

Исследованные полупроводники являются перспективными материалами для переключающих устройств. Понимание механизма переключения позволит обеспечить сохранность параметров устройств в процессе работы.

Список литературы

- [1] Грушка Г. Г., Грушка Э. М., Гавалешко Н. П. // УФЖ. 1985. Т. 30. В. 2. С. 303—307.
- [2] Анашина Д. Б., Бакуменко В. Л., Бонаков А. К., Грушка Г. Г., Курбатов Л. Н. // ФТП. 1979. Т. 13. В. 5. С. 964—964.
- [3] Костылев С. А., Шкут В. А. Электронное переключение в аморфных полупроводниках. Киев, 1978. 203 с.
- [4] Басс Ф. Г., Бочков В. С., Гуревич Ю. Г. Электроны и фононы в ограниченных полупроводниках. М., 1984. 287 с.
- [5] Сандомирский В. Б., Суханов А. А., Ждан А. Г. // ЖЭТФ. 1970. Т. 58. В. 5. С. 1683—1694.
- [6] Калмыкова Н. П., Сморгонская Э. А., Шпунт В. Х. // ФТП. 1987. Т. 21. В. 9. С. 1559—1565.
- [7] Spencer P. M. // Brit. J. Appl. Phys. 1964. V. 3. N 5. P. 389—391.
- [8] Заславский А. И., Сергеева В. М., Смирнов И. А. // ФТТ. 1960. Т. 2. В. 11. С. 2885—2893.

Черновицкий государственный университет

Получено 21.06.1990
Принято к печати 9.01.1991

ФТП, том 25, вып. 5, 1991

РОТАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУРАХ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Городниченко О. К.

Известно, что поворотные моды деформации наблюдаются в металлах при больших степенях пластической деформации и сопровождаются образованием фрагментированных структур [1, 2]. О фрагментации поликристаллических ковалентных кристаллов при высоких давлениях и температурах сообщалось в [3]. В работе [4] нами отмечалось уже, что при деформировании полупроводниковых композиционных материалов, таких как эпитаксиальные структуры арсенида галлия, пластические повороты появляются уже на начальных стадиях деформации.

Исследование высокотемпературной пластической деформации эпитаксиальных структур арсенида галлия представляет значительный интерес с точки зрения изучения процессов дефектообразования и формирования электрофизических свойств. В то же время эпитаксиальные структуры являются прекрасным модельным материалом с варьируемыми параметрами для изучения механизмов пластической деформации в композиционных материалах.

В настоящей работе представлены результаты исследований высокотемпературной пластической деформации гомоэпитаксиальных структур GaAs и гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As$ —GaAs.

Методика эксперимента

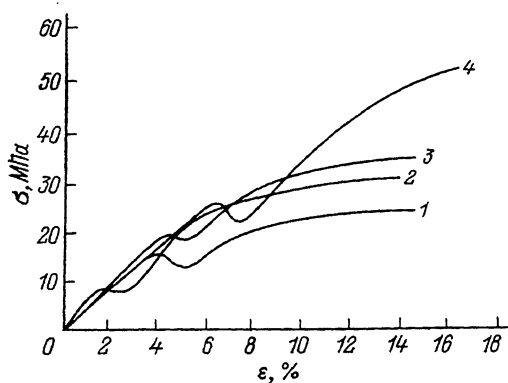
Деформирование образцов осуществлялось растяжением с постоянной скоростью деформации $\dot{\epsilon}=3.7 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при $T=1073 \text{ К}$ на установке типа ИМАШ 20—75. Образцы арсенида галлия вырезались вдоль оси роста $\langle 111 \rangle$ из слитков, выращенных методом Чохральского, таким образом, что боковые грани совпадали с плоскостями (110), (112). Подложки изготавливались в виде гантелей с прямоугольным сечением $S=2.4 \times 1.0 \text{ мм}^2$ по методике [5]. Длина рабочей части удовлетворяла требованиям, предъявляемым к длинным образцам.

