

Гетероструктуры Ge/GeSn, выращенные на Si (100) методом молекулярно-пучковой эпитаксии

© Ю.Г. Садофьев[†], В.П. Мартовицкий[†], М.А. Базалевский[†], А.В. Клековкин[†], Д.В. Аверьянов*, И.С. Васильевский*

[†] Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, 119991 Москва, Россия

* Национальный исследовательский ядерный университет „Московский инженерно-физический институт“, 115409, Москва, Россия

(Получена 23 мая 2014 г. Принята к печати 15 июня 2014 г.)

Проведено исследование особенностей выращивания методом молекулярно-пучковой эпитаксии слоев GeSn на пластинах кремния ориентации (100), покрытых буферным слоем германия. Дифракция быстрых электронов на отражение, атомно-силовая микроскопия, рентгеновская дифрактометрия, резерфордское обратное рассеяние и комбинационное рассеяние использованы для контроля свойств выращенных структур. Показано, что слои GeSn с мольной долей олова до 0.073 и толщиной до 0.5 мкм не проявляют признаков пластической релаксации при эпитаксии. В плоскости роста размер кристаллической решетки GeSn в точности совпадает с размером решетки германия. Исследовано влияние быстрого термического отжига образцов на процесс перехода слоев GeSn из метастабильного упругонапряженного состояния к пластически релаксированному состоянию. Получены квантовые ямы Ge/GeSn с мольной долей олова до 0.11.

1. Введение

Твердые растворы системы материалов Si–Ge–Sn привлекательны в связи с попытками создания монокристаллических оптоэлектронных систем, полностью состоящих из элементов IVA группы Периодической системы. В твердом растворе $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ минимум в точке Γ_7 зоны проводимости понижается с увеличением содержания олова сильнее, чем минимум долины L_6 . Простая интерполяция зонных структур германия и серого олова (α -Sn), являющегося полуметаллом с шириной запрещенной зоны -0.40 эВ, предсказывает, что ненапряженный твердый раствор $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ должен иметь прямую структуру запрещенной зоны в интервале мольной доли олова $x \approx 0.2-0.65$, поскольку при $x \approx 0.2$ должно обеспечиваться пересечение не прямой $L_6-\Gamma_8$ и прямой $\Gamma_7-\Gamma_8$ зон. Здесь Γ_8 — минимум энергии дырок в валентной зоне ($k = 0$). В указанном интервале составов твердого раствора ширина запрещенной зоны E_G должна изменяться от 0.55 до 0 эВ [1]. Столь большой диапазон изменения величины E_G пока не нашел подтверждения в эксперименте из-за проблем с формированием твердых растворов с высоким содержанием олова.

Расчеты показывают [2,3], что напряжения двуслоного растяжения, в том числе гетероэпитаксиальные, приводят в слоях $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ к аналогичному эффекту: ширины не прямой и прямой запрещенных зон уменьшаются, причем влияние напряжений на ширину прямой запрещенной зоны значительно сильнее. Переход от непрямозонного материала к прямозонному может наблюдаться при сравнительно малой мольной доле олова, равной $x = 0.02$. Имеющиеся экспериментальные данные дают величину $x \geq 0.09$ для реализации указанного перехода [4,5].

При очевидной перспективности рассматриваемой системы материалов для фундаментальных исследований и практического применения имеется ряд причин, осложняющих получение экспериментальных образцов, обладающих высоким кристаллическим совершенством. Термодинамически равновесный предел растворимости α -Sn, обладающего кристаллической решеткой типа алмаза и существующего только при температуре ниже 13.5°C , в германии не превышает 0.5%, а в кремнии равен 1.2%. Атом олова обладает большим радиусом (0.158 нм) по сравнению с атомами кремния (0.133 нм) и германия (0.139 нм). Это в совокупности с низким значением поверхностной свободной энергии Sn обуславливает склонность к сегрегации олова при эпитаксиальном выращивании твердых растворов системы Si–Ge–Sn. Кроме того, различие периодов кристаллической решетки α -Sn и германия составляет 14.7%. Для пары α -Sn–кремний это различие равно 19.7%. Период решетки алмазоподобных твердых растворов Si–Ge–Sn следует правилу Вегарда. Значительное несоответствие периодов кристаллических решеток неизбежно приводит к проблеме дефектообразования при гетероэпитаксии GeSn на пластинах кремния или германия.

