

- [7] Junhu M., Meirong T. // SPIE, Photo-mechanics and speckle metrology. 1987. V. 814. P. 136-140.
- [8] Волоконная оптика и приборостроение / Под ред. Бутусова М.М. Л.: Машиностроение, 1987. 328 с.

Поступило в Редакцию
30 октября 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 17, вып. 2

26 января 1991 г.

Об.1

© 1991

МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ (МПЭ)
 $GaAs$ НА Si (001) ПОВЕРХНОСТИ,
НАСЫЩЕННОЙ ВОДОРОДОМ

В.Г. Антипов, С.А. Никишин,
Д.В. Синявский

Снижение температуры прогрева кремниевой подложки перед гетероэпитаксией в системе $GaAs/Si$ является одной из задач, на решение которой направлены исследования последних лет. Применение химической обработки, обеспечивающей образование дигидридной поверхностной фазы кремния [1, 2], по-видимому [3], является одним из путей решения указанной задачи.

В данной работе приведены результаты по МПЭ арсенида галлия на кремнии без использования традиционного [4, 5] высокотемпературного (≥ 750 °С) прогрева подложки непосредственно перед ростом.

Применялись стандартные Si подложки, ориентированные в направлении $[100]$ с точностью не хуже $(\pm 20)'$. Предварительная химическая обработка подложек, аналогичная [2, 6], сводилась к следующей последовательности: 1) отмывка в толуоле и ацетоне; 2) окисление в кипящей HNO_3 ; 3) травление в HF ; 4) формирование тонкого окисла в смеси $HCl + H_2O_2 + H_2O$; 5) отмывка в воде. Операции 3 и 4 повторялись несколько раз. После отмывки в воде подложка помещалась в тефлоновый держатель, установленный на центрифуге, обеспечивавшей скорость вращения более 1000 об/мин. Во время сушки подложки на ее поверхность периодически подавались капли раствора плавиковой кислоты в этиловом спирте. Применение аналогичной обработки по данным [2] обеспечивает образование на поверхности подложки защитной фазы дигирида кремния.

Затем подложка на молибденовом держателе передавалась в камеру накопления образцов установки МПЭ ЭП-1301, в которой поддерживалось давление не более $(5-7) \cdot 10^{-8}$ Па.

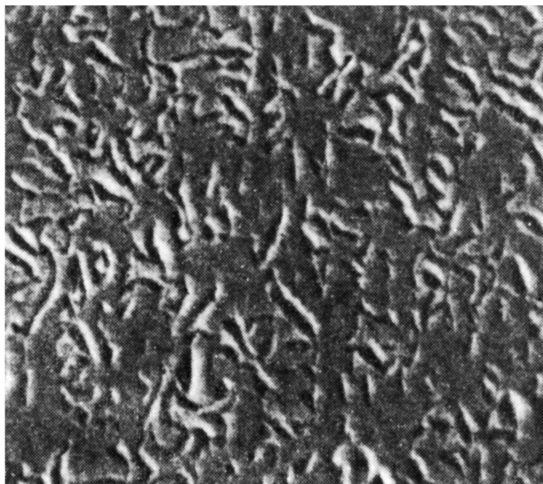


Рис. 1. Фотография поверхности пленки $GaAs$ на $Si(001)$, выращенной по первому режиму. Получена на электронном микроскопе при увеличении $\times 2000$.

Состав и структура поверхности подложек исследовалась в аналитической камере ЭП-1301 методами Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) и дифракции медленных электронов (ДМЭ) с помощью 4-х сеточного энергоанализатора с обратным обзором дифракционной картины [7]. По данным ДМЭ, поверхность подложек $Si(001)$, прошедших обработку в растворе плавиковой кислоты в этаноле, имела структуру (1×1) , что свидетельствовало об образовании дигидридной фазы кремния [2]. Интенсивность Оже-сигнала кислорода (510 эВ) была ниже уровня шумов спектрометра, что свидетельствовало об отсутствии оксидной фазы на поверхности Si . Соотношение интенсивностей (I) Оже-сигналов углерода C (272 эВ) и кремния Si (92 эВ) после указанной обработки составляло $(I_C/I_{Si}) = (10^{-3} - 10^{-5})$. Приведенное значение не превосходило величины (I_C/I_{Si}) , достигнутой нами при очистке Si подложек по методике [6], одной из стадий которой является прогрев подложки при температуре более 750 °С. Полученные данные ОЭС свидетельствовали о пригодности подложек Si к эпитаксиальному росту сразу после описанной выше химической обработки в растворе плавиковой кислоты в этаноле.

