

Влияние числа пар слоев на качество сверхрешеток типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$, наращиваемых методом молекулярно-пучковой эпитаксии при компьютерном управлении процессом изготовления

© Г.Ф. Кузнецов[¶]

Институт радиотехники и электроники Российской академии наук,
141190 Фрязино, Россия

(Получена 2 июля 2008 г. Принята к печати 2 сентября 2008 г.)

По заданной программе компьютерного управления процессом наращивания выращены сверхрешетки типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ с числом пар чередующихся слоев $N_1 = 12$, $N_2 = 6$ и $N_3 = 3$. Рентгеновскими методами количественного анализа измерены величины периодов $T_1 = 22$ нм, $T_2 = 22.5$ нм, $T_3 = 22.3$ нм и концентрации InAs в твердом растворе $x_1 = 0.09$, $x_2 = 0.091$ и $x_3 = 0.092$ в этих сверхрешетках. В сверхрешетке с $N_1 = 12$ зарегистрирована пластическая деформация. В сверхрешетках с $N_2 = 6$ и $N_3 = 3$ пластическая деформация в процессе наращивания не произошла. Полученные величины периодов оказались примерно вдвое меньше и концентрация твердых растворов на одну треть меньше, чем задавалось компьютерной программой. Измеренные и рассчитанные величины упругих напряжений оказались равными $\sigma_{2N} = 2.43 \cdot 10^6$ Па и $\sigma_{2N-1} = -0.88 \cdot 10^9$ Па, при которых в слоях сверхрешетки с $N_1 = 12$ произошла пластическая деформация. В сверхрешетках с $N_2 = 6$ и $N_3 = 3$ упругие напряжения $\sigma_{2N} = 1.96 \cdot 10^6$ Па, $\sigma_{2N-1} = -1.45 \cdot 10^9$ Па и $\sigma_{2N} = 0.99 \cdot 10^6$ Па, $\sigma_{2N-1} = -1.88 \cdot 10^9$ Па соответственно. Они оказались недостаточными для инициирования процесса генерации дислокаций.

PACS: 81.07.St, 81.70.Fy, 61.05.cp

1. Введение

В 70-х–начале 80-х годов прошлого века интерес ученых к полупроводниковым сверхрешеточным структурам вполне определился [1–14]. Однако тогда преобладало стремление получать в наращиваемых сверхрешетках большое число пар чередующихся слоев, буквально от сотни до тысячи [2,6,11–13]. Это сдерживало разработку технологии успешного выращивания сверхрешеточных приборных структур. Со временем пришли к пониманию того, что основные физические явления и эффекты могут проявляться и в сверхрешеточных структурах с довольно малым числом пар чередующихся слоев в сверхрешетке [15–21]. Для большепериодных ($T > 100$ нм) сверхрешеток (БПСР) стали ограничиваться 10–12 парами чередующихся слоев, для малопериодных сверхрешеток (МПСР) ($T \leq 100$ нм) ограничивались от нескольких десятков до сотни чередующихся слоев в сверхрешетках.

Аппаратура и методика рентгеновского дифрактометрического (РД) и топографического (РТГ) количественного анализа отдельных сверхрешеток и сверхрешеточных приборных структур подробно описаны в [15–21].

Двухкристальный рентгеновский спектрометр нами реализован на серийном рентгеновском дифрактометре типа ДРОН-2 [15–21]. На нем можно работать как РД методом, так и методом дифракционных псевдокривых качания (ДПКК) [18–21].

В данной статье представлены исследования РД методом и методом ДПКК [15–17] модельных образцов

МПСР типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$, выращенных в ИРЭ РАН методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) по одной и той же программе компьютерного управления процессом наращивания. На одинаковых монокристаллических подложках (001)GaAs(Cr) наращивались сверхрешетки с двенадцатью парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, т.е. с $N_1 = 12$ в 1-м образце; во 2-м с шестью парами $N_2 = 6$ и в 3-м с тремя парами $N_3 = 3$ тех же чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ в сверхрешетках. Такие образцы МПСР предназначались в качестве фотоприемников и оптических модуляторов в нанометровом диапазоне длин волн. Кроме того, эти образцы МПСР наращивались и с целью проверки стабильности технологии и воспроизводимости параметров МПСР при уменьшении числа циклов повторения наращиваемых методом МПЭ пар слоев в сверхрешетках.

2. Экспериментальные результаты

Для сверхрешеток типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ с числом пар чередующихся слоев $N_1 = 12$ на РД спектре (рис. 1, а) дифракционный максимум от подложки (001)GaAs J_1 хорошо выделяется среди множества его сателлитов $J_{\pm j}$, где $j = 1, 2, 3, \dots$ порядковые номера сателлитов. Однако для данного типа сверхрешеток возникла проблема распознавания основного максимума J_0 от сверхрешетки. При наших более ранних исследованиях сверхрешеток типа $\text{GaP}_{1-x}\text{As}_x/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ [7–10] и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ [4–5], при анализах как РД

