

Кристаллизация пленок аморфного германия и многослойных структур $a\text{-Ge}/a\text{-Si}$ под действием наносекундного лазерного излучения

© В.А. Володин^{1,2}, Г.К. Кривякин^{1,2}, Г.Д. Ивлев³, С.Л. Прокопьев³,
С.В. Гусакова³, А.А. Попов⁴

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова
Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия,

² Новосибирский государственный университет,
630090 Новосибирск, Россия

³ Белорусский государственный университет,
220030 Минск, Республика Беларусь

⁴ Ярославский филиал Физико-технологического института Российской академии наук,
150007 Ярославль, Россия

E-mail: volodin@isp.nsc.ru

(Получена 11 октября 2018 г. Принята к печати 17 октября 2018 г.)

Исследованы процессы кристаллизации пленок аморфного германия и многослойных наноструктур германий/кремний под действием наносекундного (70 нс) излучения рубинового лазера (длина волны излучения $\lambda = 694$ нм). Образцы были выращены на кремниевых и стеклянных подложках методом плазмохимического осаждения. Импульсный лазерный отжиг образцов проводился в диапазоне плотности энергии в импульсе E_p от 0.07 до 0.8 Дж/см². Структура пленок после отжига определялась из анализа данных сканирующей электронной микроскопии и спектров комбинационного рассеяния света. Установлено, что после отжига пленки полностью кристаллизованы, при этом содержат области крупных кристаллических зерен (> 100 нм), их доля растет с увеличением E_p и достигает 40% по площади. Из анализа положения пиков комбинационного рассеяния света предположено, что кристаллические зерна с размерами > 100 нм либо содержат структурные дефекты, либо в них присутствуют деформации растяжения. Корреляционная длина оптических колебаний, установленная из модели локализации фононов, растет с увеличением E_p от 5 до 8 нм. Импульсный лазерный отжиг многослойных структур Ge(10 нм)/Si(5 нм) приводят к частичному перемешиванию слоев с образованием твердых растворов Ge–Si.

DOI: 10.21883/FTP.2019.03.47298.8997

1. Введение

Импульсный лазерный отжиг (ИЛО) является известным хорошо апробированным методом кристаллизации пленок аморфных полупроводников [1–5]. Основные преимущества ИЛО заключаются в возможности кристаллизации пленок на нетугоплавких подложках, а также селективной кристаллизации пленок с латеральным разрешением, соответствующим размерам пятна лазера. Данный метод позволяет получать как полностью кристаллизованные пленки, так и двухфазные структуры, состоящие из смеси аморфной и микро- или нанокристаллической фаз. Структуры, кристаллизованные с применением ИЛО, могут быть использованы в устройствах микроэлектроники и оптоэлектроники, получаемых на широкоформатных нетугоплавких подложках [6,7].

Плотность энергии в импульсе E_p в процессе ИЛО является основным параметром, определяющим результирующее структурное состояние пленки. При слишком низкой величине E_p процесс кристаллизации не развивается, при слишком большой может происходить абляция верхних слоев структуры. В „мягких“ режимах (случай

без плавления или частичного плавления) ИЛО осуществляется гомогенное зародышеобразование в аморфных пленках, что приводит к формированию в них полупроводниковых нанокристаллов, которые способствуют стабилизации гетеросистемы и замедляет деградацию приборных характеристик [8–10]. Однако это требует оптимизации величины E_p , которая определяется как длиной волны и длительностью лазерного импульса, так и толщиной и составом пленок.

Кристаллизация пленок аморфного германия $a\text{-Ge}$ и аморфного гидрогенизированного германия ($a\text{-Ge}:\text{H}$) при наносекундных [11–13] и фемтосекундных [14] ИЛО уже изучалась ранее. Однако в случае гетероструктур, состоящих из материалов с различными температурами плавления и кристаллизации (например, Ge/Si), интересным представляется найти режимы ИЛО, при которых практически нет воздействия на более тугоплавкий материал (кремний), но происходит модификация легкоплавких включений германия [15–17]. Такой подход может быть использован для модификации германиевых включений в $p\text{-}i\text{-}n$ -структурах на основе аморфного кремния для улучшения параметров солнечных элементов [18]. Данная работа посвящена исследованию им-

Условия роста и толщины исследуемых образцов

Номер образца	$T, ^\circ\text{C}$	$P, \text{Па}$	Общая толщина, нм
1	105	135	200 (<i>a</i> -Ge)
2	160	150	200 (<i>a</i> -Ge)
3	210	180	200 (<i>a</i> -Ge)
4	140	150	180 (<i>a</i> -Ge/ <i>a</i> -Si)

пульсной лазерной кристаллизации как пленок *a*-Ge : H, так и многослойных наноструктур германий/кремний.

