

Низкотемпературная релаксация упругих напряжений в SiGe/Si-гетероструктурах, облученных ионами Ge⁺

© В.С. Аврутин, Ю.А. Гафонов, А.Ф. Вяткин[¶], В.И. Зиненко, Н.Ф. Изюмская, Д.В. Иржак, Д.В. Рощупкин, Э.А. Штейнман^{*}, В.И. Вдовин[†], Т.Г. Югова[‡]

Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов Российской академии наук, 142432 Черноголовка, Россия

^{*} Институт физики твердого тела Российской академии наук, 142432 Черноголовка, Россия

[†] Институт химических проблем микроэлектроники Российской академии наук, 117571 Москва, Россия

[‡] Гиредмет, 119017 Москва, Россия

(Получена 18 июня 2003 г. Принята к печати 1 июля 2003 г.)

Псевдоморфные гетероструктуры Si_{0.76}Ge_{0.24}/Si, изготовленные методом молекулярно-лучевой эпитаксии, облучали ионами Ge⁺ с энергией 350 кэВ при температуре 400°C таким образом, чтобы пик энергетических потерь ионов находился в кремниевой подложке, ниже границы раздела SiGe/Si. Изучалось влияние ионной имплантации на релаксацию упругих напряжений и дефектную структуру, образующуюся в результате постимплантационных отжигов. Обнаружено, что отжиг уже при температуре 600°C позволяет получить очень высокую степень релаксации упругих напряжений в гетероструктуре при низкой плотности прорастающих дислокаций в слое SiGe (< 10⁵ см⁻²). Полученные результаты позволяют предложить метод изготовления тонких слоев SiGe на Si с высокой степенью релаксации, низкой плотностью прорастающих дислокаций и хорошей морфологией поверхности.

1. Введение

Большой интерес к эпитаксиальному росту Si_{1-x}Ge_x на Si-подложках связан прежде всего с возможностью создания новых электронных и оптоэлектронных приборов на основе гетероструктур SiGe/Si. Как известно, из-за большого несоответствия параметров решеток Si и Ge (4.12%) пленки SiGe, получаемые в процессе псевдоморфного эпитаксиального роста на Si-подложках, оказываются упругонапряженными. В то же время для создания некоторых типов приборов на основе структур SiGe/Si (полевых транзисторов, фотодетекторов, солнечных элементов) необходимы слои SiGe с высокой степенью релаксации [1]. Кроме того, использование релаксированных буферных слоев SiGe предоставляет дополнительные возможности для управления зонной структурой, а также интеграции приборов на основе III-V соединений в стандартную кремниевую технологию. Известно, что релаксация упругих напряжений в гетероструктурах происходит при превышении критической толщины эпитаксиального слоя путем введения на межфазной границе дислокаций несоответствия. При этом наклонные сегменты вводимых дислокаций прорастают через эпитаксиальный слой [2]. Наличие прорастающих дислокаций в пленке существенно ухудшает ее характеристики, делая практически невозможным использование таких структур для создания электронных или оптических приборов [3]. Поэтому снижение плотности прорастающих дислокаций является важнейшей задачей при разработке электронных приборов на основе гетероструктур SiGe/Si.

В настоящее время наиболее развитым методом изготовления пленок SiGe с высокой степенью релаксации и низкой плотностью прорастающих дислокаций (10⁵–10⁶ см⁻²) является эпитаксиальный рост буферных слоев Si_{1-x}Ge_x с градиентом концентрации Ge [4,5]. Однако для изготовления пленок с низкой плотностью прорастающих дислокаций необходимы очень низкие градиенты концентрации Ge (обычно 5–10% на микрометр), что приводит к большой толщине буферного слоя (несколько микрометров) и, следовательно, к большим временам роста и к потреблению большого количества материала. Это значительно увеличивает цену приборов и затрудняет их интеграцию в обычные Si-интегральные схемы. Другим серьезным недостатком данного метода является высокая шероховатость поверхности буферных слоев с градиентом концентрации Ge [6]. Альтернативным подходом к данной проблеме является введение в гетероструктуры неравновесных точечных дефектов. В последнее время было продемонстрировано, что неравновесные точечные дефекты, введенные в гетероструктуры, ускоряют релаксацию напряжений и в то же время могут значительно уменьшить плотность прорастающих дислокаций [7–15]. Точечные дефекты могут быть введены путем понижения температуры роста, что приводит к насыщению растущих слоев неравновесными точечными дефектами вакансионного типа [7–12], а также с помощью ионной бомбардировки низкоэнергетическими ионами в процессе [11–13] или по окончании [14–21] эпитаксиального роста. Общепринято, что ускоренная релаксация напряжений связана с образованием агрегатов точечных дефектов, являющихся местами зарождения дислокаций несоответствия. Однако конкретный механизм ускорения релаксации упругих