[¶] E-mail: gfk217@ire216.msk.su

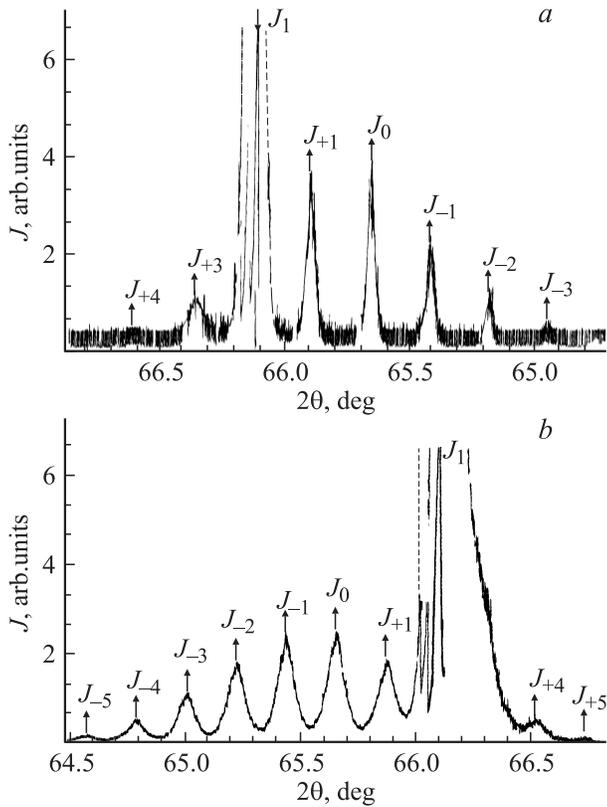


Рис. 1. Рентгеновские спектры малопериодной ($T_1 = 22$ нм) сверхрешетки типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ с $N_1 = 12$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, измеренные в отражении (004) монохроматического $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения. J_1 — дифракционный максимум от подложки; J_0 — основной максимум от сверхрешетки; J_{ij} — его сателлиты. Спектры измерены методами: *a* — рентгеновским дифрактометрическим, *b* — дифракционных псевдокривых качения.

методом [7–10], так и методом ДПКК [15–21] такая проблема не возникала. Напомним, что различие методов РД и ДПКК заключается только в том, что в обоих методах дифракционные кривые снимаются при $\theta-2\theta$ -сканировании образца и счетчика, но при РД съемке перед счетчиком устанавливается узкая (50 мкм) щель, а при ДПКК — щель со счетчика удаляется и угловой размер входного окна счетчика увеличивается приблизительно до $\sim 2^\circ$.

Таким образом, для сверхрешеток типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ при множестве зарегистрированных дифракционных максимумов (рис. 1, *a*) возникает проблема: как различить на дифрактограмме главный или основной максимум от сверхрешетки J_0 от максимумов его сателлитов? Например, на РД спектре (рис. 1, *a*) зарегистрировано восемь дифракционных максимумов различной интенсивности от первой модельной сверхрешетки с $N_1 = 12$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$. На ДПКК спектре от этой же модельной МПСР зарегистрировано (рис. 1, *b*) еще больше дифракционных максимумов — 10. Последнее обуслов-

лено тем, что при полностью открытом входном окне сканирующего счетчика проявляются его благоприятные накопительные функции. В таком случае он воспринимает более длительное время как когерентное, так и некогерентно рассеянное рентгеновское излучение. При этом на обеих кривых наиболее сильные максимумы регистрировались при интенсивности 10^4 имп/с, а более слабые при 10^2 имп/с для РД (рис. 1, *a*) и соответственно при 10^3 имп/с и $2 \cdot 10^2$ имп/с на ДПКК спектрах (рис. 1, *b*). Максимум J_1 от подложки (001)GaAs легко выделяется, так как он на порядки величины более интенсивный и к тому же его положение для известной подложки заранее рассчитывается по закону Вульфа–Брэгга. Что же касается распознавания основного максимума J_0 от МПСР и его сателлитов $J_{\pm j}$, то в этом мы исходим из заключения теории кинематической, полудинамической и динамической рентгеновской дифракции на сверхрешетках [22,23]. В этих теориях утверждается, что положительные и отрицательные сателлиты располагаются симметрично и эквидистантно по обе стороны от основного максимума J_0 от МПСР или БПСР. При этом интенсивность сателлитов убывает при возрастании порядкового номера сателлитов. Положительными называют те сателлиты, у которых углы вульф-брэгговской дифракции ($\theta_{+j} > \theta_0$) больше, а у отрицательных меньше ($\theta_{-j} < \theta_0$) угла дифракции основного максимума J_0 от МПСР или БПСР.

На РД спектре рис. 1, *a* от модельной МПСР $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ зарегистрирован в монохроматическом $\text{CuK}\alpha_1$ -излучении наиболее сильный дифракционный максимум J_1 от подложки (001)GaAs. Справа от него имеется 5 максимумов, интенсивность трех последних из которых резко последовательно уменьшается. Слева от максимума подложки также имеется 2 дополнительных максимума. Причем ближний из них к максимуму подложки — более интенсивный, а второй — едва различим. Вполне очевидно, что все эти дополнительные 7 дифракционных максимумов созданы дифракцией от данной модельной МПСР. Поскольку на рис. 1, *a* ближайший к максимуму от подложки J_1 максимум от сверхрешетки со стороны меньших углов J_{+1} имеет немного меньшую интенсивность, чем соседний с ним более удаленный, именно этот более интенсивный и более удаленный от максимума подложки и будем считать основным максимумом J_0 от МПСР [1]. Тогда справа от него находятся отрицательные сателлиты J_{-1}, J_{-2}, J_{-3} с резко уменьшающейся последовательно интенсивностью.

На дифракционной кривой (рис. 1, *b*), измеренной на том же образце методом ДПКК и являющейся зеркальным отражением относительно РД спектра на рис. 1, *a*, еще заметнее меньшая интенсивность ближайшего к максимуму от подложки J_1 основного максимума от сверхрешетки $J_0 > J_{+1}$ по сравнению с интенсивностью его отрицательного сателлита 1-го порядка J_{-1} . Более того, интенсивность положительного сателлита J_{+1} на ДПКК спектре (рис. 1, *b*) заметно меньше интенсивности

одноименного с ним отрицательного сателлита J_{-1} , тогда как интенсивности отрицательных сателлитов более высоких порядков J_{-4} , J_{-5} практически одинаковы по интенсивности с положительными сателлитами такого же порядка J_{+4} , J_{+5} .