2. Описание эксперимента

Пленки *a*-Ge : H толщиной ~ 200 нм и многослойные наноструктуры германий/кремний были выращены на кремниевых и стеклянных подложках методом низкочастотного (55 кГц) плазмохимического осаждения (ПХО). Перед ростом происходила очистка подложек непосредственно в реакторе ПХО обработкой в аммиачной плазме. Расход аммиака составлял 300 сссм (стандартных кубических сантиметров в минуту), давление 150 Па, мощность плазменного разряда 300 Вт, время обработки 15 мин. Рост германия осуществлялся при разложении германа (GeH_4), а рост кремния — при разложении силана (SiH_4) в плазменном разряде. Параметры роста (температура T , давление P) приведены в таблице. Общие параметры процесса роста образцов 1–3 были следующими: мощность плазменного разряда 200 Вт при пульсирующем режиме горения разряда со скважностью 1.2/4.8 мс, расход германа 6.4 сссм, время осаждения 15 мин. Рост образца 4 осуществлялся при переменной подаче германа (расход 6.4 сссм) и силана (расход 60 сссм), время осаждения составляло: первый и последний слои кремния по 2 мин, чередующиеся слои германия 50 с (10 штук) и слои кремния 25 с (9 штук). Скорость осаждения составляла 0.22 нм/с; таким образом, толщина слоя германия в образцах 1–3 составляла ~ 200 нм, а толщины слоев германия и кремния в образце 4 составляли 10 и 5 нм соответственно. Сверху образец 4 покрыт слоем аморфного кремния толщиной 25 нм.

Исходные образцы подвергались ИЛО с применением рубинового лазера (длина волны 693 нм, длительность импульса 70 нс по уровню мощности 0.5). Плотность энергии в импульсе E_p варьировалась от 0.07 до 0.8 Дж/см², диаметр лазерного пятна составлял 0.3 см, однородность мощности излучения в пятне была не хуже $\pm 5\%$. В основном использовались моноимпульсные ИЛО, но в некоторых случаях применялось до 5 импульсов, стабильность энергии импульсов была не хуже $\pm 4\%$. Использовалась установка ИЛО [19,20] с оптической диагностикой лазерно-индуцированных фазовых превращений в исследуемых объектах. Образование жидкой фазы германия при лазерном воздей-

ствии фиксировалась по возрастанию отражательной способности зоны ИЛО на длине волны зондирующего излучения 1.06 мкм.

Для контроля толщины и спектральных зависимостей коэффициентов преломления и поглощения пленок применялась спектроскопия пропускания в диапазоне 500–2500 нм, использовался спектрофотометр Shimadzu-3300, спектральное разрешение составляло 2 нм. Структурные свойства образцов после ИЛО были исследованы с применением растрового электронного микроскопа LEO-1455 VP с дифракционной приставкой для фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5. Структура образцов была также исследована с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Спектры КРС регистрировались в геометрии обратного рассеяния, в качестве источника возбуждения использовалась линия Ar^+ -лазера с длиной волны 514.5 нм. Использовался спектрометр T64000 (Horiba Jobin Yvon) в одинарной моде, спектральное разрешение было не хуже 2 см^{-1} . Чтобы избежать сильного локального нагрева пленки, лазерный луч был слегка расфокусирован, диаметр пятна составлял 10 мкм, мощность излучения на поверхности образцов составляла около 2 мВт.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены спектры пропускания образца 3 и стеклянной подложки. Подложка в исследуемом диапазоне (500–2500 нм) прозрачна, не оказывала влияния на поглощение. Видно, что спектр содержит небольшие разрывы на краях рабочих диапазонов, из анализа интерференционных минимумов и максимумов пропускания и отражения были определены показатель преломления n и толщина пленки d германия, которая практически совпадает с данными, полученными из скорости роста (см. таблицу). Спектры пропускания других образцов довольно похожи и поэтому не

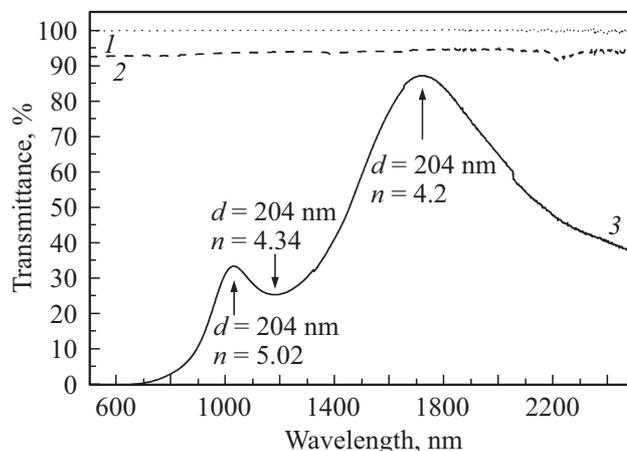


Рис. 1. Спектры пропускания: 1 — линия 100%, 2 — стеклянная подложка, 3 — образец 3.