Тем не менее в ряде публикаций [6,7] показана возможность получения эпитаксиальных слоев GeSn с мольной долей олова до 0.2, в которых наблюдается прямозонная фотолюминесценция при комнатной температуре. На основе гетероперехода Ge/GeSn на кремниевой подложке изготовлены экспериментальные образцы $p-i-n$ -диодов. Спектр fotocувствительности этих диодов перекрывает все используемые для телекоммуникации длины волн [8,9].

Для эпитаксиального выращивания структур Si–Ge–Sn применяют низкотемпературную, при $\sim (300-400)^\circ\text{C}$, газофазную эпитаксию при пониженном давлении с использованием гидридов кремния, германия

[†] E-mail: sadofyev@hotmail.com

и олова — силана SiH_4 , германа GeH_4 или высших гидридов германия Ge_2H_6 и Ge_3H_8 , а также стannана SnD_4 , в котором часть водорода заменена дейтерием ввиду нестабильности соединения SnH_4 [10]. Молекулярно-пучковую эпитаксию (МПЭ) также применяют для этой цели [11]. Главной проблемой МПЭ является высокая склонность к поверхностной сегрегации олова в условиях сверхвысокого вакуума, подавление которой вынуждает использовать еще более низкие температуры роста (на уровне 150°C). Эпитаксия при столь низкой температуре приводит к высокой концентрации собственных точечных дефектов, негативно влияющих, в частности, на эффективность фотолюминесценции. В нашем распоряжении имела только технология МПЭ, которая и была использована для исследования особенностей выращивания и свойств слоев GeSn на пластинах кремния ориентации (100), покрытых предварительно буферным слоем германия в той же установке МПЭ.

2. Эксперимент

Выращивание GeSn проводили на установке МПЭ „Катунь“, укомплектованной двумя электронно-лучевыми испарителями для кремния и германия, а также двумя молекулярными источниками типа ячейки Кнудсена. Эти источники использовали для соиспарения сурьмы в качестве сурфактанта при выращивании буферных слоев германия толщиной 1–1.5 мкм [12] и для испарения олова при выращивании слоев GeSn. Встроенный дифрактометр быстрых электронов (RHEED) позволял контролировать все стадии ростового процесса *in situ*. Периодическое измерение скорости испарения кремния и германия проводили с помощью кварцевого резонатора, встроенного в ростовую камеру. Свойства полученных эпитаксиальных слоев контролировали с помощью рентгеновской дифрактометрии, резерфордского обратного рассеяния (RBS), атомно-силовой микроскопии (AFM), оже-спектроскопии, комбинационного рассеяния.

Буферные слои германия выращивали при температуре 650°C в соответствии с процедурой, описанной в [12]. На картинах RHEED поверхности буферного слоя германия наблюдали типичную для ориентации (100) двухдоменную реконструкцию типа $(2 \times 1) + (1 \times 2)$. В рентгеновских дифрактограммах полуширина пика слоев германия толщиной 1–1.5 мкм на кривых качания рефлекса (004) в координатах записи $\omega - 2\theta$ находилась в пределах 140–250 угл. сек.

Слои GeSn выращивали при температуре вблизи 150°C . Скорость осаждения германия составляла ~ 8 нм/мин. Температуру источника олова изменяли в пределах 950 – 1000°C . Из наблюдений картин RHEED следует, что при столь низких температурах роста имеет место эпитаксия слоев германия с тем же типом реконструкции поверхности, что и при температуре 650°C . Однако при выращивании GeSn рефлексы дробного порядка исчезают, наблюдается укорачивание стержней обратной решетки, с последующим формированием

V-образных рефлексов от фасеток на поверхности. Такая картина сохраняется неизменной до окончания роста, в наших экспериментах — до достижения толщины слоя GeSn, равной 0.5 мкм. Среднеквадратичная шероховатость поверхности по данным атомно-силовой микроскопии находилась на уровне $\text{RMS} \approx 2$ – 3 нм, тогда как та же величина для поверхности буферного слоя германия близка к 0.7 нм [12].