На спектре рис. 1, *a*, измеренном по РД методу, только один положительный сателлит J_{+2} тонет на фоне чрезвычайно сильного дифракционного максимума J_1 от подложки (001)GaAs, тогда как на рис. 1, *b*, измеренном по методу ДПКК, хорошо видно, что 2 положительных сателлита 2-го J_{+2} и 3-го J_{+3} порядков от МПРС „утонали“ в весьма уширенном максимуме J_1 от подложки (001)GaAs. Уширение последнего обусловлено не только его большой интенсивностью дифракции, но и особенно сильным некогерентным рассеянием $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения на дефектах самой монокристаллической подложки (001)GaAs. Как показывает рентгенопографическая (РТГ) съемка, дефектами кристаллической решетки самих подложек монокристаллического (001)GaAs(Cr), легированного хромом, в данном случае является ее ячеистая дислокационная структура (ЯДС). Рентгенопрограммы, демонстрирующие ЯДС в подложках (001)GaAs(Cr), были приведены в работах [19–22]. Именно ЯДС обуславливает некогерентное рассеяние от монокристаллической подложки (001)GaAs падающего на сверхрешеточную структуру рентгеновского монокристаллического $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения. Таким образом, некогерентное рассеяние особенно сильно перекрывает сателлиты сверхрешетки, наиболее близкие по своему угловому положению к дифракционному максимуму от самой подложки J_1 . На рис. 1, *a* достаточно хорошо различим сателлит J_{+3} на РД, тогда как сателлит J_{+4} на ней едва просматривается. Кроме того, интенсивности зарегистрированных на РД отрицательных сателлитов меньше симметричных им положительных сателлитов (J_{-1} , J_{-2} , $J_{-3} < J_{+1}$, J_{+3} , J_{+4}). Поэтому сателлит J_{-4} на РД вообще не проявился. Тогда как на дифрактограмме рис. 1, *b*, измеренной по методу ДПКК, проявились даже сателлиты более высоких порядков, а именно J_{-4} , J_{-5} , а также J_{+4} , J_{+5} . Притом последние пары одноименных сателлитов различных знаков оказались практически одинаковой интенсивности, хотя интенсивность сателлитов 1-го порядка при этом на ДПКК стала, наоборот, меньше у положительного сателлита, чем у отрицательного $J_{+1} < J_{-1}$.

Из выше изложенного становится очевидным, что картина симметричного расположения сателлитов получается только в том случае, если за основной максимум J_0 от МПРС принять второй максимум от сверхрешетки со стороны меньших дифракционных углов от максимума J_1 подложки (001)GaAs(Cr).

Приведенные аргументы, по-видимому, достаточны для подтверждения правильности выбора углового положения основного максимума J_0 от данного типа сверхрешетки. Кстати, стоит напомнить, что от правильности выбора основного дифракционного максимума от сверхрешетки J_0 зависит и правильность измерения и расчета

величины концентрации твердого раствора в чередующихся слоях сверхрешетки по РД данным (рис. 1, *a*). Расчетные формулы см. в работах [16,18,19,21,22].

Таким образом, идентифицировав основной максимум от МПРС J_0 и измерив угловое расстояние $\Delta(2\theta_{01}^{\pm}) = 7.9994 \cdot 10^{-3}$ рад между основным максимумом МПРС J_0 и ее подложки J_1 , можно по формулам, приведенным в [16,18,19,21,22], рассчитать величину периода данной МПРС. Для образца с $N_1 = 12$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ получаем величину периода $T_1 = 23$ нм. Используя $\Delta\theta_{01}^{\pm} = 3.9997 \cdot 10^{-3}$ рад и учитывая фактор Хорнстра, вычисленный по формуле (3) в [22], рассчитываем величину концентрации InAs $x_1 = 0.09$ в твердом растворе в чередующихся слоях этой сверхрешетки. Таким образом, ее состав оказался равным $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}$. Фактор Хорнстра для сверхрешеток следует вычислять по известной формуле, приведенной в [16,18,19,21,22]. В данной статье рассчитаны были сначала факторы Хорнстра отдельно для соединений GaAs и InAs. Затем вычислен был фактор Хорнстра для твердого раствора в чередующихся слоях сверхрешетки $\text{In}_{0.091}\text{Ga}_{0.909}\text{As}$, который оказался равным приблизительно $H = 1.006$. Кроме того, при сопоставлении ширины линий сателлитов по данным методов РД и ДПКК (рис. 1, *a* и рис. 1, *b*) для МПРС с $N_1 = 12$ и $T_1 = 23$ нм оказалось, что их ширины по методу ДПКК приблизительно в 2.5 раза больше, чем по методу РД. Это свидетельствует о прошедшей в процессе наращивания пластической деформации посредством генерации рядов дислокций в 2–4 пересекающихся системах скольжения в слоях рассматриваемой модельной сверхрешетки [18–22]. В результате слои сверхрешетки разбиты на взаимно разориентированные фрагменты кристаллической решетки, т.е. в результате пластической деформации слоев сверхрешетки в ней образовались мозаичные блоки [19,20], которые и стали физической причиной уширения сателлитов при регистрации их ДПКК методом. Кстати, обнаруженная ячеистая дислокационная структура монокристаллической подложки (001)GaAs(Cr) также является механизмом формирования взаимно разориентированных мозаичных блоков в самой подложке в процессе выращивания ее монокристалла.

Следует заметить также и то, что интенсивности одноименных сателлитов могут различаться (рис. 1, *a*). Например, интенсивность отрицательных сателлитов 1-го J_{-1} и 3-го J_{-3} порядков на этом рисунке примерно вдвое меньше интенсивностей одноименных с ними J_{+1} и J_{+3} положительных сателлитов.