Эпитаксиальные структуры выращивались методом жидкофазной эпитаксии из ограниченного объема раствора-расплава. Для предотвращения разложения арсенида галлия на поверхности высокотемпературную деформацию осуществляли при использовании защитного слоя борного ангидрида, нанесенного на поверхность образца.

Дефекты структуры, вводимые пластической деформацией, изучались металлографическим методом с использованием «проекционного» химического травления, а также рентгенотопографическими методами.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены деформационные кривые гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}-\text{GaAs}$ ($x \leq 0.35$) с нелегированными слоями ($n \approx 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$), полученными на подложках из нелегированного, легированного цинком (кривая 2) или полужолирующего (кривая 3) арсенида галлия. Толщина слоев составляла $d_{\text{с.л.}} \approx 55-60 \text{ мкм}$. Гетероструктуры имели более высокий предел текучести, чем подложки ($\text{GaAs} - \sigma_{\text{т}} = 7.5 \text{ МПа}$; $\text{GaAs}\langle\text{Zn}\rangle - \sigma_{\text{т}} = 7.0 \text{ МПа}$; $\text{GaAs}\langle\text{Cr}_2\text{O}_3\rangle - \sigma_{\text{т}} = 17.0 \text{ МПа}$), и на их деформационных кривых независимо от легирующей



примеси в подложке наблюдался зуб текучести. У структур с нелегированными подложками верхний предел текучести более чем в 2 раза превышал предел текучести подложки. Высокие значения предела текучести и наличие зуба текучести

Рис. 1. Кривые напряжение—деформация гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}-\text{GaAs}$.

1 — нелегированная подложка; 2 — подложка, легированная цинком; 3 — полужолирующая подложка и гомоструктуры $\text{GaAs}\langle\text{Te}\rangle-\text{GaAs}$ (4) с нелегированной подложкой. Растягивающая сила прикладывалась вдоль направления $\langle 111 \rangle$.

сти на деформационных кривых гетероструктур связаны с упрочненной более высоким содержанием арсенида алюминия областью вблизи металлургической границы.

Известно [6], что получение слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ принудительным охлаждением раствора-расплава приводит к возникновению градиента состава твердого раствора по толщине слоя ($0.05 \leq x \leq 0.35$). Из-за различных коэффициентов распределения алюминия и галлия в жидкой фазе содержание арсенида алюминия вблизи металлургической границы слой—подложка выше, чем на поверхности слоя. Учитывая это, можно полагать, что упрочненная область с более высоким содержанием арсенида алюминия служит препятствием для движущихся дислокаций и приводит к появлению зуба текучести. Наличие зуба текучести на кривых напряжение—деформация гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}-\text{GaAs}$, выращенных на различных подложках, свидетельствует об определяющем действии этого механизма.

Однако, несмотря на упрочняющее действие гетерограницы, гомоэпитаксиальные структуры со слоем, легированным теллуром ($n \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$), имеют более высокий предел текучести (рис. 1, кривая 4). На кривой напряжение—деформация также наблюдался зуб текучести. Наличие примесей в слое в данном случае, по-видимому, играет решающую роль в упрочнении. Как показали предыдущие исследования [4], в процессе деформации (до предела текучести) в спектрах фотолуминесценции таких слоев наблюдалось увеличение интенсивности полосы с энергией $h\nu_m = 1.22 \text{ эВ}$, ответственной за комплексы $V_{\text{Ga}}\text{Te}_{\text{As}}$, причем максимального значения она достигала у границы раздела слой—подложка. По-видимому, в процессе деформации под действием градиента химического состава и механических напряжений теллур диффундирует к границе раздела, где дополнительно образует упрочняющие комплексы [7].