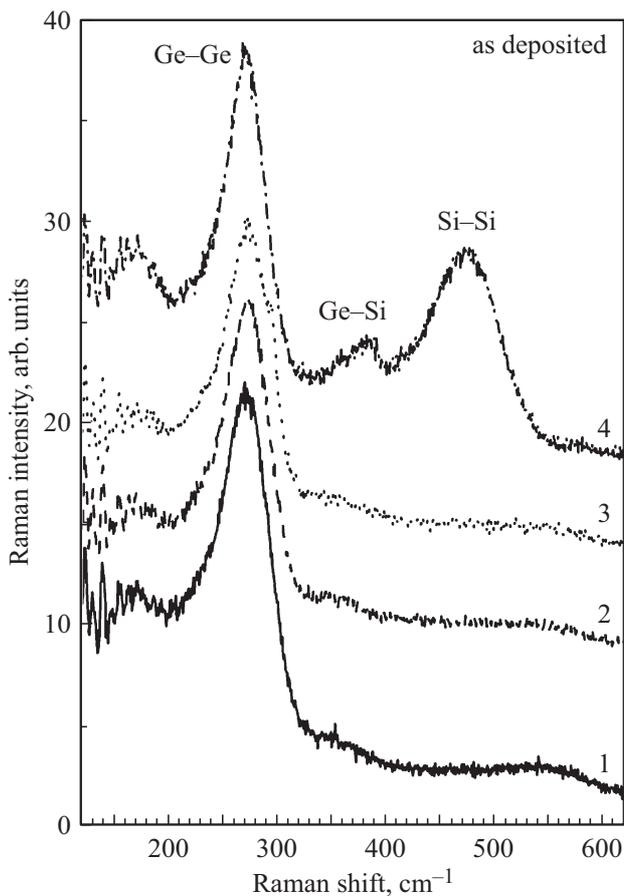


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния света исходных образцов 1–4 на кремниевой подложке.

показаны здесь. На длине волны рубинового лазера (693 нм) пропускание составляет 0.55%. С учетом отражения, но без поглощения, пропускание составляло бы 40%; значит, оптическая плотность пленки составляет примерно $A \approx 4.3$. Из соотношения $A \approx \alpha d$, где α — коэффициент поглощения, d — толщина пленки, следует, что при толщине 200 нм коэффициент поглощения на длине волны 693 нм составляет $\sim 200\,000\text{ см}^{-1}$. Это в ~ 2 раза больше, чем для монокристаллического германия [21].

На рис. 2 приведены спектры КРС исходных образцов на кремниевой подложке. На длине волны 514.5 нм пленки практически не прозрачны, в их спектрах не проявлялись особенности, связанные с КРС от подложки монокристаллического кремния. В спектрах пленок аморфного германия присутствует широкий пик с максимумом при 275 см^{-1} . Этот пик связан с максимумом плотности колебательных состояний в аморфном германии. В спектре образца 4 видны также пик от аморфного кремния при $\sim 480\text{ см}^{-1}$ и слабая особенность от рассеяния на колебаниях связей германий–кремний при $\sim 385\text{ см}^{-1}$. Очевидно, что эти связи имеются на гетерограницах слоев кремний–германий. Были также исследованы спектры КРС в области частот колебаний

связей германий–водород. Для всех пленок обнаружены очень слабые пики (сравнимы с шумами, не показаны здесь) с положением $\sim (1950\text{--}2000)\text{ см}^{-1}$. Интегральная интенсивность этих пиков на ~ 3 порядка меньше, чем интегральная интенсивность пиков Ge–Ge. Если предположить, что отношения сечений рассеяний связей Ge–H и Ge–Ge близки к этому соотношению для гидrogenизированного кремния, то атомарная концентрация водорода в пленках не превышает 1% для всех образцов. Таким образом, содержание водорода в пленках довольно низкое и не зависит от температуры их осаждения. Метод количественного измерения концентрации водорода в аморфном кремнии из анализа спектров КРС был развит ранее [22].

