объясняться тем, что механизм диффузии, по-видимому, — восходящий, описываемый уравнением [21,22]

$$\frac{1}{F} \frac{\partial C}{\partial t} = V(x) \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - C(x) \frac{\partial^2 V}{\partial x^2}, \quad (1)$$

где $F = \lambda^2 \psi$ (здесь λ — длина диффузионного скачка, ψ — вероятность миграции), C, V — концентрации диффундирующих атомов и вакансий соответственно. Уравнение (1) отличается от традиционного уравнения Фика наличием второго члена: неравномерное распределение вакансий приводит не только к координатной зависимости коэффициента диффузии примеси, но и к изменению самого диффузионного уравнения. Физический смысл второго члена в диффузионном уравнении при неравномерной генерации радиационных дефектов состоит в следующем. Если диффузия осуществляется по вакансионному механизму, то каждый скачок атома сопровождается скачком вакансии в противоположном направлении. Появляющееся вакансионное течение направлено в сторону, противоположную перемещению атомов. Следовательно, образование неравномерной по глубине концентрации вакансий аналогично появлению вынуждающей силы и, как следствие, появлению дрейфового потока атомов, пропорционального градиенту концентрации вакансий. Концентрация вакансий, необходимая для решения уравнения (1), может быть определена из уравнения непрерывности для вакансий:

$$\frac{\partial V}{\partial t} = D_V \frac{\partial^2 V}{\partial x^2} + G(x) - kV. \quad (2)$$

Здесь первый член в правой части уравнения описывает диффузию вакансий с коэффициентом диффузии D_V , второй — их генерацию и третий — их рекомбинацию ($k = 1/\tau_V$ — коэффициент рекомбинации вакансий, τ_V — время жизни вакансий). С учетом диффузии радиационных дефектов их распределение на глубинах $x \gg R_p$ приобретает экспоненциальный вид [14]:

$$V = V_0 \exp\left(-\frac{|x - R_p|}{L_V}\right), \quad (3)$$

где

$$L_V = (D_V \tau_V)^{1/2}$$

— диффузионная длина радиационного дефекта. Из формул (1)–(3) видно, что величина L_V в значительной степени определяет интенсивность диффузионных процессов на интерфейсе. Поскольку максимальная концентрация радиационных дефектов (вакансий) генерируется в пленке никеля (схемы А и В), разумно предположить, что и поток атомов кремния в зону повышенной концентрации дефектов будет превосходить поток атомов никеля из этой области. И только при больших энергиях протонов (схема С), когда дефекты

образуются в основном в полупроводнике, диффузия никеля несколько усиливается. Оценки коэффициентов диффузии никеля в карбид кремния, полученные из кривых распределения, показанных на рис. 2, дали значения $7.6 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$ (схема А), $15.6 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$ (схема В) и $28.4 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$ (схема С). В ситуации, когда примеси мигрируют по узельному (вакансионному) механизму, важную роль играет диффузионная длина дефектов L_V . В частности, из уравнения (1) следует, что для эффективного протекания восходящей диффузии при $d < R_p$ необходимо, чтобы расстояние между зоной максимальной генерации радиационных дефектов (R_p) и интерфейсом металл-полупроводник (d) не превышало $(1-2)L_V$. В нашем случае величина L_V составляет около 50 нм (что хорошо коррелирует с известными значениями L_V в кремнии [23]). Кроме того, величина L_V накладывает ограничение и на минимально возможные энергии используемых протонов. В частности, пробег R_p должен превосходить L_V . При невыполнении этого условия генерируемые дефекты „стекают“ к внешней поверхности пленки металла и рекомбинируют на ней. В этом случае радиационный фактор уже не будет играть существенной роли в миграционных процессах. На основании полученных данных можно сделать некоторые предположения о механизме ионно-лучевого перемешивания. На первом этапе процесса налетающая частица вызывает смещение из узлов соответствующих решеток атомов металла и(или) полупроводника. Далее смещенные атомы диффундируют по вакансиям или междоузлиям, возможно, с меньшим (по отношению к обычной тепловой диффузии) значением энергии активации.

В заключение обсудим некоторые аспекты, связанные с механизмом формирования невыпрямляющей характеристики омических контактов Ni-SiC и возможного влияния на него ИЛП. В табл. 2 приведены некоторые данные, характеризующие полученные контакты.

