

© 1990

ОТДЕЛЯЕМЫЙ РОСТ СОВЕРШЕННЫХ
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК В СИСТЕМЕ *Sn-Ga-Al-As*

В.С. Антощенко, Т.И. Таурбаев

В [1] показано, что при жидкостной эпитаксии на подложках из расплавов *Sn-Al* монокристаллическая пленка формируется на некотором расстоянии от подложки в объеме расплава. На полученных пленках наблюдались отверстия размером до 30 мкм, а подложки растворялись неоднородно и на большую глубину. Была предложена модель отделяемого роста монокристаллических пленок *GaAs*. Аналогичные результаты представлены недавно в работе [2]. В настоящей работе определены условия получения совершенных пленок *AlGaAs*, отделенных от затравочных подложек тонким слоем металла-растворителя, и показано, что учет анизотропии растворения кристаллов A^3B^5 в ранее предложенной модели объясняет возможность отделяемого роста при незначительной деградации затравочной подложки.

На рис. 1,а приведены рассчитанные по данным [3] (пунктирные линии) и экспериментально полученные изотермы ликвидуса в системе *Sn-Ga-Al-As* в области содержаний *Al* до 1 ат. % для трех концентраций *Ga* в жидкой фазе. Отличие экспериментальной и расчетной изотерм, отвечающих одинаковому содержанию *Ga*, внутри рассматриваемой области объясняется переходом части *Al* из расплава в твердую фазу, за счет объемной кристаллизации, происходящей в процессе релаксации границы расплав/подложка. По мере добавления *Ga* разница между экспериментом и расчетом уменьшается, а вертикальный участок экспериментальной кривой растворимости смещается в сторону меньших концентраций *Al*. При некотором, зависящем от температуры, содержании *Ga* расчетная и экспериментальная кривые полностью совпадают.

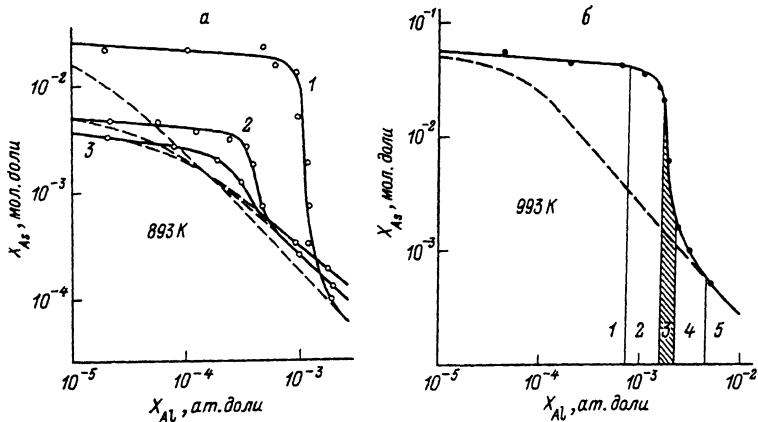


Рис. 1. Изотермы ликвидуса при содержании Ga в расплаве: 1 - 0.0, 2 - 0.1, 3 - 0.15 ат. долей (а) и области отделяемого роста (б) в системе $Sn-Ga-Al-As$.

В результате исследования поперечных сечений структур пленка/расплав/подложка, полученных в том же интервале содержания Al , было выявлено 5 характерных областей (рис. 1, б), соответствующих: 1 - сильному растворению подложки и кристаллизации на ней слоя $GaAs$; 2 - сильному неоднородному растворению подложки и образованию пленки $GaAs$ на расстоянии от нее; 3 - слабому растворению подложки с полным отделением от нее пленки $AlGaAs$; 4 - слабому селективному растворению подложки с частичным отделением пленки; 5 - слабому однородному растворению подложки и кристаллизации на ней слоя широкозонного твердого раствора $AlGaAs$. Введение в расплав Ga смещает область отделяемого роста в сторону меньших содержаний Al и, при определенном для каждой температуры содержании Ga , отделяемый рост прекращается. На рис. 2, а показано сечение структуры, полученной в области 3 фазовой диаграммы, где кристаллизуются наиболее совершенные пленки $GaAs$.