Выращивание $GaAs$ на $Si(001)$ осуществлялось в установке ЭП-1301. Были применены два режима выращивания. В первом случае подложка прогревалась при температуре ~ 200 °С в течение нескольких десятков минут и охлаждалась до температуры ~ 100 °С. Структура поверхности $Si(001)$ во время указанного прогрева и после него по данным дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ) сохранялась (1×1) . Затем на подложке выращивался

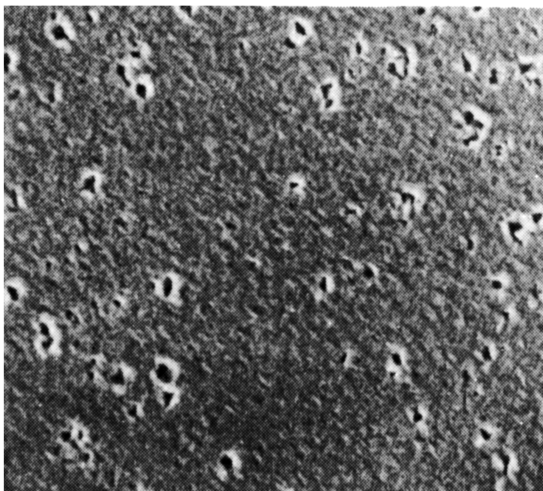


Рис. 2. Фотография поверхности пленки $GaAs$ на $Si(001)$, выращенной по второму режиму. Получена на электронном микроскопе при увеличении $\times 1000$.

аморфный слой $GaAs$ со скоростью $\sim 0,10$ мкм/час при соотношении потоков $(J_{As_4} / J_{Ga}) \approx (20-30)$. Толщина аморфного слоя составляла $\sim (20-30)$ нм. Образование сплошного аморфного слоя $GaAs$ идентифицировалось по отсутствию рефлексов и наличию интенсивного диффузного фона на картине ДОБЭ. Затем подложка со слоем нагревалась до температуры $\sim 620^\circ C$ и выдерживалась в течение 20–30 минут вплоть до появления точечных рефлексов на экране ДОБЭ. При этом поток As_4 поддерживался на уровне $J_{As_4} = (1,5-3,5) \times 10^{15}$ ат/см².с. Предварительная калибровка потоков и температуры подложки осуществлялась по методике [8]. Дальнейший рост слоя $GaAs$ осуществлялся при температуре (600–630) °C в течение 3–3,5 ч при скорости роста ~ 1 мкм/ч и соотношении потоков $(J_{As_4} / J_{Ga}) \approx 2$. Затем подложка со слоем охлаждалась до комнатной температуры. По данным ДОБЭ, в этом режиме рост слоя сопровождался процессом двойникования. Поверхность выращенной пленки со структурой (2×2) имела морфологию типа „лимонная корка“ (рис. 1).

Во втором режиме выращивания, непосредственно перед МПЭ аморфного слоя $GaAs$, подложки Si проходили низкотемпературный (500–550 °C) отжиг в ростовом модуле ЭП-1301. При этом фоновое давление мышьяка в области подложки не превышало 1×10^{-6} Па. Такой отжиг, по данным ДМЭ, ОЭС и ДОБЭ, приводит к перестройке $Si(1 \times 1) \rightarrow$ смесь доменов $Si(2 \times 1)$ и $Si(1 \times 2)$, обусловленной десорбцией водорода, и сопровождается адсорбцией мышьяка на поверхности подложки. После роста аморфного слоя $GaAs$, который осуществлялся при $(J_{As_4} / J_{Ga}) \approx (15-25)$ со скоростью $\sim 0,2$ мкм/ч в течение нескольких десятков минут, подложка