[¶] E-mail: vyatkin@ipmt-hpm.ac.ru

напряжений в гетероструктурах SiGe/Si, пересыщенных точечными дефектами, требует дальнейшего изучения.

В наших предыдущих работах [19–21] мы исследовали влияние природы ионов, а также температуры и дозы имплантации на релаксацию упругих напряжений в псевдоморфных гетероструктурах SiGe/Si. Было обнаружено, что облучение гетероструктур тяжелыми ионами Ge⁺ при повышенных температурах приводит к заметному ускорению этого процесса. В данной работе главное внимание уделяется изучению влияния облучения гетероструктур Si_{0.76}Ge_{0.24}/Si ионами Ge⁺ на дислокационную структуру, образующуюся в результате релаксации упругих напряжений в процессе постимплантационного отжига. Обсуждаются причины ускорения релаксации.

2. Изготовление образцов и методы исследования

Нелегированный псевдоморфный слой Si_{0.76}Ge_{0.24} толщиной 135 нм был выращен на подложке Si(100) методом молекулярно-лучевой эпитаксии при температуре подложки 550 °С. Толщина слоя была выбрана так, чтобы избежать релаксации напряжений в процессе роста. Состав пленки определялся методом рентгеновской дифракции (РД). Разброс концентрации Ge по пластине не превышал 2%. Пластина была разрезана на образцы размерами примерно 1.5 × 1.0 см. Образцы облучались ионами Ge⁺ с энергией 350 кэВ при температуре 400 °С до доз 10¹³, 2.5 · 10¹³ и 5 · 10¹³ см⁻². Основываясь на расчетах, выполненных с помощью программы SUSPRE, энергия имплантируемых ионов была выбрана так, чтобы пик энергетических потерь ионов находился за границей раздела Si_{0.76}Ge_{0.24}/Si (т.е. в кремнии, на глубине около 200 нм от внешней поверхности гетероструктуры), а дозы — так, чтобы, с одной стороны, избежать аморфизации слоя, а с другой стороны, создать высокую концентрацию неравновесных точечных дефектов. Облученные ионами и необлученные (контрольные) образцы отжигались в вакуумной печи (при давлении ~ 10⁻⁶ мм.рт.ст.) при температурах 500, 550 и 600 °С в течение 15 мин. Температура поддерживалась с точностью ±2 °С. Релаксация упругих напряжений в образцах изучалась методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 200CX при ускоряющем напряжении 200 кВ, двухкристальной рентгеновской дифракции (Rigaku RU-200, излучение Cu K_α или Mo K_α) и низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ). Из данных РД, степень релаксации упругих напряжений рассчитывалась по известной формуле

$$R = \frac{a_{\perp}^{pseud} - a_{\perp}^{rel}}{a_{\perp}^{pseud} - a_c} \times 100\%,$$

где a_{\perp}^{pseud} и a_{\perp}^{rel} — параметры решетки псевдоморфного и релаксированного слоев SiGe в направлении, перпендикулярном плоскости роста, а a_c — параметр

решетки объемного SiGe. ФЛ возбуждалась при температуре 4.2 К излучением Ar-лазера (514.5 нм). Сигнал детектировался с помощью охлаждаемого германиевого фоторезистора и светосильного монохроматора МДР-2. Для того чтобы определить вклад разных областей исследуемой структуры в сигнал ФЛ, применялось послойное химическое травление образца. После стравливания очередного слоя проводилось измерение спектра ФЛ. Плотность прорастающих дислокаций в слое оценивали по плотности ямок травления после обработки образцов в растворе HF:Cr₂O₃:H₂O (4:1:1.5) с помощью оптического микроскопа с приставкой контраста по Номарскому. Шероховатость поверхности образцов измерялась с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) на приборе Dimension 3100 NanoScope IIIa System (Digital Instruments).

