

УДК 621.385.833

©1995

ВОССТАНОВЛЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОВЕРШЕНСТВА CdTe И ZnTe, БОМБАРДИРОВАННЫХ ИОНАМИ НИЗКИХ ЭНЕРГИЙ, В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОДПороГОВОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Ю.Ю.Логинов, Г.Лу*

Красноярский государственный университет

* Университет г.Бристоль, Великобритания
(Поступила в Редакцию 26 октября 1994 г.)

Методами просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии (ПЭМ и ВРЭМ) исследуются процессы устранения дислокационных петель, предварительно введенных бомбардировкой ионами Ag^+ с энергиями 3–5 keV в CdTe и ZnTe, при последующем облучении электронами с подпороговыми энергиями. Обнаружено, что облучение электронами сопровождается сокращением дислокационных петель в ионно-бомбардированных образцах, в то время как обычный термоотжиг приводит к их росту (коагуляции). Процесс ускоряется с повышением температуры облучения *in situ* в ПЭМ выше 200° C, хотя этот феномен наблюдается и при низкой температуре (173 K). Установлено, что плоскостные залегания петель могут быть $\{110\}$ и $\{111\}$ с возможными векторами Бюргерса $a/2\langle 110 \rangle$ и $a/6\langle 112 \rangle$ в CdTe и $a/2\langle 110 \rangle$ и $a/3\langle 111 \rangle$ в ZnTe. Процессы, инициированные электронным облучением, протекают быстрее в CdTe, чем в ZnTe, что объясняется различием в энергиях дефекта упаковки. Результаты интерпретируются на основе ионизационного подпорогового механизма дефектообразования.

Актуальность изучения широкозонных полупроводников CdTe и ZnTe определяется все большим научным и практическим их применением. Так, ZnTe, имеющий ширину запрещенной зоны 2.286 eV при комнатной температуре, является перспективным материалом для оптоэлектронных приборов, работающих в видимой области спектра. CdTe используется в производстве электрооптических модуляторов и нелинейно-оптических приборов [1], модулей солнечных элементов [2], детекторов ионизирующих излучений, работающих при комнатной температуре [3,4], и инфракрасных приемников [1]. В дополнение CdTe является базовым материалом для производства тройных соединений, таких как CdHgTe, CdZnTe, и слабых магнитных полупроводников, например CdMnTe [5], служит основой для выращивания многих эпитаксиальных пленок и сверхструктур [6].

Известно, что в полупроводниковых материалах A_2B_6 происходят структурные нарушения в результате бомбардировки ионами Ag^+ , I^+ с энергиями 3–5 keV [7,8] или электронного облучения как с надпороговыми ($E > E_{thr}$) [9], так и подпороговыми энергиями ($E < E_{thr}$) [10,11],

что объясняется, в частности, низкой величиной энергии дефекта упаковки данных материалов и высокой степенью ионности связи (СИС) по сравнению с наиболее изученными материалами, такими как Si и GaAs.

Изучение природы дефектов, возникающих при облучении CdTe и ZnTe ионами низких энергий, важно для понимания механизмов образования и взаимодействия точечных дефектов с целью их дальнейшего устранения. Кроме того, в практике ионного травления, электронно-лучевой литографии, электронно-зондового микроанализа необходимо представлять возможные последствия и правильно интерпретировать полученные результаты. Интерес к работам по воздействию электронного и ионного облучения низких энергий на материалы A_2B_6 в последнее время также определяется принципиальной возможностью в силу природы этих материалов осуществлять инверсию типа проводимости и создавать $p-n$ -переходы отличительным от традиционного методом [12-14].

В данной работе методами просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии (ПЭМ и ВРЭМ) исследуется природа дефектов, возникающих в CdTe и ZnTe в результате ионного травления ионами Ag^+ , и изучаются процессы устранения данных дефектов при помощи электронного облучения с подпороговыми энергиями.