отжигалась при температуре ~ 620 °С. Затем температура подложки снижалась до (300–450) °С и выращивался слой $GaAs$ толщиной (1.6–1.8) мкм при $(J_{As_4} / J_{Ga}) \approx 1.5$, который впоследствии также отжигался при температуре ~ 620 °С в течение нескольких десятков минут и $J_{As_4} = 2 \cdot 10^{15}$ ат/см² с. Дальнейший рост $GaAs$ осуществлялся при температуре (580–600) °С в течение 1.5–2.5 ч со скоростью ~ 1 мкм/ч и $(J_{As_4} / J_{Ga}) = 1.5-2$. К моменту окончания роста структура поверхности слоя $GaAs$ была $c(4 \times 4)$. При охлаждении под потоком As_4 до комнатной температуры наблюдалась структурная перестройка поверхности $c(4 \times 4) \rightarrow (2 \times 2)$. Морфология поверхности слоя $GaAs$, полученная в этом режиме роста (рис. 2), была значительно лучше, чем в первом режиме, и соответствовала типичной морфологии поверхности $GaAs/Si$ [9], получаемой при традиционной технологии МПЭ [4, 5, 10], в которой перед ростом аморфного слоя проводится высокотемпературный отжиг кремниевой подложки.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о перспективности применения подложек $Si(001)$, поверхность которых насыщена водородом, для МПЭ в системе $GaAs/Si$.

Авторы благодарят В.Е. Уманского и С.Н. Михайлова за полезные обсуждения.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Gräff D., Grundner M., Schulz R. // J. Vac. Sci. Technol. 1989. A7. N 3. P. 808-813.
- [2] Fenner D.B., Biegelsen D.K., Briggans R.D. // J. Appl. Phys. 1989. V. 66. N 1. P. 419-424.
- [3] Suenone I., Kumtsubu Y., Tanaka Y. et. al. // Appl. Phys. Lett. 1988. V. 53. N 22. P. 2173-2175.
- [4] Wang W.I. // Appl. Phys. Lett. 1984. V. 44. N 16. P. 1149-1151.
- [5] Бакин Н.Н., Борисенко Л.А. Гетероэпитаксия арсенида галлия на кремнии: Обзоры по электронной технике. Сер. 3, Микроэлектроника. Выпуск 4(1472). М.: ЦНИИ "Электроника", 1989.
- [6] Ishizaka A., Shiraki Y. // J. Electrochem. Soc. 1986. V. 133. N 4. P. 666-671.
- [7] Антипов В.Г., Большунов И.Б., Романов С.С. // ПТЭ. 1990. № 3.
- [8] Антипов В.Г., Бер Б.Я., Никишин С.А. и др. Тез. докл. (том В), 1 Всесоюз. конф. по физическим основам твердотельной электроники. 1989. Ленинград. С. 55.

- [9] U e d a T., N i s h i S., K a w a r a d a Y.
et. al. // Jap. J. Appl. Phys. 1986. V. 25. N 9.
P. L789-L791.
- [10] V a r r i o J., A s o n e n H., L a m m a -
s n i e m i J. et. al. // Appl. Phys. Lett. 1989.
V. 55. N 19. P. 1987-1989.

Физико-технический
институт им. А.Ф. Иоффе
АН СССР, Ленинград

Поступило в Редакцию
26 апреля 1990 г.
В окончательной редакции
6 сентября 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 17, вып. 2

26 января 1991 г.

04

© 1991

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ПЛАЗМЕННОГО ПОРШНЯ
НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ
ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОГО УСКОРЕНИЯ ТЕЛА

Э.М. Д р о б ы ш е в с к и й, С.И. Р о з о в,
Б.Г. Ж у к о в, Р.О. К у р а к и н,
В.М. С о к о л о в

Эксперименты по электродинамическому ускорению тел массой $m \approx 1-2$ г плазменным поршнем (ПП) магнитопржатого разряда рельсотронной конфигурации после начального участка, описываемого простой теорией (см., например, [1]), показывают насыщение скорости на уровне $V_c \approx 3.5-6$ мм/мкс [1-4]. Варьируя параметры разряда, мы нашли, что V_c нарастает как $\sim m^{-1/2}$ вплоть до $m \approx 0.9$ г, но остается неизменным с увеличением силы тока I и его длительности Δt , с изменением погонной индуктивности электродов L' .

Причины насыщения скорости пока не ясны полностью. Обычно эффект связывают с изменением структуры ПП. Действительно, наблюдения канала разряда через (прозрачные) боковые диэлектрические стенки показывают расширение ПП вдоль ускорительного канала и даже постепенное смещение максимума свечения в нем назад по отношению к переднему фронту (рис. 1, а) (см. также [5]). Магнитные зонды показывают также отставание максимума плотности тока.

Казалось бы, если поршень непроницаем, само по себе перераспределение плотности тока ведет только к изменению распределения объемных пондеромоторных сил и соответствующего им газового