3. Результаты исследования

По данным РД и ФЛ, степень релаксации упругих напряжений в выращенных структурах Si_{0.76}Ge_{0.24}/Si равна нулю. Кривые дифракционного отражения для всех образцов, измеренные до и после ионной имплантации, имеют одинаковую форму. Для выявления эффекта имплантации на процесс релаксации сначала отжигался образец, облученный ионами с наибольшей дозой (5 · 10¹³ см⁻²), и контрольный (необлученный) образец при температуре 500 °С в течение 15 мин. Однако кривые дифракционного отражения обоих образцов не изменились в результате отжига. Поэтому эти образцы были подвергнуты дополнительному отжигу при температуре 600 °С в течение 15 мин. На рис. 1 показаны кривые дифракционного отражения контрольного образца (кривая 1) и образца, облученного с дозой 5 · 10¹³ см⁻² (кривая 2), подвергнутых двухступенчатому отжигу: 500 °С 15 мин + 600 °С 15 мин. Видно, что вто-

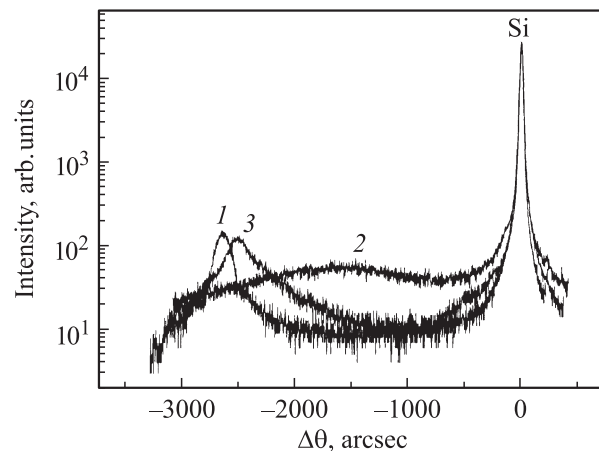


Рис. 1. Кривые дифракционного отражения 004 (излучение Cu K_α): 1 — контрольного образца, отжиг при 500 °С 15 мин + 600 °С 15 мин, и двух образцов, облученных ионами Ge⁺ при 400 °С с дозой 5 · 10¹³ см⁻²; 2 — отжиг при 500 °С 15 мин + 600 °С 15 мин и 3 — отжиг при 550 °С 15 мин.

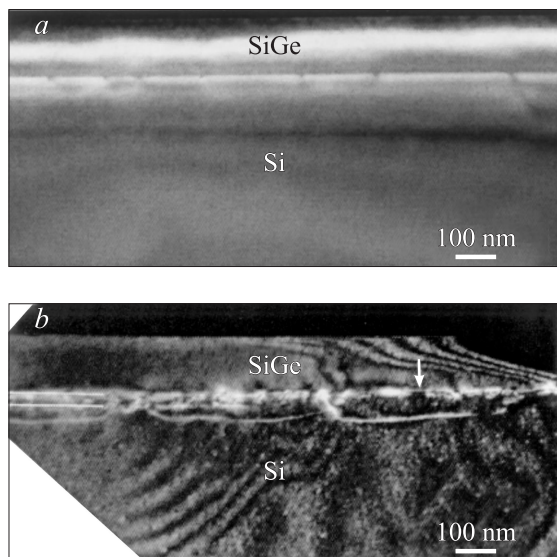


Рис. 2. ПЭМ изображения поперечных сечений ($g = (220)$) образцов подвергнутых двухступенчатому отжигу 500°C 15 мин + 600°C 15 мин: *a* — контрольный (светлое поле) и *b* — образец, облученный с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (темное поле). Верхняя граница сетки дислокаций несоответствия в последнем образце совпадает с гетерограницей SiGe/Si (показана стрелкой).