Металлографические и рентгенотопографические исследования на различных стадиях деформации показали, что слои структур на первой стадии испытывают наряду со сдвигами пластические повороты. В конце первой стадии деформации в слоях начинают образовываться, а на второй стадии развиваться вытянутые конфигурации, напоминающие ветвящиеся полосы (рис. 2). Процесс развития и ветвления полосовых структур вытекает из геометрических и энергетических требований эволюции ансамблей частичных дисклинаций [2]. По-видимому, уже на ранних стадиях деформирования энергия кристалла релаксирует поворотами его отдельных частей как целого по отношению к окружающим областям кристаллической решетки, что подтверждается рентгенотопографическими исследованиями. Разориентация полосовых структур на второй стадии деформации составляла 2.5° . Наибольшее развитие и ветвление полосовых структур на-

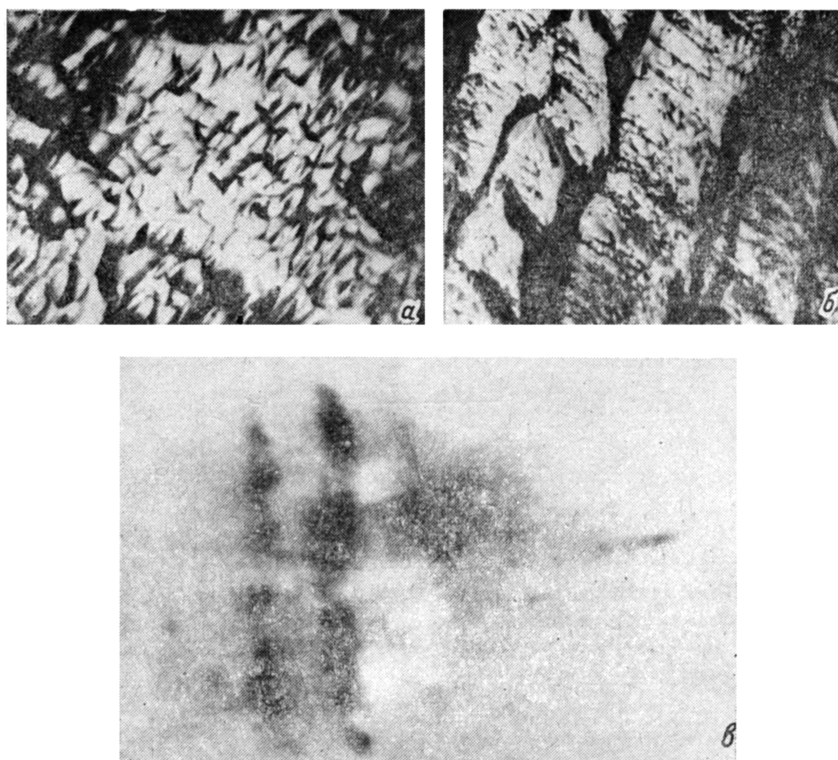


Рис. 2. Микрофотографии слоя GaAs<Te> гомоэпитаксиальной структуры, деформированной на первой (а) и второй (б) стадиях [($\times 300$); плоскость (110)]
 Дифракционный максимум (110), полученный методом Шульца, от слоя деформированной на второй стадии структуры (в).

блюдались в гомо- и гетероструктурах со слоями, легированными теллуром. Причем такие гетероструктуры приобретали способность к сильному пластифицированию. Это связано с тем, что пластические повороты более эффективно диссипируют энергию деформирования, поскольку, согласно общему положению [2], наиболее эффективным каналом диссипации энергии является турбулентный характер движения. В гетероструктурах с нелегированными слоями в конце первой стадии также наблюдались достаточно развитые полосовые структуры, однако протяженность их меньше, чем в структурах со слоями, легированными теллуром. Поэтому такие структуры до разрушения претерпевали меньшие деформации.