Во-первых, для формирования невыпрямляющей характеристики необходимым условием является образование разупорядоченного слоя в карбиде кремния, что достигается за счет выхода кремния из SiC. Для проверки этого предположения были специально изготовлены структуры Ni-Si-SiC, в которых пленка кремния эффективно препятствовала выходу кремния из SiC. Как показали измерения, контакты Ni-SiC (№ 1), в которых

Таблица 2. Сравнение электрических характеристик контактов Ni-SiC при разных режимах облучения

№	Металлизация	Режим обработки	C/Si	Контактное сопротивление, Ом · см ²
1	Ni: 170 нм	750°С, 10 мин	2	$6.6 \cdot 10^{-4}$
2	Ni + Si: (90 + 200) нм	750°С, 10 мин	< 1	Выпрямляющий
3	Ni: 170 нм	700°С, 30 мин	1.7	Выпрямляющий
4	Ni: 170 нм	750°С, 30 мин	2.6	$1.7 \cdot 10^{-3}$

сильно разупорядоченный слой образуется ($C/Si \approx 2$), имеют невыпрямляющую характеристику. Напротив, контакты Ni-Si-SiC (№ 2), в которых такого слоя нет ($C/Si < 1$ в переходной области), имеют выпрямляющую характеристику при тех же условиях обработки.

Во-вторых, разупорядочение приповерхностного слоя карбида хотя и является необходимым условием, но не достаточно для того, чтобы контакт был невыпрямляющим. Это следует из сравнения контактов Ni-SiC, облученных при разных температурах: 700 (№ 3) и 750°C (№ 1). Оже-профили Si, C и Ni в этих образцах различаются незначительно, однако контакты № 3 оказались выпрямляющими, а контакты № 1 — омическими.

В третьих, следует особо обратить внимание на тот факт, что очень сильное разупорядочение тоже отрицательно сказывается на характеристиках контактов. Действительно, контакты № 4 ($C/Si \approx 2.6$) имеют большое переходное сопротивление по сравнению с контактами № 1, в которых степень разупорядочения ниже ($C/Si \approx 2$). Отметим, что аналогичная картина имеет место и при стандартном термическом отжиге: на зависимости контактного сопротивления от температуры отжига обычно наблюдается минимум при температуре около 1000°C [24]. При этом контакты, вожженные при температурах, больших 1000°C, имеют слабую адгезию из-за переобогащения углеродом на границе раздела.

Наиболее правдоподобное объяснение описанных выше закономерностей формирования невыпрямляющей характеристики контактов Ni-SiC состоит в том, что при температуре 750°C и выше в разупорядоченной области SiC происходит термоактивированная структурная перестройка дефектов, в результате которой возникают электрически активные донорные центры вакансионного типа. Механизм протекания тока в этом случае сводится либо к макрополевой туннельной эмиссии носителей, либо к механизму токов, ограниченных пространственным зарядом, в изоляторе с донорными ловушками захвата. В пользу того, что при вжигании никеля появляются именно донорные центры, косвенно свидетельствует тот факт, что в отличие от SiC n -типа никель не образует омического контакта с SiC p -типа (даже при сравнительно высоких температурах вжигания), несмотря на то что оже-профили распределения Si, C и Ni в таких контактах свидетельствуют об образовании как силицида никеля, так и разупорядоченной области [25]. В рамках представлений о термоактивированных донорных центрах непротиворечиво объясняется и тот факт, что очень сильное разупорядочение увеличивает контактное сопротивление: реструктуризация дефектов в этом случае может быть менее эффективной.

4. Заключение

Протонное облучение сэндвича Ni-SiC при повышенных температурах (700–750°C) усиливает процесс диффузии кремния из SiC в никелевую пленку за счет

механизма восходящей диффузии, стимулированной радиационным дефектообразованием в пленке никеля. Наиболее интенсивное перемешивание достигается в случае совпадения толщины пленки металла с величиной проецированного пробега протонов, т.е. при условии, когда максимум неравномерного по глубине распределения радиационных дефектов приходится на интерфейс. В этом случае относительный вклад ионно-лучевого перемешивания в миграционные процессы на интерфейсе Ni-SiC может превышать 50%. При этом формирование невыпрямляющей характеристики контактов Ni-SiC достигается, по-видимому, только благодаря совместному воздействию двух факторов: разупорядочению карбида кремния (за счет выхода кремния из SiC) и термоактивированной перестройке разупорядоченной области, при которой образуются электрически активные донорные центры.