1. Экспериментальная часть

Кристаллы CdTe и ZnTe были выращены из газовой фазы в запаянной трубе по методу, изложенному в [15].

Утончение образцов для электронно-микроскопических исследований проводили механически, затем химически в стандартном растворе брома-метанола (CdTe), а затем обычным методом ионного травления ионами Ag^+ [7]. Процесс ионного травления осуществлялся при постоянном охлаждении образца жидким азотом, ускоряющем напряжении 5 kV, токе 1 mA и токах пучков $j_1 = j_2 = 20 \mu A$. Угол наклона ионного пучка к поверхности образца составлял 15° .

После ионного травления образцы исследовались и облучались без специального подогрева в электронных микроскопах JEOL-100 CX и Siemens Elmiskop-102, имеющих максимальную энергию электронов 100 keV. В большинстве случаев использовался рефлекс типа 220. Высоковольтный электронный микроскоп AE1-EM7 использовался для облучения образцов с энергиями больше 100 keV и для исследований *in situ* при повышенных температурах. Электронно-микроскопические исследования с высоким разрешением проводились на приборе JEM-4000 EX II.

Плотность тока электронного пучка микроскопа JEOL-100 CX измерялась при помощи цилиндра Фарадея. Она варьировалась от 0.14 до $1.34 A/cm^2$ при изменении диаметра пучка от 1.1 до $4 \mu m$. Расчет температуры нагрева образцов электронным пучком и экспериментальная оценка этого эффекта для энергий электронов 100 keV проводились ранее в работе [10], где было показано, что при данных условиях облучения нагрев является несущественным.

Часть образцов CdTe и ZnTe, приготовленных для просмотра в ПЭМ и содержащих мелкие дислокационные петли, введенные ионным травлением, отжигали в печи в атмосфере аргона при температурах до 793 K в течение 10 min.

2. Результаты и обсуждение

Травление ионами аргона с энергией ~ 6 keV вызывает нарушения в приповерхностном слое соединений A_2B_6 с образованием мелких дислокационных петель с высокой плотностью [7,8,16]. Эта ситуация эквивалентна имплантации, где глубина проникновения ионов характеризуется средней проекцией пробега ионов \bar{R}_p . Поскольку ионное травление осуществляется при наклоне ионного пучка к поверхности образца под углом $\sim 15^\circ$, то расчет \bar{R}_p в случае травления CdTe дает небольшое значение ≈ 6 nm [17]. В то же время экспериментальные данные свидетельствуют об изменениях в приповерхностном слое на глубинах, значительно превышающих \bar{R}_p [7,8,18–20].

Как показано ранее [21], междоузельные атомы, образовавшиеся в результате ионной бомбардировки в каскадах атомных столкновений, могут перераспределяться в глубь кристалла за пределы области пробега ионов (\bar{R}_p) и конденсироваться из пересыщенного твердого раствора в виде скоплений из междоузельных атомов. Таким образом, происходит пространственное разделение междоузельной (I) и вакансионной (V) компонент. Этот процесс по сравнению с традиционно изученными материалами, такими как Si, Ge, будет протекать более эффективно в материалах A_2B_6 , поскольку коэффициенты самодиффузии в этих полупроводниках очень высоки. Например, нижний предел коэффициента самодиффузии в CdHgTe, оцененного по методу [22] в работе [23], составляет $\sim 10^{-18}$ cm²/s при комнатной температуре.

Вместе с тем возникает вопрос: почему в процессе ионного травления, когда поверхностный слой непрерывно распыляется, слой дислокационных петель продвигается в глубь кристалла, располагаясь в любой момент времени на том же расстоянии от поверхности?