Известно, что коэффициент отражения от расплавленного германия заметно больше, чем от аморфного германия [12]. Анализ отражательной способности пленок *in situ* в процессе ИЛО показал, что происходит плавление пленок. На рис. 3, *a* приведена зернистая структура поверхности образца 3 на подложке кремния после ИЛО с плотностью энергии 0.6 Дж/см^2 , изображение получе-

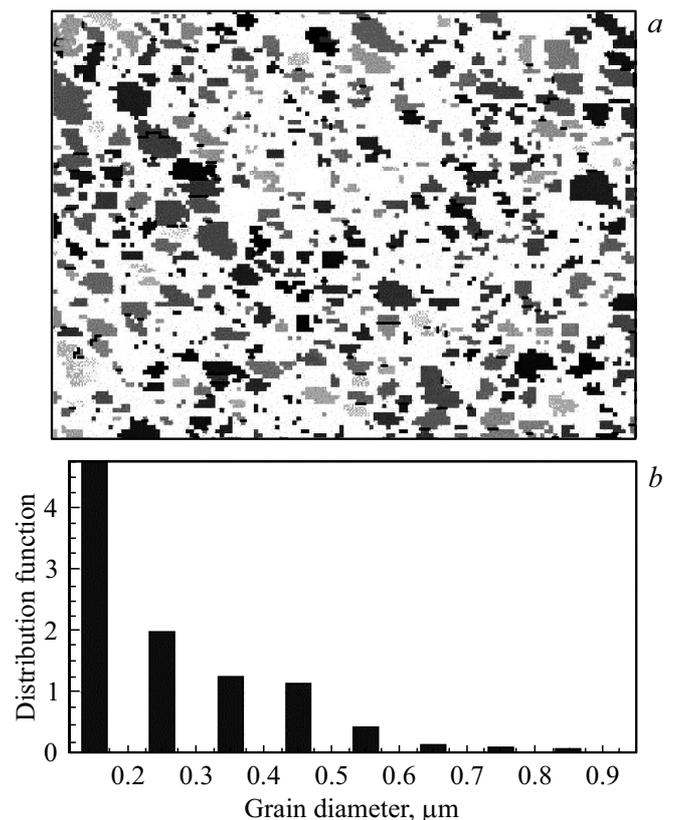


Рис. 3. *a* — изображение поверхности образца 3 после ИЛО с плотностью энергии 0.6 Дж/см^2 , полученное в растровом электронном микроскопе LEO-1455 VP с приставками микродифракции. Крупноблочные области с разными ориентациями кристаллитов показаны разными оттенками серого, белым показаны мелкодисперсные области, с размерами кристаллитов меньше $< 100\text{ нм}$. *b* — гистограмма распределения кристаллитов по размерам.

но методом дифракции обратно отраженных электронов (ДОЭ) с использованием дифракционной приставки фазового анализа к растровому электронному микроскопу LEO-1455 VP. Зерна с разными ориентациями показаны разными оттенками серого, белым показаны области с размерами кристаллитов < 100 нм. На рис. 3, *b* показана гистограмма распределения кристаллитов по размерам. При этом видно, что большая часть из них имеет размеры < 100 нм. Доля площадей зерен с размерами > 100 нм менялась от нескольких процентов до $\sim 40\%$ в зависимости от плотности энергии в импульсе. В целом наблюдалась тенденция роста крупных зерен с ростом плотности энергии в импульсе.

То, что не идентифицированные с помощью электронного микроскопа области не аморфные, а нанокристал-

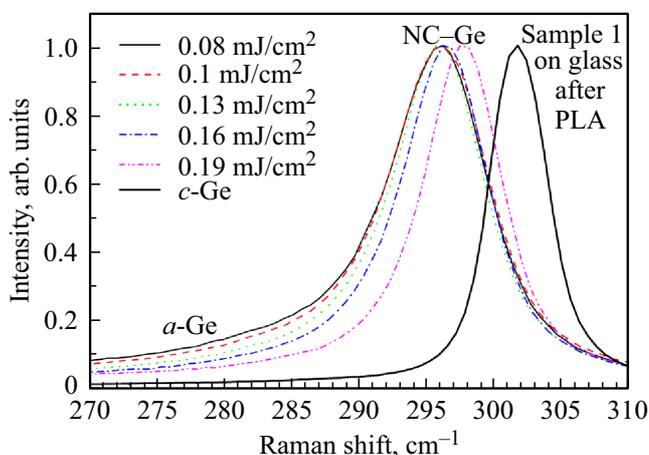


Рис. 4. Спектры КРС пленки германия на стекле (образец 1) после ИЛО с различными плотностями энергии в импульсе (значения указаны). Приведен также спектр монокристаллического германия *c*-Ge. Для удобства все спектры нормированы на максимум.