3. Результаты и обсуждение

Исследование структур со слоями GeSn методом рентгеновской дифрактометрии показало, что мольная доля олова в них достигала 0.073 при полном отсутствии признаков пластической релаксации. Параметр решетки твердых растворов GeSn в плоскости роста в точности соответствовал тому же для буферных слоев германия. Несоответствие периодов кристаллических решеток германия и GeSn с мольной долей олова на уровне 0.073 близко к 1%. В этом случае критическая толщина для пластической релаксации с образованием дислокаций несоответствия, при всем разнообразии теоретических оценок [13–15], должна находиться в пределах 10–100 нм. Это означает, что слои GeSn, выращенные в указанных выше условиях, находятся в метастабильном состоянии. Следует ожидать, что пластическая релаксация произойдет при термических обработках, превышающих некоторый критический уровень, зависящий от мольной доли олова и толщины слоев GeSn.

Типичный вид рентгеновской дифрактограммы образца S041 со слоями германия и GeSn с мольной долей олова $x \approx 0.044$ приведен на рис. 1. Три пика, наблюдаемых на рисунке, слева направо соответствуют эпитаксиальным слоям GeSn, Ge и кремниевой подложке. Заметное уширение пика GeSn связано, по нашему мнению, как с повышенной концентрацией дефектов, так и с нестабильностью интенсивности молекулярного пучка германия при продолжительных ро-

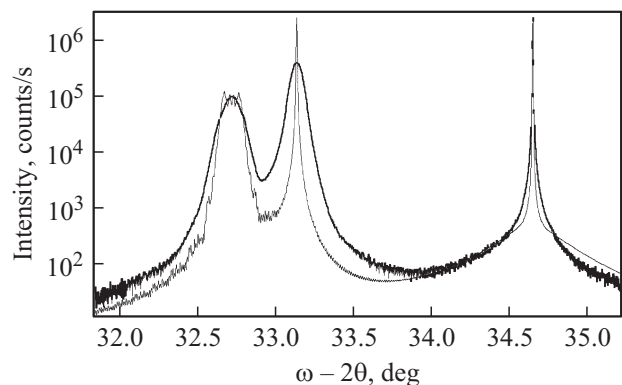


Рис. 1. Экспериментальная и расчетная кривые качания для рефлекса (004) образца S041 со слоями Ge/GeSn, выращенными на Si(100). Расчетная кривая (тонкая линия) получена в предположении наличия градиента распределения олова в GeSn (левый пик) от 0.036 до 0.052.

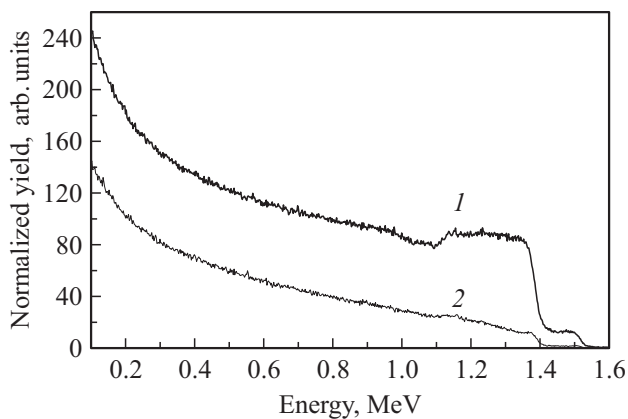


Рис. 2. Спектры резерфордского обратного рассеяния образца S040 со слоями Ge/GeSn на кремниевой пластине. Толщина слоя GeSn 0.5 мкм, мольная доля олова $x \approx 0.073$. Спектры измерены в разориентированном режиме (1) и режиме каналирования (2).

стах достаточно толстых слоев в режиме стабилизации мощности электронно-лучевого испарителя. Этот режим единственно возможен на установке „Катунь“. Наличие олова на поверхности регистрируется по появлению характерного для этого химического элемента набора линий в оже-спектрах, с интенсивным дублетом при энергиях 430 и 437 эВ. Это вполне ожидаемо, поскольку предел обнаружения оже-спектроскопии составляет $\sim 5 \cdot 10^{19}$ атомов/см³ в пересчете на объемную концентрацию. В исследуемых структурах концентрация олова находится на уровне 10^{21} см⁻³.