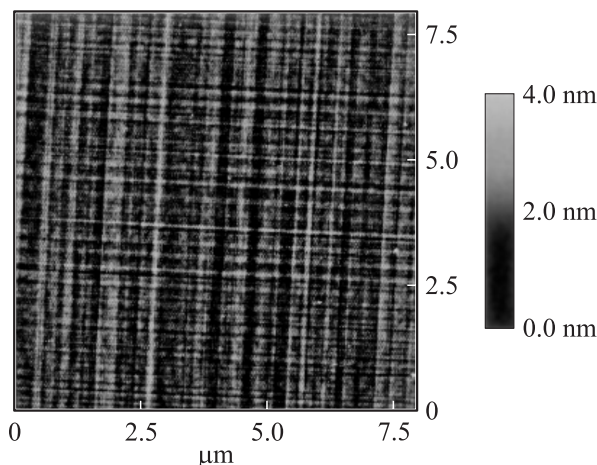


Рис. 3. Изображение в атомно-силовом микроскопе поверхности образца, облученного с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ и отожженного при 500°C 15 мин + 600°C 15 мин.

рая стадия отжига привела к значительной релаксации напряжений в облученном образце: степень релаксации R для него — около 80% (кривая 2), в то время как для контрольного образца R составляет порядка одного процента (кривая 1).

На рис. 2 приведены ПЭМ изображения поперечных сечений этих образцов. Видно, что в согласии с данными РД сетки дислокаций несоответствия в них существенно различны. В контрольном образце наблюдается плоская сетка (рис. 2, *a*), плотность дислокаций и, соот-

ветственно, степень релаксации в этом образце низки. Напротив, в имплантированном образце (рис. 2, *b*) сетка дислокаций несоответствия является трехмерной и очень плотной, ее верхняя граница совпадает с границей раздела SiGe/Si (показана стрелкой). Толщина области, содержащей сетку дислокаций несоответствия, составляет 30–50 нм (показана двумя параллельными линиями на рис. 2, *b*), что меньше величин, обычно наблюдаемых при высоких степенях релаксации. Необходимо отметить, что глубина, на которую распространяются в подложку дислокационные полупетли, сравнительно мала, и число этих петель невелико для такой высокой степени релаксации. Отметим также, что на ПЭМ изображении образца с высокой степенью релаксации (рис. 2, *b*) не наблюдается заметного ухудшения морфологии поверхности образца (при больших степенях релаксации обычно имеет место „гофрирование“ поверхности). По данным АСМ, среднеквадратичная амплитуда шероховатости поверхности данного образца составляет лишь 0.4 нм для поля сканирования $8 \times 8 \text{ мкм}$ (рис. 3). Линии дислокаций, наблюдаемые с помощью ПЭМ на планарных фольгах, АСМ и оптической микроскопии в контрасте Номарского, — прямые и длинные. По оценке из данных ПЭМ, плотность прорастающих дислокаций в слое SiGe составляет менее 10^6 см^{-2} . Из плотности ямок травления поверхности образца, подсчитанных с помощью оптической микроскопии в контрасте по Номарскому, плотность прорастающих дислокаций составляет менее 10^5 см^{-2} .