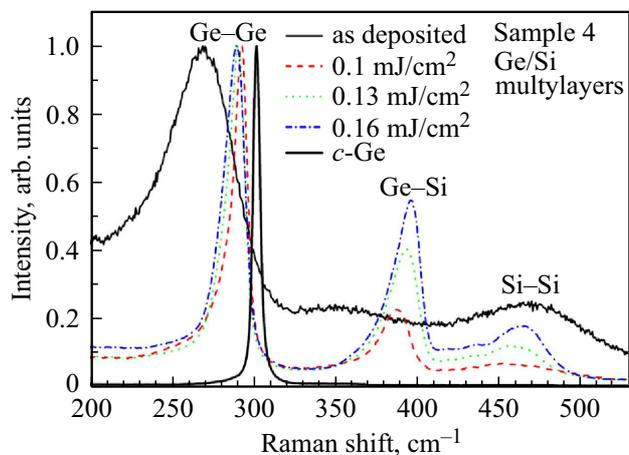


Рис. 5. Спектры КРС многослойной структуры германий/кремний на стекле (образец 4), исходной и после ИЛО с различными плотностями энергии в импульсе (значения указаны). Приведен также спектр монокристаллического германия *c*-Ge. Для удобства все спектры нормированы на максимум.

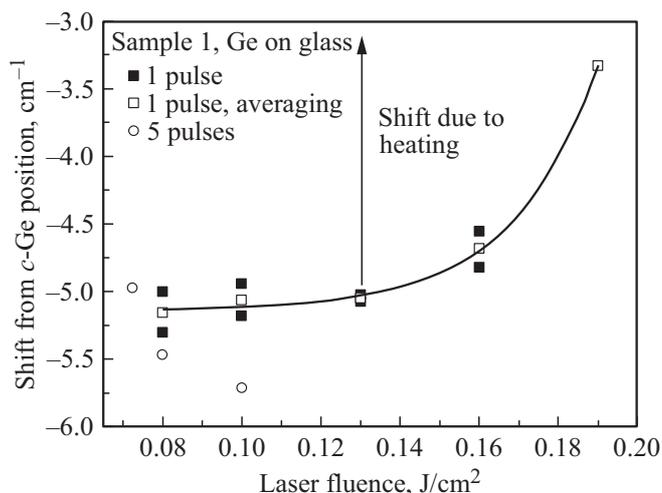


Рис. 6. Сдвиг пика КРС от положения пика для монокристаллического германия в зависимости от параметров ИЛО пленок германия на стекле (образец 1).

лические, следует из анализа спектров КРС образцов после ИЛО. На рис. 4 и 5 приведена эволюция в результате ИЛО спектров КРС образцов 1 и 4 соответственно. Для исследования однородности ИЛО в некоторых случаях спектры измерялись в нескольких точках, при этом спектры были очень схожи, что говорит об однородности структуры. Все спектры были измерены при комнатной температуре, эффекты локального нагрева под пучком лазера при измерении будут обсуждены далее.

Общей чертой всех спектров после ИЛО является практически полное отсутствие пика аморфного германия. Вместо него возникли узкие пики (с положением $297\text{--}300\text{ см}^{-1}$) от нанокристаллического германия (NC-Ge). По литературным данным, этот пик соответствует рассеянию на локализованных оптических фонах в нанокристаллах (НК) Ge [23,24]. Общей тенденцией для пленок германия является смещение положения „нанокристаллического“ пика в сторону пика монокристаллического германия (301.5 см^{-1}) при увеличении плотности энергии в импульсе (рис. 6); это означает, что увеличивается размер НК.

Известно, что частота локализованных в НК оптических фононов уменьшается с уменьшением их размеров [23]. В нашем случае разница с частотой оптических фононов в монокристаллическом германии составляет до 5.5 см^{-1} и, согласно модели локализации фононов [23], при таком сдвиге размер НК германия оценивается как ~ 3 нм. Это сравнимо с критическими размерами устойчивых кристаллических зародышей. Для того чтобы уточнить размеры НК, был проделан дополнительный эксперимент. Известно, что вследствие эффектов ангармонизма нагрев приводит к уменьшению частот оптических фононов. Коэффициент поглощения излучения велик, а теплопроводность стеклянной подложки мала, поэтому описанные в разд. 2 условия записи