Измерение спектров резерфордского обратного рассеяния ионов гелия было проведено как для структур, содержащих только буферный слой германия, так и для образцов с эпитаксиальными слоями GeSn, выращенными на германиевом буфере. Целью эксперимента было выяснение возможного влияния повышенной дефектности оловосодержащих слоев на силу эффекта каналирования ионов гелия в сравнении с тем же для германиевого буфера, выращенного при температуре 650°C, при которой вероятность образования собственных точечных дефектов невелика. Типичный вид спектров RBS, измеренных при произвольной ориентации образца S040 относительно налетающего пучка ионов гелия с энергией 1.7 МэВ, приведен на рис. 2 (кривая 1). Кривая 2 на рис. 2 соответствует измерению в режиме каналирования налетающих ионов гелия. Мольная доля олова в слое GeSn образца S040 равна 0.073. Энергия рассеянных ионов гелия прямо пропорциональна массе атомов мишени, на которых происходит рассеяние. Результаты для энергий < 1.05 МэВ относятся к буферному слою германия. В интервале энергий от 1.05 до 1.12 МэВ регистрируется сигнал от германия в слое GeSn, в интервале от 1.12 до 1.40 МэВ — сигнал одновременно и от германия, и от олова в слое GeSn. При энергиях от 1.40 до 1.50 МэВ наблюдается рассеяние только от олова в слое GeSn. Доля обратно рассеянных при

каналировании ионов гелия по отношению к рассеянию в разориентированном режиме измерения спектров составляет 5% для образцов со слоем германия на кремнии, 10 и 13% для структур со слоями GeSn с мольной долей олова 0.044 и 0.073 соответственно. Факт наличия каналирования свидетельствует о совершенстве кристаллической структуры слоев. Увеличение рассеяния в режиме каналирования указывает на постепенную деградацию кристаллической решетки твердого раствора по мере повышения мольной доли олова.

В спектрах комбинационного рассеяния слоев наблюдались три моды, Ge–Ge, Sn–Ge и Sn–Sn, типичные для твердых растворов GeSn. Позиции мод смещались по мере увеличения мольной доли олова. Сдвиг наиболее интенсивной моды Ge–Ge для слоя с мольной долей олова 0.073 составлял ~ 5.5 см⁻¹, что согласуется с приведенными в литературе данными [16].

Кратковременный прогрев некоторых из выращенных образцов в камере роста непосредственно после роста приводил при относительно низких температурах (300–400°C) к регистрируемому визуально резкому огрублению поверхности слоев, связанному с пластической релаксацией и выходом олова на поверхность вследствие фазового распада твердого раствора [17]. Типичное AFM-изображение микрорельефа такой поверхности приведено на рис. 3. Среднеквадратичная шероховатость RMS находится на уровне 40 нм и превышает значение до отжига образца более чем на порядок величины.

Для проверки устойчивости слоев GeSn к температурным воздействиям при атмосферном давлении были проведены эксперименты по быстрому термическому отжигу образцов в газовой среде особо чистого азота в диапазоне температур 300–700°C в течение 2 мин с последующим контролем методом рентгеновской дифрактометрии. Из результатов эксперимента следует, что пластическая релаксация слоев GeSn толщиной 0.5 мкм начинается при более низких температурах, чем температуры, при которых имеет место фазовый распад с огрублением морфологии поверхности слоев. Скорость процесса релаксации и выхода олова на поверхность

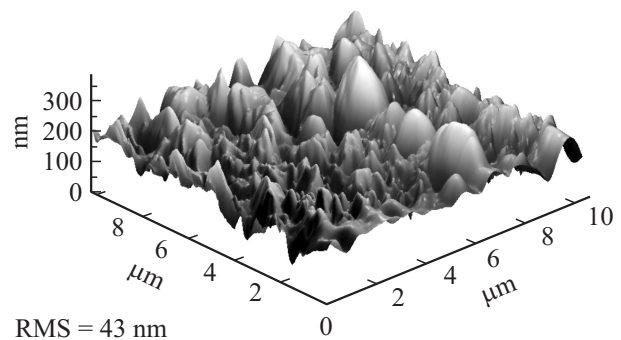


Рис. 3. AFM-изображение рельефа поверхности слоя GeSn с мольной долей олова $x \approx 0.044$ (образец S041) после отжига в течение 2 мин при температуре $\sim 350^\circ\text{C}$ в ростовой камере установки МПЭ.