Таким образом, аномальное поведение экспериментальной кривой растворимости и рост отделяемых пленок $GaAs$ имеют общую природу и обусловлены особенностями релаксации межфазной границы твердое/жидкое в рассматриваемой системе.

Дефектная структура отделяемых пленок $AlGaAs$ (рис. 2, б-д) определяется такими видами неоднородности как сквозные отверстия (б), менисковые линии (в), области потери смачивания (г) и другие. Были изучены условия образования и пути устранения таких дефектов. Установлено, что качество отделяемых пленок связано с глубиной растворения подложки. Так, при выращивании в области 2 на пленках присутствуют отверстия ромбической формы

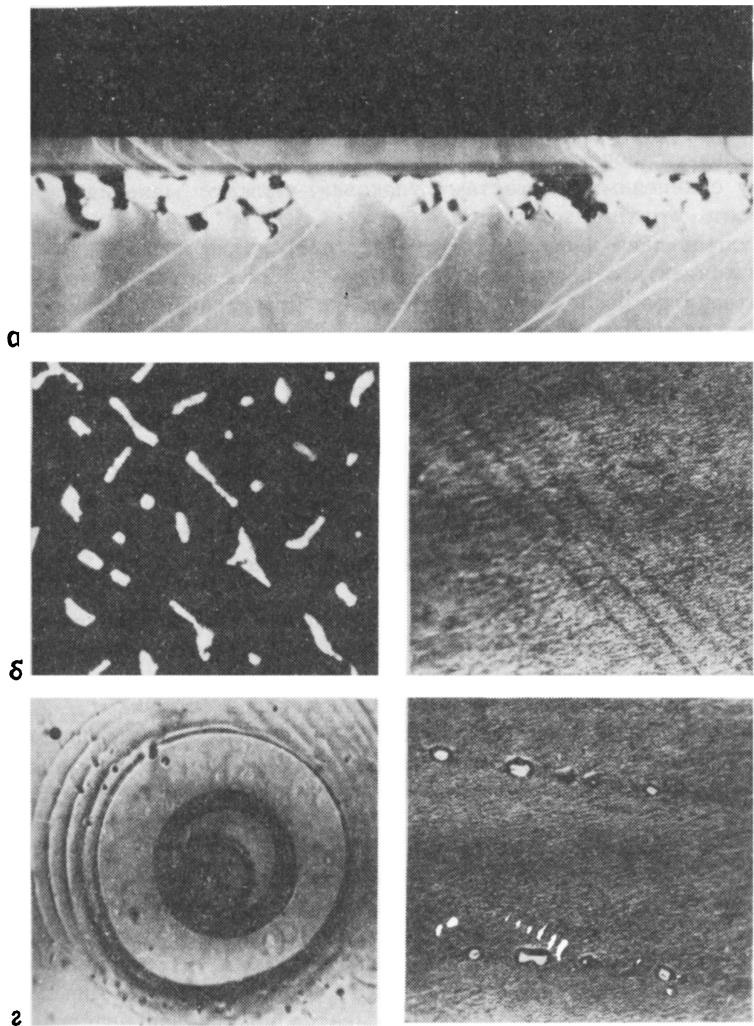


Рис. 2. Поперечное сечение структуры пленка / расплав / подложка (а) и дефекты отделяемых пленок $AlGaAs$ (б-д).

(рис. 2,б). При переходе к области 3 эти отверстия приобретают округлую форму, их размер и плотность уменьшаются до почти полного исчезновения при приближении к области 4. Основными дефектами пленок, выращенных в области 3, являются менисковые линии, линейные дефекты упаковки, области потери смачивания. Влияние менисковых линий может быть сведено к минимуму при более быстром нанесении расплава на подложку. Линейные дефекты упаковки образуются в местах царапин на подложке и затем прорастают че-

рез пленку. Области потери смачивания наблюдаются в основном по периферии пленок. Они связаны с увеличением межфазной энергии границы раздела расплав/растущая поверхность при изменении ее состава в сторону *AlAs*. Возможно взаимодействие дефектов типа сквозных отверстий с менисковыми линиями, приводящее к возникновению цепочек сквозных отверстий (рис. 2, д). Эти дефекты, наряду с линейными дефектами упаковки, снижают механическую прочность отделяемых пленок.