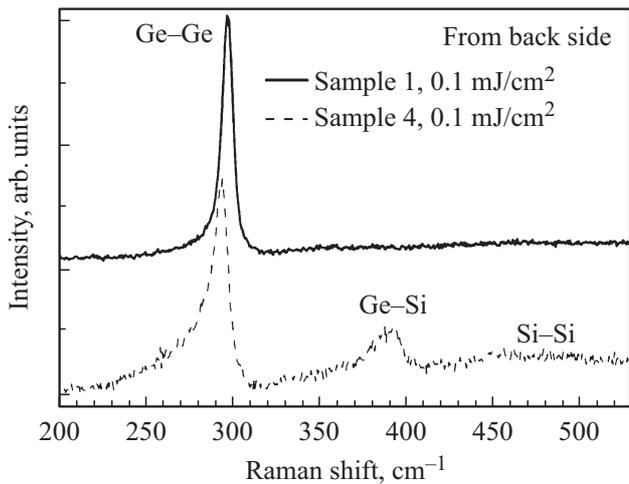


Рис. 7. Спектры КРС пленки германия на стекле (образец 1) и многослойной структуры германий/кремний на стекле (образец 4) после ИЛО с плотностью энергии в импульсе 0.1 Дж/см^2 , полученные с тыльной стороны пленки (со стороны прозрачной подложки).

спектров КРС все же могли приводить к заметному локальному нагреву. Поэтому в процессе записи спектров КРС мы с помощью фильтра уменьшали мощность лазерного пучка и следили за смещением положения пика. При уменьшении мощности лазера до 10 раз пик смещался на $\sim 2 \text{ см}^{-1}$ (эффект показан стрелкой на рис. 6), а при дальнейшем уменьшении мощности не происходило заметного смещения. Если учесть эффект локального нагрева, то из усовершенствованной модели локализации фононов [23] можно оценить средний размер НК как $\sim 5 \text{ нм}$ для низких плотностей энергий и их рост до $6\text{--}8 \text{ нм}$ с ростом плотности энергии.

Отметим, что, как показал анализ данных электронной микроскопии, во всех образцах присутствуют субмикрометровые зерна (СМЗ, размер $> 100 \text{ нм}$) и их доля достигает 40%. Для НК с размерами 100 нм и выше положение пика должно быть такое же, как и для монокристаллического германия [23]. Однако анализ показал, что даже с учетом локального нагрева пик от пленок (включая СМЗ) сдвинут относительно положения пика для монокристаллического германия. Возможна еще одна гипотеза — СМЗ германия могут состоять из очень близких по ориентации нанокристаллов. Эффекты возникновения таких зерен при наносекундных ИЛО наблюдались ранее для кремния [25,26]. СМЗ, состоящие из взаимно ориентированных НК, дают дифракционную картину, близкую к картине дифракции от монокристалла (только вместо точечных рефлексов наблюдаются дуги [25,26]), но, если они состоят из нанокристаллов, разделенных межзеренными границами, корреляционная длина оптических фононов в такой структуре составляет не десятки, а единицы нанометров. Положение пика КРС в модели локализации фононов

определяется именно корреляционной длиной фононов (размером волнового пакета) [23]. Другой причиной отличия положения пика КРС от совокупности СМЗ в сравнении с положением пика для монокристаллического германия может быть сильная дефектность этих микрокристаллов. По данным анализа отражения пробного пучка время существования расплава составляет $\sim 100 \text{ нс}$. Тогда при размерах зерен до 200 нм скорость движения фронта кристаллизации из расплава составляет 1 м/с . При таких скоростях кристаллизации возможно формирование дефектов. Предположительно, это могут быть дефекты упаковки, двойникование и т.д. Еще одной причиной такого смещения частоты пика могут являться деформации растяжения. Известно, что плотность кристаллических материалов несколько больше, чем аморфных, и кристаллизация может приводить к их растяжению [25].

Вернемся к эволюции спектров КРС образца 4 (рис. 5). Видно, что с ростом плотности энергии в импульсе растет пик Ge–Si. Его положение также смещается к $\sim 400 \text{ см}^{-1}$, что соответствует положению в кристаллических твердых растворах Ge–Si [27,28]. Рост этого пика свидетельствует о перемешивании слоев германия и кремния в многослойных структурах в процессе ИЛО. Для подавления данного перемешивания необходимо либо применять ИЛО с меньшими плотностями энергии, либо использовать ИЛО с меньшими временами импульсов, возможно, даже фемтосекундные ИЛО, в которых могут проявляться нетермические эффекты в фазовых переходах [29–32].

Наконец, были проведены эксперименты по исследованию однородности структуры пленок по глубине. Для этого в образцах, выращенных на стеклянных подложках проводилась регистрация спектров КРС со стороны прозрачной подложки с использованием длиннофокусного объектива. Результаты представлены на рис. 7. Из спектров КРС видно, что пленки 1 и 4 полностью кристаллизованы на всю глубину, так как спектры не содержат пиков, относящихся к аморфному германию. Таким образом, с использованием предложенного подхода можно кристаллизовать пленки германия толщиной 200 нм однородно на всю глубину. Исследование однородности пленок с использованием прямых методов электронной микроскопии является предметом дальнейших исследований.