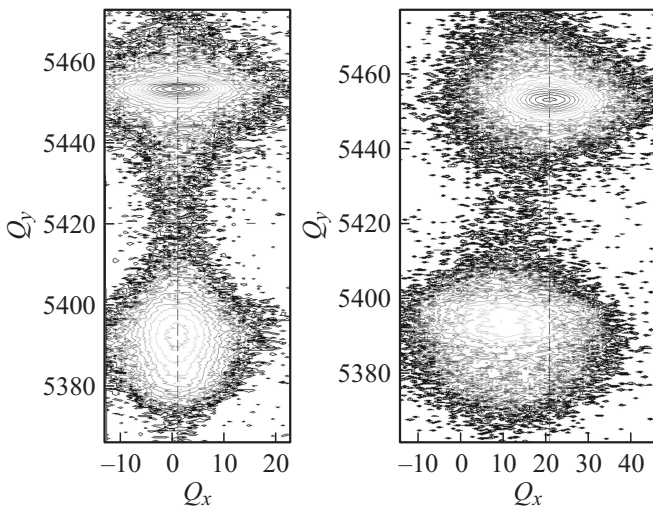


Рис. 4. Фрагменты двумерных картин обратной решетки вблизи узлов (004) Ge (верхний пик) и GeSn (нижний пик), полученные до (слева) и после (справа) отжига образца S041 при температуре 400°C в течение 2 мин в среде инертного газа.

существенно зависит от состава слоя GeSn. Образец S041 с мольной долей Sn $x \approx 0.044$ не теряет олова при отжиге вплоть до температуры 500°C. В образце S040, характеризуемом сильно уширенным пиком GeSn при среднем значении мольной доли олова на уровне 0.073, значительная часть олова выходит на поверхность уже при отжиге при 400°C.

На рис. 4 приведены фрагменты двумерных картин обратной решетки образца S041 вблизи узлов (004) слоев Ge (верхний пик) и GeSn (нижний пик). Картинки получены до (слева) и после (справа) отжига структуры при 400°C. Значения Q_x и Q_y на рис. 4 умножены на 1000 относительно реальных значений обратной решетки. Сдвиг пика в сторону меньших значений по вертикальной оси Q_y соответствует большему значению параметра решетки a_{\perp} слоя GeSn по сравнению с таким же параметром от слоя германия. Отсутствие непосредственно после выращивания сдвига центра пика GeSn по горизонтальной оси Q_x относительно центра пика Ge свидетельствует о параллельности их кристаллических плоскостей (001), т. е. об отсутствии пластической релаксации. После отжига пик GeSn сдвинут по оси Q_z на 10 единиц, что соответствует появлению разориентации $\Delta\omega = 0.121^\circ$ между плоскостями (001) Ge и GeSn из-за пластической релаксации. По шкале Q_y небольшой сдвиг пика GeSn в сторону больших значений одновременно сопровождается изменением формы пика GeSn после отжига, что связано с неоднородной пластической релаксацией слоя.

В образце S040 ($x \approx 0.073$) отжиг при 400°C приводит к появлению участков с сильным огрублением рельефа поверхности, тогда как основная часть остается еще зеркально-гладкой. На рис. 5 приведены кривые качания от слоев Ge и GeSn на асимметричном рефлексе (224) от зеркально-гладкого (кривая 1) и матового (кри-

вая 2) участков поверхности образца S040. В матовой части пик слоя GeSn раздвоен. На рис. 6 приведены кривые качания третьего кристалла-анализатора на максимумах кривых качания, изображенных на рис. 5. Потеря олова, приводящая к сдвигу одного из пиков в сторону больших углов дифракции, сопровождается не только выходом части олова на поверхность, но и возрастанием его концентрации в приповерхностной части слоя, что ведет к сдвигу пика в сторону меньших углов по сравнению с пиком от зеркально гладкой части образца. Из этого можно заключить, что распределение олова в слое GeSn в образце S040 неоднородно и диффузия в первую очередь начинается от фрагментов слоя с повышенной концентрацией дефектов.