В такой же модельной МПРС, но с числом пар чередующихся слоев $N_2 = 6$ (РД спектр на рис. 2, *a*), измеренная величина $\Delta(2\theta_{01}^{\pm}) = 8.15998 \cdot 10^{-3}$ рад. При расчете она дает величину периода сверхрешетки $T_2 = 22.5$ нм, которая оказалась практически одинаковой с образцом 1. Концентрацию InAs в твердом растворе рассчитываем на основе измерений величины $\Delta\theta_{01}^{\pm} = 4.07999 \cdot 10^{-3}$ рад. Она оказалась равной $x_2 = 0.091$, т.е. это был твердый

раствор $\text{In}_{0.091}\text{Ga}_{0.909}\text{As}$. Таким образом, в сверхрешетке с $N_2 = 6$ парами чередующихся слоев величины периода сверхрешетки $T_2 = 22.5$ нм и концентрации InAs в твердом растворе $x_2 = 0.091$ практически почти такие же, как и у образца 1 МПСП с $N_1 = 12$.

На РД кривой (рис. 2, *a*) от МПСП с $N_2 = 6$ чередующимися слоями зарегистрировано только 3 порядка отрицательных сателлитов J_{-1}, J_{-2}, J_{-3} и 2 положительных сателлита 1-го J_{+1} и 3-го порядка J_{+3} , а сателлит 2-го порядка J_{+2} утонул на фоне очень сильно-

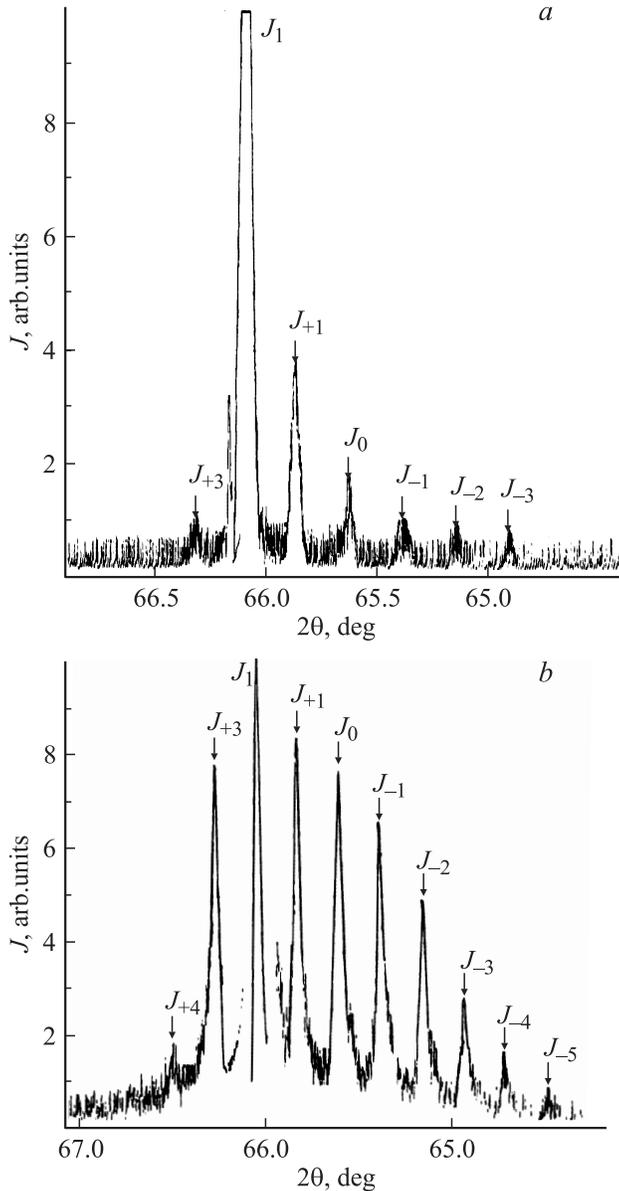


Рис. 2. Рентгеновские спектры малопериодной ($T_2 = 22.5$ нм) сверхрешетки типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs} \dots / (001)\text{GaAs}$ с $N_2 = 6$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, измеренные в отражении (004) монохроматического $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения. J_1 — дифракционный максимум от подложки, J_0 — основной максимум от сверхрешетки и его сателлиты $J_{\pm j}$. Спектры измерены методами: *a* — рентгеновским дифрактометрическим, *b* — дифракционных псевдоточечных качания.

го дифракционного максимума от монокристаллической подложки (001)GaAs. При этом интенсивность J_{+1} примерно в 5 раз превышает интенсивность симметричного ему отрицательного сателлита J_{-1} . На ДПКК спектре (рис. 2, *b*) число зарегистрированных отрицательных сателлитов увеличилось до 5: $J_{-1}, J_{-2}, J_{-3}, J_{-4}, J_{-5}$ и положительных до 3: J_{+1}, J_{+3}, J_{+4} , тогда как сателлит J_{+2} оказался спрятанным в максимуме от подложки. Интенсивности сателлитов J_{+1}, J_{+3} превышают J_{-1} незначительно, а интенсивность J_{+3} превосходит J_{-3} почти в 3 раза, между тем как интенсивности сателлитов 4-го порядка J_{+4} и J_{-4} , судя по рис. 2, *b*, оказались практически одинаковыми.

Главным отличием является то, что в образце МПСП с $N_2 = 6$ парами чередующихся слоев ширины линий сателлитов на кривых, измеренных методами РД (рис. 2, *a*) и ДПКК (рис. 2, *b*), оказались практически одинаковыми. Это доказывает, что в данном образце сверхрешетки с 6 парами ($N_2 = 6$) чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ не произошло генерации дислокаций, и, следовательно, нет пластической деформации, т.е. данная сверхрешетка выращена практически идеальной.