На рис. 4 приведен спектр ФЛ, измеренный непосредственно после роста структуры, который содержит линии SiGe TO , SiGe NP и Si TO (кривая 1), а также спектры двух образцов, подвергнутых двухступенчатому отжигу 500°C 15 мин + 600°C 15 мин: контрольного образца (кривая 2) и образца, облученного с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (кривая 3) (ПЭМ изображения поперечных

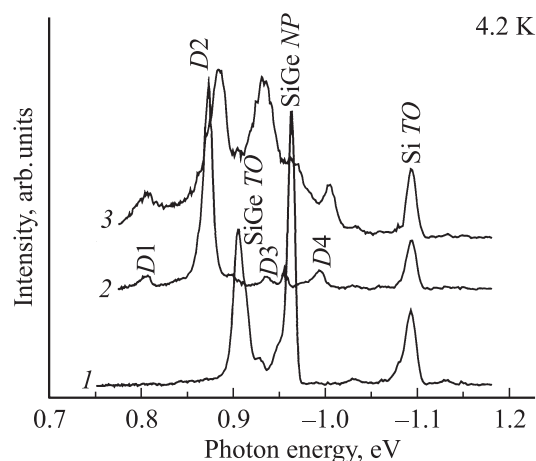


Рис. 4. Спектры ФЛ: 1 — исходной структуры $\text{Si}_{0.76}\text{Ge}_{0.24}/\text{Si}$ и двух образцов, подвергнутых двухступенчатому отжигу 500°C 15 мин + 600°C 15 мин; 2 — контрольного образца и 3 — образца, облученного с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Для удобства рассмотрения спектры смещены по вертикальной оси. $T = 4.2 \text{ K}$.

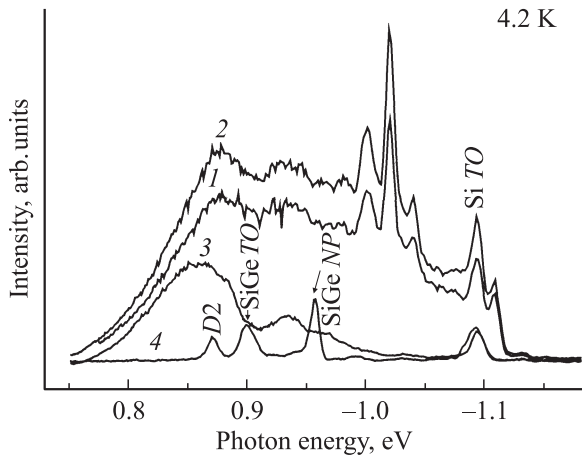


Рис. 5. Спектры ФЛ образца, облученного Ge^+ при 400°C с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, измеренные: 1 — после имплантации, 2 — химического травления, 3 — отжига при температуре 550°C в течение 15 мин, 4 — спектр контрольного образца, отожженного в тех же условиях. $T = 4.2 \text{ K}$.

срезов этих образцов показаны на рис. 2). Из сравнения спектров 2 и 3 видно, что процесс релаксации в указанных образцах протекает по-разному: спектр контрольного образца содержит хорошо известные дислокационные линии $D1$ (0.81 эВ), $D2$ (0.87 эВ), $D3$ (0.93 эВ) и $D4$ (1.0 эВ), в то время как спектр имплантированного образца, вдобавок к линии $D1$ и плечу при 0.87 эВ , соответствующему линии $D2$, содержит линии при 0.89 , 0.93 , 0.97 и 1.005 эВ . Пока не удалось приписать эти линии каким-либо конкретным центрам рекомбинации. Литературных данных по этим линиям также не найдено. Послойное травление образцов в сочетании с измерениями ФЛ показало, что центры рекомбинации, ответственные за появление этих линий, находятся на глубине, превышающей толщину слоя SiGe (интенсивность ФЛ растет по мере стравливания). Можно предположить, что за появление этих линий ответственна специфическая дислокационная структура, образовавшаяся в радиационно-поврежденной области кремниевой подложки.

Для изучения начальной стадии релаксации образцы, облученные ионами с разными дозами, отжигались при температуре 550°C в течение 15 мин. На рис. 1 (кривая 3) приведена кривая дифракционного отражения образца, облученного с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ и отожженного при 550°C в течение 15 мин. Видно, что в результате отжига пик SiGe уширяется и смещается к пику Si, что указывает на релаксацию напряжений в структуре. Степень релаксации в данной структуре составляет около 1%. В то же время кривые дифракционного отражения образцов, облученных с меньшими дозами, так же как и кривая контрольного образца, практически не изменились после отжига при температуре 550°C .