Динамика процесса пластической релаксации и фазового распада эпитаксиального слоя GeSn при термической обработке может быть прослежена по изменению релаксированного значения параметра решетки (a_{relax}). Для эпитаксиального слоя ориентации (001) [18]

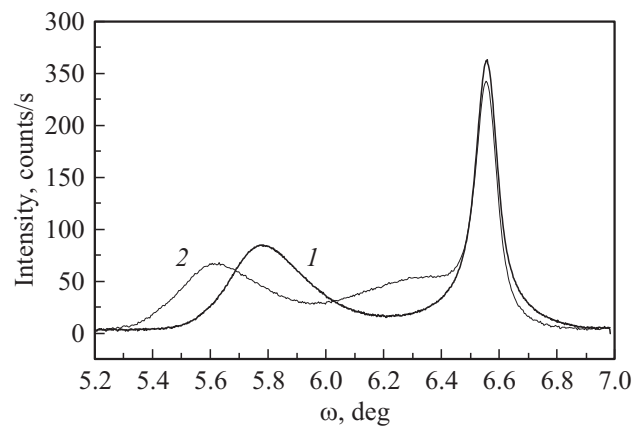


Рис. 5. Кривые качания для рефлекса (224) образца S040 с мольной долей олова $x \approx 0.073$ после отжига при 400°C, записанные от зеркального (1) и от матового (2) участков поверхности.

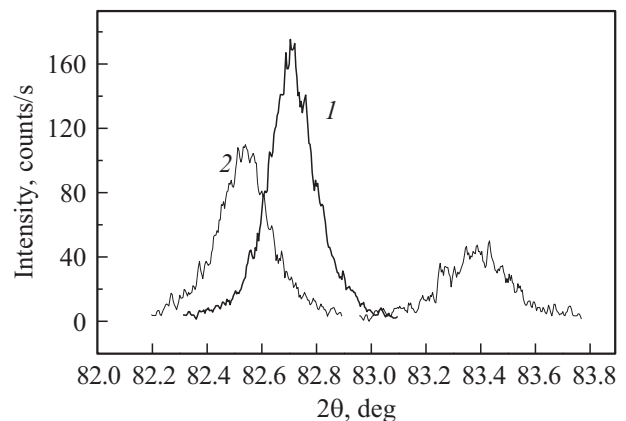


Рис. 6. Кривые качания третьего кристалла-анализатора на максимумах кривых качания слоя GeSn, представленных на рис. 5. 1, 2 — зеркальный и матовый участки поверхности соответственно.

$a_{\text{relax}} = \{(1 - \nu)/(1 + \nu)\}(a_{\perp} - a_{\parallel}) + a_{\parallel}$, где ν — коэффициент Пуассона слоя, a_{\perp} и a_{\parallel} — параметры решетки слоя перпендикулярно и параллельно плоскости (001), определяемые на рефлексах (004) и (224) соответственно. Эти же значения использовались нами для вычисления процента пластической релаксации слоя GeSn: $\text{rel} = 100 \cdot (a_{\parallel} - a_{\text{Ge}})/(a_{\text{relax}} - a_{\text{Ge}})$, где a_{Ge} — значение параметра решетки буферного слоя германия в плоскости срастания ($a_{\text{Ge}} = 5.6666 \text{ \AA}$). Величина a_{Ge} больше значения $a_{\text{relax}}(\text{Ge}) = 5.6577 \text{ \AA}$. Полностью релаксированная при температуре роста решетка слоя Ge становится упругорастянутой при комнатной температуре из-за большего коэффициента термического расширения германия по сравнению с кремнием ($6.1 \cdot 10^{-6}$ и $2.33 \cdot 10^{-6} \text{ см} \cdot \text{К}^{-1}$ соответственно).