В образце 3 того же типа МПСП, но с числом пар $N_3 = 3$ чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ и выращенным по той же компьютерной программе, на РД спектре (рис. 3, *a*), имеется необычная особенность. Помимо весьма интенсивного дифракционного максимума от подложки J_1 , достаточно четко зарегистрировано еще 4 сверхрешеточных максимума, а именно весьма слабенький основной максимум J_0 от сверхрешетки и три положительных сателлита 1-го порядка J_{+1} , 5-го J_{+5} и 6-го J_{+6} порядков. Сателлиты 2-го J_{+2} , 3-го J_{+3} и 4-го J_{+4} порядков практически тонут в фоне некогерентного рассеяния от ячеистой дефектной структуры (ЯДС) монокристаллической подложки (001)GaAs(Cr), легированной хромом (см. рентгенопограммы, характеризующие ЯДС таких подложек в работах [19–22]). Хотя на рис. 3, *a* обозначен сателлит J_{+4} , но это лишь условно. Его очень трудно выделить на фоне сильного максимума J_1 от подложки. На рентгенодифрактограмме рис. 3, *a* от образца МПСП с $N_3 = 3$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ не зарегистрировано ни одного отрицательного сателлита. Исходя из этого можно достоверно утверждать только то, что интенсивность отрицательных сателлитов для данного образца при рентгеновской дифракции в общем существенно меньше, чем интенсивности положительных сателлитов. Подобное явление автором наблюдается не впервые [18–22]. Однако по спектру на рис. 3, *a* можно измерить величину $\Delta(2\theta_{01}^{\pm}) = 8.203047 \cdot 10^{-3}$ рад и рассчитать параметры МПСП с 3 парами ($N_3 = 3$) чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$. Ее параметры следующие: $T_3 = 22.3$ нм и $x_3 = 0.092$.

Съемка этого же образца сверхрешетки с $N_3 = 3$ методом ДПКК преподнесла нам неожиданный сюрприз (рис. 3, *b*). Только слева от дифракционного максимума подложки J_1 четко зарегистрировано фактически

15 дифракционных максимумов от самой сверхрешетки, а справа от максимума подложки J_1 с трудом можно выделить только приблизительно еще 2 максимума сателлитов от сверхрешетки, а именно положительные сателлиты 9-го J_{+9} и 10-го J_{+10} порядков, которые едва различимы. Наиболее интенсивный максимум слева от дифракционного максимума подложки J_1 является лишь положительным сателлитом 4-го порядка J_{+4} . Тогда как основной максимум от сверхрешетки J_0 является лишь 5-м от максимума подложки J_1 . Слева от него располагаются отрицательные сателлиты от 1-го до 10-го порядков $J_{-1}, J_{-2}, J_{-3}, \dots, J_{-10}$. Номера последних сателлитов на рис. 3, *b* не обозначены, хотя их максимумы достаточно хорошо прописаны на спектре ДПКК. Дифракционные

максимумы положительных сателлитов $J_{+5}, J_{+6}, J_{+7}, J_{+8}$ полностью утонули в фоне некогерентного рассеяния от ЯДС подложки, которая со всей очевидностью имеется в монокристаллической подложке (001)GaAs(Cr) [19–22].

Из измерения по рентгенодифрактограмме на рис. 3, *a* и ДПКК (рис. 3, *b*) для образца МПСР с $N_3 = 3$ получили величину $\Delta(2\theta_{01}^\perp) = 8.203047 \cdot 10^{-3}$ рад. Тогда расчет дает величину периода этой сверхрешетки $T_3 = 22.3$ нм и величину ее концентрации твердого раствора $x_3 = 0.092$, т.е. состав твердого раствора в сверхрешетке с числом пар чередующихся слоев $N_3 = 3$ оказался $\text{In}_{0.092}\text{Ga}_{0.908}\text{As}/\text{GaAs}$. В двух других образцах с большим числом пар чередующихся слоев $N_1 = 12$ и $N_2 = 6$ концентрация твердого раствора в этих сверхрешетках оказалась почти такой же, т.е. $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}/\text{GaAs}$ и $\text{In}_{0.091}\text{Ga}_{0.909}\text{As}/\text{GaAs}$ соответственно.

Теперь становится понятным, что на РД спектре рис. 3, *a* видим слева от максимума подложки J_1 первый положительный J_{+1} сателлит. Тогда как положительные сателлиты 2-го J_{+2} и 3-го J_{+3} , а фактически и 4-го порядков J_{+4} тонут в фоне некогерентного рассеяния от дефектов подложки. Только сателлиты J_{+5} и J_{+6} выявляются достаточно хорошо, тогда как сателлит 4-го порядка J_{+4} фактически лишь с трудом обозначается. На ДПКК спектре (рис. 3, *b*) этого же образца сверхрешетки с $N_3 = 3$ чередующихся слоев $\text{In}_{0.092}\text{Ga}_{0.908}\text{As}/\text{GaAs}$ едва выявляются сателлиты J_{+9} и J_{+10} , тогда как сателлиты $J_{+5}, J_{+6}, J_{+7}, J_{+8}$ тонут в сильнейшем фоне дифракционного максимума от самой монокристаллической подложки (001)GaAs(Cr) в монохроматическом излучении $\text{CuK}\alpha_1$ и весьма сильного фона некогерентного рассеяния на дефектах ячеистой дислокационной структуры самой подложки. Притом интенсивность всех положительных сателлитов $J_{+1}, J_{+2}, J_{+3}, J_{+5}, \dots, J_{+9}, J_{+10}$ больше интенсивностей отрицательных сателлитов того же порядка.