Исследование зависимости степени деградации подложек *GaAs* после контакта с расплавами *Sn-Ga-Al* от их кристаллографической ориентации показало, что малая глубина растворения и удовлетворительная планарность достигаются при использовании подложек с ориентациями (100), (110) и (111)A, тогда как для подложек (111)B характерно глубокое неоднородное растворение. Наблюдаемая морфология поверхности деградированных подложек обусловлена локальным характером их растворения [1] и различием скорости растворения разных граней кристаллов A^{3B^5} ($V(111)B \gg V(111)A$). Растворение подложек (100), (110) и (111)A, имеющих направления быстрого растворения в плоскости подложки, происходит преимущественно горизонтально, а подложек (111)B остается локализованным.

Простой расчет, проведенный в предположении дислокационного механизма растворения подложки расплавом показал, что минимальная глубина растворения подложки (в см), необходимая для отделения от нее пленки, может быть вычислена по формулам: $H(100) = 0.71/K^{1/2} N^{1/2}$ и $H(111)B = 1.24/N^{1/2}$, где K - коэффициент горизонтальной анизотропии растворения, N - плотность дислокаций. Масса растворенного вещества подложки из *GaAs* (в г) определится как $M(100) = 1.87(2.28 - K^{-1})/K^{1/2} N^{1/2}$ и $M(111)B = 2.19/N^{1/2}$. Результаты расчета для некоторых частных случаев сведены в таблицу, из которой видно, что для подложек с ориентацией (100) при $N = 10^4$ и $K = 100$ (реально наблюдаемая величина) $H = 7.1$ мкм. При толщине слоя расплава 1 мм это соответствует 0.36 мол. % *As*, т.е. работе в области кристаллизации совершенных пленок *AlGaAs* (область 3 на рис. 1, б). Для подложек (110) и (111)A, у которых имеется по три направления быстрого растворения в плоскости подложки, деградация затравочных подложек будет еще меньше.

Наоборот, для подложек (111)B, вследствие локализации растворения, отделение пленки достигается при гораздо более сильной деградации (см. таблицу), что приводит к переходу в область 2, где кристаллизуются дефектные пленки *GaAs*.

Увеличение концентрации *Ga* в расплаве приводит к снижению горизонтальной анизотропии растворения подложек *GaAs* и, следовательно, к увеличению минимально необходимой для отделения пленки глубины растворения затравочной подложки.

В результате проведенных исследований в работе впервые методом жидкостной эпитаксии получены отделенные от затравочной

(h, k, l)	K	$N, \text{см}^{-2}$	H, мкм	M, мг	X'_{As} , мол. %
(111)В	1	10^4	124.0	22.0	2.60
		10^5	39.2	7.0	0.82
(100)	1	10^4	71.0	12.8	1.44
		10^5	22.5	4.0	0.44
(100)	100	10^4	7.1	3.1	0.36
		10^5	2.3	1.0	0.11

подложки совершенные монокристаллические пленки в системе $AlAs - GaAs$ толщиной 2-15 мкм площадью до 5 см^2 , пригодные для самостоятельного использования. Учет в ранее предложенной модели аномального роста пленок GaB^5 [1] эффекта анизотропии растворения подложки объясняет отделяемый рост пленок в области слабого растворения и влияние на него ориентации затравочной подложки.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Антощенко В.С., Таурбаев Т.И. // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1985. В. 2 (201). С. 54-58.
- [2] Жиленис С.Г., Станкевич В.Ч. // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15. В. 14. С. 52-56.
- [3] P a n i s h M.B. // J. Appl. Phys. 1973. V. 44. N 6. P. 2667-2675.

Поступило в Редакцию
22 февраля 1990 г.