Значение параметра решетки слоя GeSn, измеренное после роста образца S041 (5.6939 \AA , мольная доля олова $x \approx 0.044$), не изменяется после отжига при 400°C ($a_{\text{relax}} = 5.6939 \text{ \AA}$, рефлекс (400)) и даже немного возрастает после отжига при 500°C ($a_{\text{relax}} = 5.7017 \text{ \AA}$, рефлекс (500)), тогда как доля пластической релаксации возрастает от 47.6% после отжига при 400°C до 67.2% после отжига при 500°C . Совсем по-другому ведет себя образец S040. Из-за большей концентрации олова ($a_{\text{relax}} = 5.7188 \text{ \AA}$, $x \approx 0.073$) уже отжиг при 300°C приводит к понижению концентрации олова ($a_{\text{relax}} = 5.7052 \text{ \AA}$, рефлекс (300)), тогда как при 400°C наблюдается частичное диспропорционирование состава слоя GeSn на две различных концентрации олова, а после отжига при 500°C большая часть олова выходит на поверхность эпитаксиального слоя.

Нами получены также и квантовые ямы Ge/GeSn/Ge шириной 7 нм, с мольной долей олова 0.11. Отжиг образца с квантовой ямой вплоть до температуры 600°C не приводит к существенной трансформации вида рентгеновской дифрактограммы, поскольку уровень накопленных гетероэпитаксиальных напряжений в тонком слое квантовой ямы не столь велик, как в слоях GeSn толщиной 0.5 мкм, рассматриваемых в данной работе.

4. Заключение

В работе показано, что слои GeSn закритической толщины, выращенные на релаксированных буферных слоях германия методом МПЭ при низких температурах ($\sim 150^{\circ}\text{C}$), не проявляют признаков пластической релаксации. В плоскости срастания параметры кристаллической решетки GeSn вплоть до мольной доли олова $x \approx 0.07$ в точности совпадают с параметрами в плоскости срастания буферного слоя германия на кремниевой подложке, т. е. находятся под действием двусосных напряжений сжатия. В свою очередь полностью пластически релаксированный при температуре эпитаксии слой германия испытывает при комнатной температуре упругие напряжения двусосного растяжения из-за различия коэффициентов термического расширения кремния и германия.

Метастабильное состояние напряженного слоя GeSn является неустойчивым. При термообработках в области умеренных температур ($400\text{--}600^{\circ}\text{C}$, в зависимости от мольной доли олова в слое) имеет место пластическая релаксация. Процесс релаксации сопровождается частичным фазовым распадом GeSn, сначала с повышением средней концентрации олова в более устойчивых фрагментах слоя, а затем с выходом олова на поверхность эпитаксиального слоя. Также возможно встраивание олова в нижележащий буферный слой германия. Это существенно ограничивает диапазон допустимых режимов термообработки структур на основе GeSn в случае изготовления приборов на их основе. В то же время структуры с квантовыми ямами Ge/GeSn/Ge допускают использование более высоких температур вследствие меньшей величины накопленных гетероэпитаксиальных напряжений. Максимальная мольная доля олова в выращенных нами слоях GeSn составляет $x \approx 0.11$.

Образование метастабильного упругонапряженного состояния слоев $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ закритической толщины в случае выращивания их методом МПЭ при низкой температуре на пластинах кремния, покрытых германием, препятствует использованию их в качестве стрессорных для последующего выращивания слоев $\text{Ge}_{1-y}\text{Sn}_y$ ($y < x$). Стрессорный слой предназначен для формирования напряжений двусосного растяжения в рабочем слое $\text{Ge}_{1-y}\text{Sn}_y$ с целью достижения прямой структуры запрещенной зоны при относительно низкой мольной доле олова. Для получения пластически релаксированных слоев $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ при МПЭ целесообразно выращивать их непосредственно на кремнии, без использования промежуточного буферного слоя германия. В этом случае несоответствие периодов кристаллических решеток материалов гетероперехода Si/GeSn будет близко к 5% вместо $\sim 1\%$ для гетероперехода Ge/GeSn, что неизбежно приведет к пластической релаксации эпитаксиального слоя при относительно малой (на уровне 100 нм) толщине.