Как следовало ожидать для этого образца МПСР с $N_3 = 3$, измеренная и рассчитанная по всем сателлитам на РД кривой (рис. 3, *a*) величина периода МПСР оказалась $T_3 = 22.3$ нм. Таким образом, компьютерная программа удовлетворительно выдерживает заданную одинаковую величину периода МПСР независимо от числа пар ($N_1 = 12, N_2 = 6, N_3 = 3$) чередующихся слоев. Концентрация InAs в твердом растворе в чередующихся слоях этих трех образцов сверхрешеток также выдерживается почти одинаковой величины, хотя немного возрастает. Однако ее возрастание происходит лишь в третьем знаке от $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}/\text{GaAs}$ до $\text{In}_{0.091}\text{Ga}_{0.909}\text{As}/\text{GaAs}$, $\text{In}_{0.092}\text{Ga}_{0.908}\text{As}/\text{GaAs}$ с уменьшением числа пар чередующихся слоев. Это связано, по всей вероятности, с тем, что при постоянной мощности нагревателя температура испарения индия немного возрастает. В связи с этим увеличивается немного и количество испаряющегося индия, который в несколько больших количествах входит в твердый раствор в после-

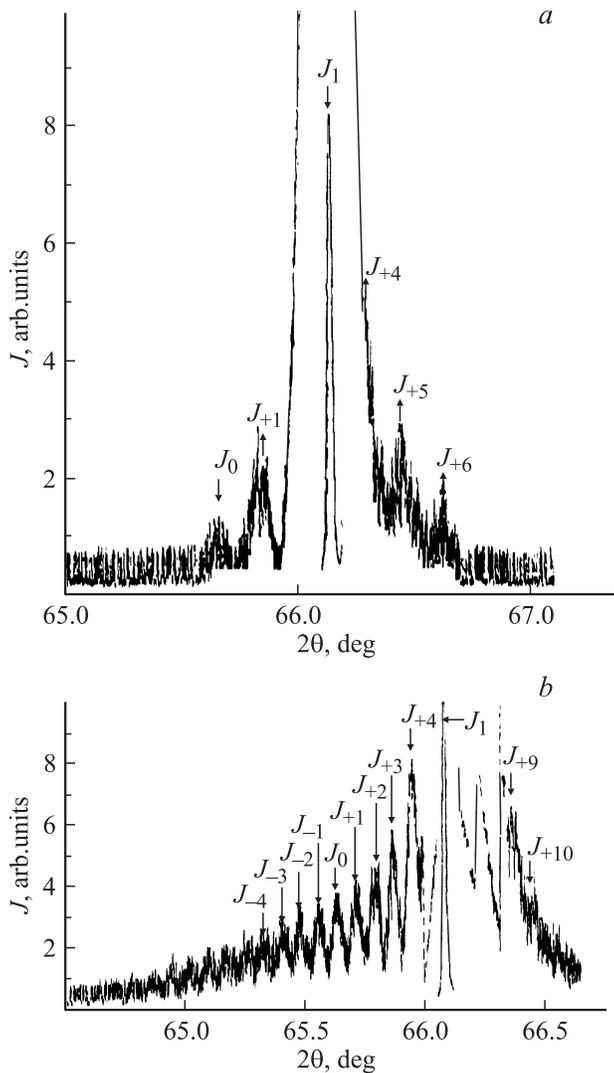


Рис. 3. Рентгеновские спектры малопериодной ($T_2 = 22.3$ нм) сверхрешетки типа $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ с $N_3 = 3$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, измеренные в отражении (004) монохроматического $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения. J_1 — дифракционный максимум от подложки, J_0 — основной максимум от сверхрешетки и его сателлиты. Спектры измерены методами: *a* — рентгеновским дифрактометрическим, *b* — дифракционных псевдokrивых качания.

довательности наращивания этих 3 образцов малопериодных сверхрешеток.

Ширины сателлитов на спектрах РД (рис. 3, *a*) и ДПКК (рис. 3, *b*), как видим, также практически одинаковы. Это означает, что в данном модельном образце сверхрешетки с $N_3 = 3$, так же, как и в образце с $N_2 = 6$, не произошло пластической деформации слоев сверхрешеток в процессе наращивания. Эта сверхрешетка была выращена практически идеальной, несмотря на дефектность ее подложки GaAs, в которой была обнаружена ячеистая дислокационная структура (см., например, рис. 3 в работе [22]).

3. Причины расхождения полученных параметров МПСР с тем, что закладывалось в компьютерную программу автоматического управления процессом выращивания сверхрешеток

Предполагалось посредством используемой компьютерной программы получить сверхрешетки с величинами периода, равными $T = 52.5$ нм, и концентрацией твердого раствора $\text{In}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{As}$. Результаты же проведенных измерений РД и ДПКК дали в 2 с лишним раза меньшие величины периодов выращенных трех МПСР; концентрации InAs в твердом растворе оказались на 1/3 меньше, чем закладывалось в управляющую компьютерную программу.

Полученные результаты свидетельствуют о главном, что при выращивании всех 3 образцов МПСР параметры условий выращивания методом МПЭ сохранялись практически одинаковыми. Однако температура источников, обеспечивающих испарение компонент, при МПЭ была указана более заниженной, чем требовалось для правильно работающей компьютерной программы. Именно заниженные температуры источников привели к снижению величины периода и уменьшению концентрации InAs в твердом растворе в чередующихся слоях сверхрешеток.

Кроме того, изучая сверхрешетки других бинарных соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ и их трехкомпонентных твердых растворов [1–8], автор замечал, что при переходе от РД метода к методу ДПКК при дифракции на сверхрешетках число регистрируемых сателлитов на дифрактограмме ДПКК увеличивается всего на 2–3. А в данном случае, именно для сверхрешетки с $N_3 = 3$ парами чередующихся слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, число сателлитов обоих знаков с 4 на РД увеличивается на спектре ДПКК до 17, т. е. увеличивается в 4 раза!