4. Заключение

Из анализа спектров КРС получено, что в пленках аморфного германия и многослойных структурах Ge (10 нм)/Si (5 нм), полученных ПХО при температурах подложки от 105 до 210°C , атомарная концентрация водорода составляет $< 1\%$. Импульсные лазерные отжиги с применением излучения рубинового лазера ($\lambda = 694 \text{ нм}$, длительность импульса 70 нс) в диапазоне значений плотности энергии в импульсе

$E_p = 0.07-0.8$ Дж/см² привели к практически полной кристаллизации пленок. Из анализа данных сканирующей электронной микроскопии с микродифракцией установлено, что пленки содержат области субмикрометровых кристаллических зерен (> 100 нм), их доля растет с увеличением E_p и достигает 40% по площади. Из анализа данных спектроскопии комбинационного рассеяния света в модели локализации фононов получено, что корреляционная длина оптических колебаний растет с увеличением E_p от 5 до 8 нм. Это свидетельствует о том, что кристаллиты с размерами > 100 нм либо могут состоять из незначительно разориентированных нанокристаллов, либо содержат структурные дефекты или подвергнуты деформации растяжения. Установлено, что импульсные лазерные отжиги с E_p от 0.07 Дж/см² и выше приводят к частичному перемешиванию слоев в многослойных структурах Ge/Si с образованием твердых растворов Ge—Si.

Работа выполнена по государственному заданию — Программа фундаментальных исследований ИФП СО РАН № 0306-2016-0015, в части роста образцов работа выполнена по Программе фундаментальных исследований ЯФ ФТИ РАН № 0066-2018-0010.

Список литературы

- [1] А.В. Двуреченский, Г.А. Качурин, Е.В. Нидаев, Л.С. Смирнов. *Импульсный отжиг полупроводниковых материалов* (М., Наука, 1982).
- [2] N.H. Nickel. *Laser Crystallization of Silicon — Fundamentals to Devices* (Academic Press, 2003).
- [3] S. De Unamuno, E. Fogarassy. *Appl. Surf. Sci.*, **36**, 1 (1989).
- [4] G. Badertscher, R.P. Salathe, H.P. Weber. *Appl. Phys.*, **25**, 91 (1981).
- [5] Г.А. Новиков, Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, И.А. Файзрахманов, Н.М. Лядов, В.А. Шустов, К.Н. Галкин, И.М. Чернев, Г.Д. Ивлев, С.Л. Прокопьев, П.И. Гайдук. *ФТП*, **49**, 746 (2015).
- [6] F. Falk, G. Andrä. *J. Cryst. Growth*, **287**, 397 (2006).
- [7] М.Д. Ефремов, В.А. Володин, Л.И. Федина, А.А. Гутаковский, Д.В. Марин, С.А. Кочубей, А.А. Попов, Ю.А. Миняков, В.Н. Уласюк. *Письма ЖТФ*, **29**, 89 (2003).
- [8] A.V. Emelyanov, A.G. Kazanskii, P.A. Forsh, D.M. Zhigunov, M.V. Khenkin, N.N. Petrova, A.V. Kukin, E.I. Terukov, P.K. Kashkarov. *J. Nanoelectronics Optoelectronics*, **10**, 649 (2015).
- [9] C.R. Wronski, J.M. Pearce, J. Deng, V. Vlahos, R.W. Collins. *Thin Sol. Films*, **451–452**, 470 (2004).
- [10] Г.К. Кривякин, В.А. Володин, С.А. Кочубей, Г.Н. Камаев, А. Purkrt, Z. Remes, R. Fajgar, T.H. Stuchliková, J. Stuchlik. *ФТП*, **50**, 952 (2016).
- [11] P. Pierrard, B. Mutaftischev, W. Marine, J. Marfaing, F. Salvan. *Thin Sol. Films*, **111**, 141 (1984).
- [12] F. Vega, R. Serna, C.N. Afonso, D. Bermejo, G. Tejada. *J. Appl. Phys.*, **75**, 7287 (1994).
- [13] M. Mulato, D. Toet, G. Aichmayr, P.V. Santos, I. Chambouleyron. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 3570 (1997).
- [14] O. Salihoglu, U. Kürüm, H.G. Yaglioglu, A. Elmali, A. Aydinli. *J. Appl. Phys.*, **109**, 123108 (2011).
- [15] В.А. Володин, Е.И. Гацкевич, А.В. Двуреченский, М.Д. Ефремов, Г.Д. Ивлев, А.И. Никифоров, Д.А. Орехов, А.И. Якимов. *ФТП*, **37**, 1352 (2003).
- [16] A.I. Yakimov, A.V. Dvurechenskii, V.A. Volodin, M.D. Efremov, A.I. Nikiforov, G.Yu. Mikhalyov, E.I. Gatskevich, G.D. Ivlev. *Phys. Rev. B*, **72**, 115318 (2005).
- [17] А.В. Двуреченский, В.А. Володин, Г.К. Кривякин, А.А. Шкляев, С.А. Кочубей, И.Г. Неизвестный, J. Stuchlik. *Автометрия*, **52**, 97 (2016).
- [18] Г.К. Кривякин, В.А. Володин, А.А. Шкляев, V. Mortet, J. More-Chevalier, P. Ashcheulov, Z. Remes, T.H. Stuchliková, J. Stuchlik. *ФТП*, **51**, 1420 (2017).
- [19] Е.И. Гацкевич, Г.Д. Ивлев, А.М. Чапланов. *Квант. элект.*, **22**, 805 (1995).
- [20] Г.Д. Ивлев, Е.И. Гацкевич. *ЖТФ*, **82** (6), 69 (2012).
- [21] В.И. Гавриленко, А.М. Грехов, Д.В. Корбутяк, В.Г. Литовченко. *Оптические свойства полупроводников* (Киев, Наук. думка, 1987).
- [22] V.A. Volodin, D.I. Koshelev. *J. Raman Spectroscopy*, **44**, 1760 (2013).
- [23] Y. Maeda. *Phys. Rev. B*, **59**, 1658 (1995).
- [24] V.A. Volodin, D.V. Marin, V.A. Sachkov, E.B. Gorokhov, H. Rinnert, M. Vergnat. *ЖЭТФ*, **145**, 77 (2014).
- [25] M.D. Efremov, V.V. Bolotov, V.A. Volodin, L.I. Fedina, E.A. Lipatnikov. *J. Phys.: Condens. Matter*, **8**, 273 (1996).
- [26] М.Д. Ефремов, В.В. Болотов, В.А. Володин, С.А. Кочубей, А.В. Кретинин. *ФТП*, **36**, 109 (2002).
- [27] В.А. Володин, М.Д. Ефремов, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов. *ФТП*, **40**, 1349 (2006).
- [28] В.А. Володин, М.Д. Ефремов, А.И. Якимов, Г.Ю. Михалев, А.И. Никифоров, А.В. Двуреченский. *ФТП*, **41**, 950 (2007).
- [29] J. Bok. *Phys. Lett.*, **84A** (8), 448 (1981).
- [30] V.A. Volodin, T.T. Korchagina, J. Koch, B.N. Chichkov. *Physica E*, **42**, 1820 (2010).
- [31] T.T. Korchagina, A.K. Gutakovsky, L.I. Fedina, M.A. Neklyudova, V.A. Volodin. *J. Nanosci. Nanotechnol.*, **12**, 8694 (2012).
- [32] V.A. Volodin. *Materials Today: Proceedings*, **4**, 11402 (2017).