Работа поддержана грантами РФФИ № 13-02-00680, РНФ 14-22-00273.

Список литературы

- [1] S. Ogus, W. Paul, T.F. Deutsch, B.Y. Tsaur, D.V. Murphy. Appl. Phys. Lett., **43**, 848 (1983).
- [2] R.A. Sofèr, L. Friedman. Superlat. Microstruct., **14**, 189 (1993).
- [3] O. Gurdal, P. Desjardins, J.R.A. Carlsson, N. Taylor, H.H. Radamson, J.-E. Sundgren, J.E. Greene. J. Appl. Phys., **83**, 162 (1998).
- [4] G. He, H.A. Atwater. Phys. Rev. Lett., **79**, 1937 (1997).
- [5] J. Mathews, R.T. Beeler, J. Tolle, C. Xu, R. Roucka, J. Kouvetakis, J. Menéndez. Appl. Phys. Lett., **97**, 221 912 (2010).
- [6] R. Ragan, H.A. Atwater. Appl. Phys. Lett., **77**, 3418 (2000).
- [7] G. Grzybowski, R.T. Beeler, L. Jiang, D.J. Smith, J. Kouvetakis, J. Menendez. Appl. Phys. Lett., **101**, 072 105 (2012).

- [8] J. Mathews, R. Roucka, J. Xie, S.-Q. Yu, J. Menéndez, J. Kouvetakis. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 133 506 (2009).
- [9] S. Su, B. Cheng, C. Xue, W. Wang, Q. Cao, H. Xue, W. Hu, G. Zhang, Y. Zuo, Q. Wang. *Opt. Express*, **19**, 6400 (2011).
- [10] M.R. Bauer, C.S. Cook, P. Aella, J. Tolle, J. Kouvetakis, P.A. Crozier, A.V.G. Chizmeshya, D.J. Smith, S. Zollner. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 3489 (2003).
- [11] H. Lin, R. Chen, W. Lu, Y. Huo, T.I. Kamins, J.S. Harris. *Appl. Phys. Lett.*, **100**, 102 109 (2012).
- [12] Ю.Г. Садофьев, В.П. Марговицкий, М.А. Базалевский. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **78**, 47 (2014).
- [13] J.W. Mattheews, A.E. Blakeslee. *J. Cryst. Growth*, **27**, 118 (1974).
- [14] R. People, J. Bean. *Appl. Phys. Lett.*, **47**, 322 (1985).
- [15] F.Y. Huang. *Phys. Rev. Lett.*, **85**, 787 (2000).
- [16] H. Lin, R. Chen, Y. Huo, T.I. Kamins, J.S. Harris. *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 261 917 (2011).
- [17] V.G. Deibuk, Yu.G. Korolyuk. *ФТП*, **36**, 1153 (2002).
- [18] A. Krost, G. Bauer, J. Woitok. In: *High Resolution X-ray Diffraction in Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers*, ed. by G. Bauer, W. Richter (Springer, 1996) p. 287.

Редактор Л.В. Шаронова

Ge/GeSn heterostructures grown on Si(100) by molecular-beam epitaxy

Yu.G. Sadofyev⁺, V.P. Martovisky⁺,
M.A. Bazalevsky⁺, A.V. Klekovkin⁺,
D.V. Averyanov^{*}, I.S. Vasil'evskii^{*}

⁺ Lebedev Physical Institute,
Russian Academy of Sciences,
119991 Moscow, Russia

^{*} National Nuclear Research University „MEPHI“,
115409 Moscow, Russia

Abstract GeSn molecular-beam epitaxy (MBE) growth on Si(100) wafers coated with germanium buffer layer has been provided. Reflection high-energy electron diffraction, atomic force microscopy, Rutherford backscattering, X-ray diffraction and Raman scattering methods were used for investigation of the samples. It was revealed that 0.5 μm thick GeSn layers with the Sn molar fraction up to 0.073 are elastically strained. GeSn lattice corresponds exactly to Ge lattice even at overcritical thickness of the GeSn layer. A rapid thermal annealing was applied to convert the elastically strained metastable GeSn layers to relaxed ones. Ge/GeSn quantum well structures with the Sn molar fraction up to 0.11 has been obtained.