На рис. 5 представлены спектры ФЛ, измеренные непосредственно после имплантации (кривая 1), химического травления (кривая 2) и постимплантационно-

го отжига при температуре 550°C в течение 15 мин (кривая 3). Для сравнения показан также спектр контрольного образца, отожженного в тех же условиях (кривая 4). Спектр ФЛ, снятый после имплантации, содержит линию при 1.018 эВ , связанную с рекомбинацией электронно-дырочных пар на мультивакансиях [22], и ее фоновые реплики (рис. 5, кривая 1). Экситонные линии от слоя SiGe не наблюдаются, так как радиационные дефекты, по-видимому, обеспечивают более эффективный канал рекомбинации. После химического стравливания слоя толщиной 160 нм интенсивность ФЛ возрастает (рис. 5, кривая 2). Это означает, что сигнал ФЛ идет с глубины $> 160 \text{ нм}$, т.е. из Si-подложки (толщина пленки SiGe — 135 нм). Этот факт находится в согласии с данными ПЭМ, а также расчетов глубины пика энергетических потерь ионов, выполненных с помощью программы SUSPRE ($\sim 200 \text{ нм}$). После отжига линия при 1.018 эВ и ее фоновые реплики исчезают и возникают широкие полосы при $0.86\text{--}0.89$ и 0.94 эВ (рис. 5, кривая 3). Похожие полосы ФЛ наблюдались ранее Шмидтом и др. [23], однако их природа остается неизвестной. Интересно, что спектр контрольного образца, вдобавок к двум линиям от напряженного слоя SiGe (SiGe TO при 0.90 эВ и SiGe NP при 0.96 эВ), содержит хорошо известную дислокационную линию D2 при 0.87 эВ (рис. 5, кривая 4). Присутствие линии D2 свидетельствует о начале релаксации упругих напряжений в результате 15-минутного отжига при 550°C , хотя, по данным РД, степень релаксации в данном образце равна нулю. Это объясняется тем, что ФЛ является методом, более чувствительным к начальным стадиям релаксации упругих напряжений, чем РД.

4. Обсуждение результатов

На основании полученных данных можно предположить, что облучение гетероструктур ионами Ge^+ при повышенной температуре приводит к образованию комплексов точечных дефектов, которые способствуют последующей релаксации упругих напряжений, обеспечивая места зарождения дислокаций. Как упоминалось выше, изучение поперечного сечения имплантированного и затем отожженного образца в просвечивающем электронном микроскопе выявило очень плотную сетку дислокаций несоответствия ниже границы раздела SiGe/Si (рис. 2, b), что указывает на то, что дислокационные петли зародились в довольно тонком слое ниже этой границы. Расширяясь в процессе отжига, эти петли достигали гетерограницы SiGe/Si и образовывали сетку дислокаций несоответствия. Кроме того, высокая скорость зарождения дислокационных петель должна была приводить к равномерному их распределению и, как следствие, к равномерному распределению прорастающих сегментов дислокаций, что в свою очередь способствовало взаимной аннигиляции последних. Это может объяснить низкую плотность прорастающих дислокаций в слое SiGe.

Таким образом, при низкой температуре отжига (600°C) были получены тонкие, сильно релаксированные пленки SiGe с низкой плотностью прорастающих дислокаций. Данный метод представляется очень полезным для изготовления тонких слоев SiGe с высокой степенью релаксации и хорошей морфологией поверхности. Необходимо отметить, что при сравнимой степени релаксации толщина наших пленок заметно меньше, чем в случае буферных слоев с градиентом концентрации Ge [5], а также слоев SiGe, выращенных на низкотемпературных буферных слоях Si [4]. Ранее Холландер и др. [14,15] успешно использовали имплантацию ионами H^+ с дозой $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ для получения слоев SiGe с высокой степенью релаксации и низкой плотностью дефектов. Однако в нашем случае температура отжига и доза имплантации, необходимые для заметного ускорения релаксации, значительно ниже, чем в случае водородной имплантации. Это можно объяснить следующим образом: тяжелые ионы Ge^+ , дающие плотные каскады соударений, и достаточно высокая температура имплантации (400°C), обеспечивающая высокую диффузионную подвижность точечных дефектов, введенных имплантацией, способствуют формированию комплексов дефектов, действующих впоследствии в качестве мест зарождения дислокационных петель. Данное предположение подтверждается также результатами наших предыдущих исследований [19,20], в которых не наблюдалось существенного ускорения релаксации напряжений в структурах, облученных более легкими ионами Ar^+ (с дозой 10^{14} см^{-2}) при 400°C , а также в структурах, облученных ионами Ge^+ при более низкой температуре 230°C (с дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$).