Список литературы

- [1] *Thin films-interdiffusion and reactions*, ed. by J.M. Poate, K.N. Tu, J.W. Mayer (John Wiley&Sons, N.Y., 1978). [Тонкие пленки. Взаимная диффузия и реакция, пер. под ред. В.Ф. Киселева, В.В. Поспелова (М., Мир, 1982)].
- [2] K. Robbie, S.T. Jemander, N. Lin, C. Hallin, R. Erlandsson, G.V. Hansson, L.D. Madsen. *Proc. of the ICSCRM-1999* (Research Triangle Park, North Carolina, USA, 1999). [Mater. Sci. Forum, **338–342**, 981 (2000)].
- [3] T. Nakamura, H. Shimada, M. Satoh. *Proc. of the ICSCRM-1999* (Research Triangle Park, North Carolina, USA, 1999). [Mater. Sci. Forum, **338–342**, 985 (2000)].
- [4] T. Toda, Y. Ueda, M. Sawada. *Proc. of the ICSCRM-1999* (Research Triangle Park, North Carolina, USA, 1999). [Mater. Sci. Forum, **338–342**, 989 (2000)].
- [5] R. Kelly, J.B. Sanders. *Surf. Sci.*, **57**, 143 (1976).
- [6] K.B. Winterborn. *Rad. Eff.*, **49**, 97 (1980).
- [7] J.W. Mayer, B.Y. Tsaur, S.S. Lau, L.S. Hung. *Nucl. Instrum. Meth.*, **182/183**, 1 (1981).
- [8] D.B. Poker, B.R. Appleton, *J. Appl. Phys.* **57**, 1414 (1985).
- [9] D.K. Sarkar, S. Dhara, K.G.M. Nair, S. Chaudhury. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Rev. B*, **161**, 992 (2002).
- [10] *Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams*, ed. by J.M. Poate, G. Foti and D.C. Jacobson (N.Y., Plenum Press, 1983).
- [11] *Ion Beam Modification of Materials*, ed. by J.S. Williams, R.G. Elliman and M.C. Ridgway (North-Holland, 1996).
- [12] В.В. Козловский, В.Н. Ломасов. *Поверхность. Физика, химия, механика*, **3**, 146 (1987).
- [13] В.В. Козловский, В.А. Козлов, В.Н. Ломасов. *ФТП*, **34**, 129 (2000).
- [14] В.В. Козловский. *Модифицирование полупроводников пучками протонов* (СПб., Наука, 2003).
- [15] L. Calcagno, E. Zanetti, F. La Via, F. Roccaforte, V. Raineri, S. Libertino, F. Giannazzo, M. Mauceri, P. Musumeci. *Mater. Sci. Forum*, **433–436**, 721 (2003).
- [16] J.J. Bellina, M.V. Zeller. In: *Novel Refractory Semiconductors*, ed. by D. Emin, T.L. Aselage and C. Wood (Mater. Res. Soc., Pittsburg, PA, 1987) p. 265.
- [17] H.H. Andersen, J.F. Ziegler. *Hydrogen stopping powers and ranges in all elements* (Pergamon Press, N.Y., 1977).

- [18] А.Ф. Буренков, Ф.Ф. Комаров, М.А. Кумахов, М.М. Темкин. *Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде столкновений в твердых телах* (М., Энергоатомиздат, 1985).
- [19] J.P. Biersack, L.G. Haggmark. *Nucl. Instrum. Meth.*, **174**, 257 (1980).
- [20] M.J. Morschbacher, M. Behar. *J. Appl. Phys.*, **91** (10), 6481 (2002).
- [21] Y. Morikawa, K. Yamamoto, K. Nagami. *Appl. Phys. Lett.*, **36**, 997 (1980).
- [22] Р.Ш. Малкович. *Математика диффузии в полупроводниках* (СПб., Наука, 1999).
- [23] E.W. Maby. *J. Appl. Phys.*, **47**, 830 (1976).
- [24] M.G. Rastegaeva, A.N. Andreev, A.I. Babanin. *Abstracts 2nd Int. Seminar on Semiconductor SiC and Related Materials* (Novgorod, Russia, 1977) p. 38.
- [25] A.N. Andreev, M.G. Rastegaeva, A.I. Babanin, N.S. Savkina. *Abstracts 2nd Int. Seminar on Semiconductor SiC and Related Materials* (Novgorod, Russia, 1977) p. 36.

Редактор Т.А. Полянская

Enhancement of metallurgical reactions at the Ni–SiC interface by the proton irradiation

V.V. Kozlovskii, P.A. Ivanov*, D.S. Rummyantsev,
V.N. Lomasov, T.P. Samsonova*

St. Petersburg State Polytechnical University,
195251 St. Petersburg, Russia
* Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract High temperature irradiation of Ni–SiC structures by hydrogen ions is shown to enhance metallurgical reaction at the Ni/SiC interface due to a diffusion mechanism which is stimulated by generation of radiation defects. It is shown that the most strong „intermixing“ effect can be achieved if the projected range of hydrogen ions is commensurable with the thickness of the metal film deposited onto the semiconductor surface.