Мне приходилось изучать большепериодные сверхрешетки (БПСР) типа $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs} \dots / (001)\text{GaAs}$ с периодом $T_4 = 100\text{--}130$ нм и только с двумя парами $N_4 = 2$ чередующихся слоев [6]. На ее РД спектре был зарегистрирован основной J_0 сравнительно слабый

максимум, а также два довольно сильных отрицательных сателлита J_{-1} и J_2 и один более слабый положительный сателлит J_{+2} , тогда как метод ДПКК вообще не смог зарегистрировать наличие большепериодной сверхрешетки в этом образце. Это означало, что в данной БПСР с двумя парами $N_4 = 2$ чередующихся слоев произошла мощная генерация дислокаций, т. е. пластическая деформация в слоях самой сверхрешетки. И весь рентгенодифракционный спектр от такой сверхрешетки просто утонул в некогерентном отражении рентгеновского излучения от дефектов монокристаллической подложки (ее ячеистой дислокационной структуры) и генерированной дислокационной дефектной структуры в самой сверхрешетке.

К сожалению, мы пока не можем извлекать количественную информацию из данных по различию интенсивностей одноименных сателлитов в рентгеновском дифракционном спектре изучаемых сверхрешеток. Для этого требуются серьезные теоретические обоснования. Этот новый экспериментальный результат не следовал из кинематической теории рентгеновской дифракции [9], хотя он нашел некоторое объяснение в наиболее фундаментальной полудинамической и динамической теории рентгеновской дифракции, разработанной в [10,11] при учете модуляции электронной плотности при одновременном изменении межплоскостного расстояния. О подобных от 1.5- до 20-кратных различиях величин интенсивностей одноименных сателлитов при рентгеновской дифракции в сверхрешетках нами докладывалось еще в 1993 г. на 1-й Российской конференции по „Физике полупроводниковых приборов“ [17]. Однако использовать эти новые экспериментальные результаты по различию величин интенсивностей одноименных сателлитов для извлечения полезной количественной информации, необходимой для совершенствования технологии наращивания сверхрешеточных приборных структур твердотельной электроники с заданными физическими характеристиками, мы пока все еще не можем. В зарубежных публикациях эта проблема, насколько нам известно, также все еще не затрагивалась. Следовало бы разработать и теорию, объясняющую различие дифракционной интенсивности как разноименных сателлитов одинакового порядка, так и в целом различия интенсивности набора всех положительных и отрицательных сателлитов при рентгеновской дифракции на сверхрешеточных приборных структурах. Поскольку в сверхрешетке с $N_1 = 12$ парами чередующихся слоев $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}/\text{GaAs}$ обнаружена пластическая деформация самой МПСР, которая произошла в процессе ее наращивания, считаем необходимым рассчитать величины упругих напряжений как в этом образце МПСР, так и в двух других МПСР, где пластическая деформация не произошла.

Теория расчета величин упругих напряжений в чередующихся слоях любых сверхрешеток разработана автором ранее [10,15,18].

Здесь приведем только результаты расчета величин упругих напряжений в верхней паре чередующихся

слоев всех 3 образцов сверхрешеток:

$\text{GaAs}/\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}$

$N_1 = 12$ пар, $T_1 = 23$ нм

$\sigma_{2N} = 2.43 \cdot 10^6$ Па

$\sigma_{2N-1} = -0.88 \cdot 10^9$ Па

$\text{GaAs}/\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}$

$N_2 = 6$ пар, $T_2 = 22.5$ нм

$\sigma_{2N} = 1.96 \cdot 10^6$ Па

$\sigma_{2N-1} = -1.45 \cdot 10^9$ Па

$\text{GaAs}/\text{In}_{0.048}\text{Ga}_{0.952}\text{As}$

$N_3 = 3$ пары, $T_3 = 22.3$ нм

$\sigma_{2N} = 0.99 \cdot 10^6$ Па

$\sigma_{2N-1} = -1.88 \cdot 10^9$ Па.

4. Заключение

Приведенные результаты расчета показывают, что величины упругих напряжений $\sigma_{2N} = 2.43 \cdot 10^6$ Па в верхнем слое GaAs и в прилегающем к нему слое твердого раствора $\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}$ $\sigma_{2N-1} = -0.88 \cdot 10^9$ Па вполне достаточны, чтобы в этом образце МПСР с $N_1 = 12$ парами чередующихся слоев $\text{GaAs}/\text{In}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{As}$ при величине периода $T_1 = 23$ нм в процессе наращивания произошла мощная генерация дислокаций, т.е. произошла пластическая деформация слоев этой сверхрешетки. Тогда как в 2 других сверхрешетках с немного различающимися величинами упругих напряжений пластическая деформация в процессе наращивания не произошла. Зная теорию упругости сверхрешеток [16–22,27], можно заранее сделать расчет такого типа сверхрешеток, чтобы исключить в них возможность прохождения пластической деформации в процессе наращивания. То же касается дефектов кристаллической решетки монокристаллических подложек GaAs, легированных хромом, т.е. обнаруженной в подложках ячеистой дислокационной структуры (ЯДС). В настоящее время технология массивных монокристаллов GaAs(Cr) в принципе может предотвратить образование ЯДС в растущих монокристаллах GaAs [25]. Использование подложек с крупноячеистой (более 600 мкм) дефектной структурой существенно улучшало физические характеристики [25] и длительность безотказной работы полупроводниковых ганновских высокочастотных генераторов. Тогда как при размерах ЯДС менее 60 мкм в подложках GaAs(Cr) вообще не удавалось получить ганновской сверхвысокочастотной генерации в выращенных гомоэпитаксиальных слоях $\text{GaAs}/(001)\text{GaAs}(\text{Cr})$.