5. Заключение

Имплантация гетероструктур $\text{Si}_{0.76}\text{Ge}_{0.24}/\text{Si}$ ионами Ge^+ при температуре 400°C приводит к значительному ускорению релаксации упругих напряжений в процессе постимплантационных отжигов. В отличие от необлученных образцов релаксация в облученных структурах протекает с заметной скоростью уже при таких низких температурах, как $550\text{--}600^{\circ}\text{C}$. Полученные результаты позволяют предложить способ получения тонких слоев SiGe на Si с высокой степенью релаксации и низкими плотностью дислокаций несоответствия ($< 10^5 \text{ см}^{-2}$) и шероховатостью поверхности. Основными достоинствами данного метода являются низкие доза имплантации ($\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$) и температура постимплантационного отжига. Данные ПЭМ, РД и ФЛ позволяют сделать вывод, что комплексы точечных дефектов, возникших благодаря имплантации ионов Ge^+ , являются причиной ускоренной релаксации напряжений в гетероструктурах.

Авторы выражают благодарность Т. Hackbarth (Daimler Chrysler AG) за изготовление эпитаксиальных структур SiGe/Si.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований, проекты №№ 00-02-18039 и 02-02-16692.

Список литературы

- [1] D.J. Pau. *Adv. Mater.*, **11**, 191 (1999).
- [2] A.N. Larsen. *Sol. St. Phenomena*, **69–70**, 43 (1999).
- [3] U. Kenig, J. Hersener. *Sol. St. Phenomena*, **47–48**, 17 (1996).
- [4] Y.-H. Xie, E.A. Fitzgerald, D. Monroe, G.P. Watson, P.J. Silverman. *J. Appl. Phys.*, **33**, 2372 (1994).
- [5] C.W. Leitz, M.T. Currie, A.Y. Kim, J. Lai, E. Robbins, A. Fitzgerald. *J. Appl. Phys.*, **90**, 2730 (2001).
- [6] S.Yu. Shiryaev, F. Jensen, J.W. Petersen. *Appl. Phys. Lett.*, **64**, 3305 (1994).
- [7] K.K. Lindner, F.C. Zhang, J.-S. Rieh, P. Bhattacharya, D. Houghton. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 3224 (1997).
- [8] I.H. Li, C.S. Peng, Y. Wu, D.Y. Dai, I.M. Zhou, Z.H. Mai. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 3132 (1997).
- [9] C.S. Peng, Z.Y. Zhao, H. Chen, J.H. Li, Y.K. Li, L.W. Guo, D.Y. Dai, Q. Huang, J.M. Zhou, Y.H. Zhang, T.T. Sheng, C.H. Tung. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 3160 (1998).
- [10] C.S. Peng, H. Chen, Z.Y. Zhao, J.H. Li, D.Y. Dai, Q. Huang, J.M. Zhou, Y.H. Zhang, C.H. Tung, T.T. Sheng, J. Wang. *J. Cryst. Growth*, **201/202**, 530 (1999).
- [11] E. Kasper, K. Lyutovich, M. Bauer, M. Oehme. *Thin Sol. Films*, **336**, 319 (1998).
- [12] K. Lyutovich, F. Ernst, E. Kasper, M. Bauer, M. Oehme. *Sol. St. Phenomena*, **69–70**, 179 (1999).
- [13] M. Bauer, M. Oehme, K. Lyutovich, E. Kasper. *Thin Sol. Films*, **336**, 104 (1998).
- [14] S. Mantl, B. Hollander, R. Liedtke, S. Mester, H.J. Herzog, H. Kibbel, T. Hackbarth. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **147**, 29 (1999).