Редактор Л.В. Шаронова

Crystallization of amorphous germanium films and multilayer *a*-Ge/*a*-Si structures under impact of nanosecond laser radiation

V.A. Volodin^{1,2}, G.K. Krivyakin^{1,2}, G.D. Ivlev³,
S.L. Prakopyev³, S.V. Gusakova³, A.A. Popov⁴

¹ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

² Novosibirsk State University,
630090 Novosibirsk, Russia

³ Belarusian State University,
220030 Minsk, Belarus

⁴ Yaroslavl Branch of Institute of Physics and
Technology, Russian Academy of Sciences,
150007 Yaroslavl, Russia

Abstract The processes of crystallization of amorphous germanium films and multilayer germanium/silicon nanostructures under impact of nanosecond (70 ns) ruby laser radiation ($\lambda = 694$ nm) were studied. Samples were grown on silicon and glass substrates using the method of plasma-chemical deposition. Pulsed laser annealing (PLA) of the samples was carried out in the range of laser fluence (E_p) from 0.07 to 0.8 J/cm². The structure of the films after annealing was studied using scanning electron microscopy and Raman spectroscopy data. It has been obtained that after PLA the films are nearly completely crystallized, and they contain regions of large crystalline grains (more than 100 nm), their area increases with increasing of E_p and reaches 40%. From the analysis of the position of the Raman peaks, it is suggested that crystalline grains with dimensions greater than 100 nm either contain structural defects or have tensile strain. The correlation length of the optical vibrations, defined from the phonon confinement model, increases with increasing of E_p from 5 to 8 nm. The PLA of multilayer structures Ge (10 nm)/Si (5 nm) leads to partial mixing of the layers with formation of Ge–Si solid alloys.