В заключение автор благодарит научных сотрудников ИРЭ РАН А. Гука и Ю. Федорова, предоставивших образцы сверхрешеток для рентгеновских исследований.

Список литературы

- [1] Ж.И. Алфёров, Ю.В. Жилиев, Ю.В. Шмарцев. ФТП, **5** (1), 196 (1971).
- [2] A. Segmuller, A.E. Blakeslee. J. Appl. Crystallography, № 6, 19 (1973).
- [3] А.Я. Шик. ФТП, **8** (10), 1841 (1974).
- [4] Ж.И. Алфёров. В кн.: *Наука и человечество. Международный ежегодник* (М., Знание, 1976).
- [5] Р.А. Сурис. Электронная промышленность, № 5, 52 (1977).
- [6] J. Hornstra, W.J. Bartels. J. Cryst. Growth, **44** (5), 513 (1978).
- [7] Ю.П. Хапачев, А.В. Колпаков, Г.Ф. Кузнецов, Р.Н. Кузьмин. Кристаллография, **24** (3), 430 (1979).
- [8] Ю.П. Хапачев, Г.Ф. Кузнецов. Кристаллография, **28** (1), 27 (1983).
- [9] О.Е. Коробов, Г.Ф. Кузнецов, В.Н. Маслов и др. Кристаллография, **28** (4), 647 (1983).
- [10] Г.Ф. Кузнецов. *Тез. докл. IV Всес. совещ. „Дефекты структуры в полупроводниках“* (Новосибирск, Россия, 1984) с. 60.
- [11] M. Quillec, L. Goldstein, G. Le Roux, J. Burgiat. J. Appl. Phys., **55** (8), 2904 (1984).
- [12] H. Ohno, R. Katsumi, T. Takama, H. Hasegawa. Jpn J. Appl. Phys., **24** (9), 1682 (1985).
- [13] E. Bauer, J.H. Van der Merwe. Phys. Rev., **33** (6), 3657 (1986).
- [14] T.H. Chiu, J.E. Zucker, T.K. Woodward. Appl. Phys. Lett., **59** (26), 3452 (1991).
- [15] Ю.В. Гуляев, Л.Ю. Захаров, В.А. Лузанов и др. ДАН СССР, **302** (5), 1098 (1988).
- [16] Г.Ф. Кузнецов. Электрон. техн., сер. 8. Управление качеством, стандартизация, метрология, испытания, № 3 (114), 39 (1985).
- [17] Г.Ф. Кузнецов, А.С. Игнатъев, В.А. Кусиков. Деп. ВИНТИ № 200 093.29.01.93.
- [18] Г.Ф. Кузнецов, В.А. Кусиков, А.В. Колпаков, И.Р. Прудников. *Тез. докл. 1-й Росс. конф. по физике полупроводников* (Н. Новгород, Россия, 1993) т. 2, с. 60.
- [19] Г.Ф. Кузнецов. Автореф. докт. дис. (М., ИРЭ АН СССР, 1998).
- [20] Г.Ф. Кузнецов. Кристаллография, **45** (2), 326 (2000).
- [21] Г.Ф. Кузнецов. Инж. физика, № 1, 39 (2007).
- [22] Г.Ф. Кузнецов. ФТП **41** (10), 1272 (2007).
- [23] А.В. Колпаков, И.Р. Прудников. Вестн. МГУ. Сер. 3, Физика, астрономия, **32** (4), 3 (1991).
- [24] А.В. Колпаков, И.Р. Прудников. *Дифракция рентгеновских лучей в сверхрешетках* (М., Изд-во МГУ, 1992).
- [25] Е.М. Воронкова, Б.Н. Гречушников, Г.И. Дистлер, И.П. Перов. *Оптические материалы для инфракрасной техники* (М., Наука, 1965).
- [26] Г.Ф. Кузнецов, А.А. Телегин, Л.С. Телегина. В кн.: *Процессы роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок* (Наука, Новосибирск, 1975) ч. II, с. 351.
- [27] Г.Ф. Кузнецов. ФТП, **43** (2), 257 (2009).

Редактор Т.А. Полянская

Influence of layer pairs number on the quality of the $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ superlattices growing by the molecular beam epitaxy method at computer control of the growing process

G.F. Kuznetsov

Institute Radioengineering & Electronics,
Russian Academy of Sciences,
141190 Fryazino, Russia

Abstract The modal specimens of little period superlattices ($T < 100$ nm) of the type $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}/\dots/(001)\text{GaAs}$ have been studied by X-ray diffraction method and also by method of X-ray diffraction pseudo-rocking curve. The superlattices have been grown by method of MBE. Number of pairs alternating layers in specimens were $N_1 = 12$, $N_2 = 6$ and $N_3 = 3$. The growing of superlattices was made with using computer program only one for control of growing processes. The sizes of periods superlattices for specimens with $N_1 = 12$, $N_2 = 6$ were about $T = 23$ nm and concentration of solid state solution $x_1 = x_2 = 0.09$. In alternating layers of superlattices with $N_1 = 12$ was discovered plastic deformation, which happened in process growing. The superlattices with $N_2 = 6$, $N_3 = 3$ were not discovered of plastic deformation. Those sizes are next $\sigma_{2N} = 2.43 \cdot 10^6$ Pa and $\sigma_{2N-1} = -0.88 \cdot 10^9$ Pa for superlattice with $N_1 = 12$ pare, $\sigma_{2N} = 1.96 \cdot 10^6$ Pa, $\sigma_{2N-1} = -1.45 \cdot 10^9$ Pa and $\sigma_{2N} = 0.99 \cdot 10^6$ Pa, $\sigma_{2N-1} = -1.88 \cdot 10^9$ Pa for $N_2 = 6$ and $N_3 = 3$ pare accordingly. The elastic stresses in last two samples are not enough fore generating of dislocations.