- [15] B. Hollander, S. Mantl, R. Liedtke, S. Mester, H.J. Herzog, H. Kibbel, T. Hackbarth. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **148**, 200 (1999).
- [16] R. Hull, E.A. Stach, R. Tromp, F. Ross, M. Reuter. *Phys. St. Sol. (a)*, **171**, 133 (1999).
- [17] E.A. Stach, R. Hull, J.C. Bean, K.S. Jones, A. Nejim. *Microsc. Microanal.*, **4**, 294 (1998).
- [18] H. Trindaus, B. Hollander, S. Rongen, S. Mantl, H.-J. Herzog, J. Kuchenbecker, T. Hackbarth. *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 3552 (2000).
- [19] A.F. Vyatkin, V.S. Avrutin, N.F. Izyumskaya, V.K. Egorov, V.V. Starkov, V.I. Zinenko, I.A. Smirnova, P.L.F. Hemment, A. Nejim, V.I. Vdovin, T.G. Yugova. *XIII Int. Conf. on Ion Implantation Technology (IIT-2000)*, Alphach, Austria, 2000, IEEE (Piscataway, N.J., USA, ed. by H. Ryssel *et al.*, 2000) xxvi + 827, p. 70.
- [20] A.F. Vyatkin, V.S. Avrutin, N.F. Izyumskaya, V.K. Egorov, V.V. Starkov, V.I. Zinenko, I.A. Smirnova, P.L.F. Hemment, A. Nejim. *Proc. 7th Russian-Japanese Int. Symp. on Interaction of Fast Charged Particles with Solids (Nizhnii Novgorod, 2000)* p. 22.
- [21] V.S. Avrutin, N.F. Izyumskaya, A.F. Vyatkin, V.I. Zinenko, Yu.A. Agafonov, D.V. Irzhak, D.V. Roshchupkin, E.A. Steinman, V.I. Vdovin, T.G. Yugova. *Mater. Sci. Eng. B*, **89**, 350 (2002).
- [22] N. Burger, E. Irion, A. Teschner, K. Thonke, R. Sauer. *Phys. Rev. B*, **35**, 3804 (1987).

- [23] D.C. Schmidt, B.G. Svensson, M. Seibt, C. Jagadish, G. Davies.
J. Appl. Phys., **88**, 2309 (2000).

Редактор Л.В. Беляков

Low-temperature strain relaxation in SiGe/Si heterostructures irradiated with Ge⁺ ions

V.S. Avrutin, Yu.A. Agafonov, A.F. Vyatkin, V.I. Zinenko,
N.F. Izyumskaya, D.V. Irzhak, D.V. Roshchupkin,
E.A. Steinman*, V.I. Vdovin[†], T.G. Yugova[‡]

Institute of Microelectronics Technology,
Russian Academy of Sciences,
142432 Chernogolovka, Russia

* Institute of Solid State Physics,
Russian Academy of Sciences,
142432 Chernogolovka, Russia

[†] Institute for Chemical Problems of Microelectronics,
117571 Moscow, Russia

[‡] Institute of Rare Metals,
119017 Moscow, Russia

Abstract Pseudomorphic Si_{0.76}Ge_{0.24}/Si heterostructures grown by molecular beam epitaxy were irradiated with 350 keV Ge⁺ ions at a temperature of 400°C a way that an energy-loss peak was located in the Si substrate, below the SiGe/Si interface. The effect of ion implantation on strain relaxation and defect structure formed upon postimplantation annealing was studied. It was found that annealing at a temperature as low as 600°C resulted in a very high degree of strain relaxation in the heterostructures, so that the density of threading dislocations in the SiGe layer would remain low ($< 10^5 \text{ cm}^{-2}$). Obtained results allowed us to propose a method for preparation of thin highly relaxed SiGe layers on Si with low threading dislocation density and good surface morphology.