Появление пластических поворотов на ранних стадиях деформации в таких структурно неоднородных материалах, как эпитаксиальные структуры, связано с неоднородным распределением напряжений в них. Неоднородность напряженного состояния приводит к возникновению момента напряжений, способствующего

щего поворотам сопряженных микрообластей кристалла [1]. Пластические повороты на ранних стадиях деформации становятся также возможными за счет достаточно высокой подвижности всех структурных дефектов в слое, так как температура деформирования эпитаксиальных структур фактически является температурой их получения. Причем пластические повороты наиболее развиты в области слоя, близкой к границе раздела слой—подложка, так как неоднородность здесь максимальна.

Таким образом, изучение закономерностей деформирования таких неоднородных материалов, как эпитаксиальные структуры, показывает сложность процессов развития в них пластической деформации и возможность появления пластических поворотов уже на ранних стадиях деформации.

Автор выражает благодарность Н. Г. Евтушенко за получение рентгено-томограмм.

Список литературы

- [1] Павин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск, 1985. 229 с.
- [2] Рыбин В. Б. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М., 1986. 223 с.
- [3] Пилипкевич А. Н., Бритун В. Ф., Олейник Г. С. // ДАН УССР. Сер. А. Физ.-мат. и техн. науки. 1989. № 4. С. 81—84.
- [4] Городниченко О. К., Коваленко В. Ф. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 12. С. 2214—2217.
- [5] Василенко Н. Д., Городниченко О. К., Марончук И. Е. // Получение и свойства тонких пленок. Киев, 1981. С. 71—75.
- [6] Андреев В. М., Долгинов Л. М., Третьяков Д. Н. Жидкостная эпитаксия. М., 1975. 328 с.
- [7] Городниченко О. К. // ФТТ. 1989. Т. 31. В. 3. С. 171—174.
- [8] Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах. М., 1979. 300 с.

Одесский государственный университет
им. Н. И. Мечникова

Получено 6.12.1990
Принято к печати 9.01.1991

ФТП, том 25, вып. 5, 1991

МАГНИТНАЯ ВОСПРИИМЧИВОСТЬ И ТЕРМОЭДС УЗКОЩЕЛЕВЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ $Pb_{0.82}Sn_{0.18}Se$, ЛЕГИРОВАННЫХ МАРГАНЦЕМ

Лашкарев Г. В., Бродовой А. В., Радченко М. В., Мисюра И. В.

Легирование полупроводников переходными металлами представляет научный и практический интерес в связи с возможностью получения магнито-чувствительного, в том числе магнитоупорядоченного состояния кристалла для управления свойствами полупроводника при помощи магнитного поля.

В настоящей работе изучено влияние примеси Mn на магнитную восприимчивость (МВ) и термоэдс (α) узкощелевого полупроводника $Pb_{0.82}Sn_{0.18}Se$. Измерения проведены в диапазоне $T \sim 4.2 \div 100$ К. Марганец был выбран в связи с тем, что для него характерно двухвалентное состояние, как и для компонент исследуемого твердого раствора Pb и Sn, в котором Mn^{2+} характеризуется электронной конфигурацией $3d^5$. Ионный радиус Mn^{2+} составляет 0.91 \AA , в то время как радиусы Pb^{2+} и Sn^{2+} имеют величину 1.26 и 1.02 \AA соответственно [1]. Поэтому марганец может легко замещать свинец и олово в данном твердом растворе.

Измерения МВ проводились относительным методом Фарадея с помощью электронных микровесов с автоматической компенсацией по методике, описанной в [2]. Термоэлектрические свойства α измерялись компенсационным методом.

Исследование температурной зависимости МВ образцов $Pb_{0.82}Sn_{0.18}Se$, легированных Mn, показало, что эта примесь дает значительный парамагнитный вклад, особенно при низких температурах (рис. 1). Проведенные нами ранее исследования зависимости χ (T) в нелегированных образцах $PbSe$, $Pb_{0.86}Sn_{0.14}Se$ [3, 4] дали возможность выделить парамагнитную часть $MВ_{\chi_{Mn}}$, связанную с магнитной примесью. Парамагнитная восприимчивость подчиняется закону Кюри