Основываясь на модельных представлениях о пространственном разделении вакансий и междоузельных атомов и принимая во внимание, что I -атомы могут быстрее диффундировать в глубь кристалла, чем вакансии, можно предположить, что дальний слой дефектов L_1 определяется диффузионной длиной междоузельных атомов, а ближний слой L_2 — диффузионной длиной вакансий. В CdTe междоузлия, как известно, очень подвижны при комнатной температуре [24], в то время как подвижность вакансий значительно меньше [25]. В результате ионного травления междоузельные атомы будут уходить с приповерхностного слоя на расстояние L_1 , наращая более глубокий слой дефектов, а вакансии — на расстояние L_2 , поглощаясь скоплениями из междоузельных атомов и обуславливая отжиг ближнего к поверхности слоя дислокационных петель. Таким образом, в любой момент времени слой междоузельных дислокационных петель будет находиться на одном и том же расстоянии от поверхности.

Электронно-микроскопические снимки образцов, приготовленных методом поперечного среза, позволяют оценить диффузионные длины (L) V и I в CdTe в условиях ионного травления. Они составляют $L_V \approx 20$ nm и $L_I \approx 70$ nm соответственно. Поскольку образование слоя мелких дислокационных петель уже наблюдается после 5–10 min ионного травления, можно оценить коэффициенты диффузий вакансий и междоузельных атомов в условиях облучения CdTe ионами низких энергий при температурах, близких к комнатной. Из соотношения $L \approx (2Dt)^{1/2}$ имеем $D_V \approx (3-6) \cdot 10^{-15}$ cm²/s и $D_I \approx (4-8) \cdot 10^{-14}$ cm²/s.

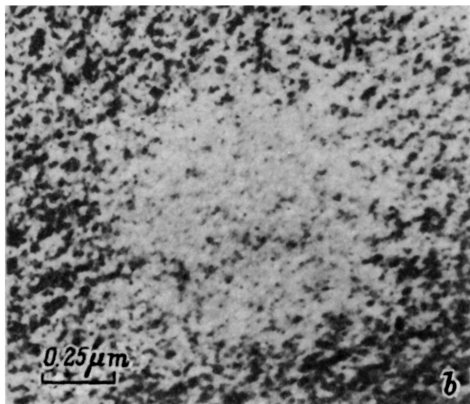
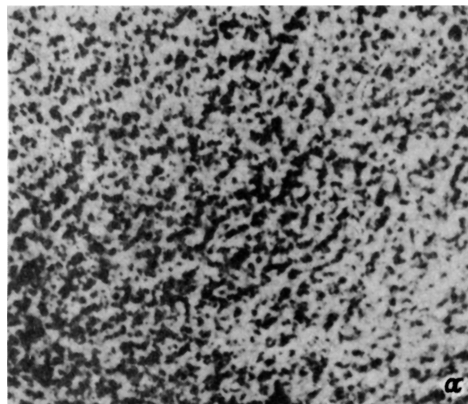


Рис. 1. а) Мелкие дислокационные петли, образовавшиеся в ZnTe в результате ионного травления ионами аргона с энергией 5 keV. б) Исчезновение дислокационных петель в области круга электронного облучения.

Энергия электронов — 100 keV; интенсивность облучения — $7.2 \cdot 10^{18}$ el./cm² · s (диаметр пучка ~ 1.2 μm).

1) ZnTe. Облучение электронами ZnTe, содержащего мелкие дислокационные петли размерами ≤ 20 nm, введенные ионным травлением ионами аргона (рис. 1,а), вызвало удаление (отжиг) дислокационных петель (рис. 1,б). Это явление отчетливо наблюдалось и согласуется с ранее опубликованными данными [16]. Отжиг наблюдался только в круге электронного облучения, зависел от дозы и практически не зависел от энергии электронов в интервале 60–200 keV.

Отжиг ускорялся при увеличении температуры облучения *in situ* в ПЭМ выше 200 °С, но, в целом, этот феномен можно было также наблюдать и при низкой температуре (173 К), когда образец охлаждался жидким азотом, используя специальное устройство-приставку к электронному микроскопу. Установлено, что в области температур 173–473 К процесс отжига практически не зависел от температуры облучения. Снимки, полученные при температурах облучения больше чем 200 °С, приведены на рис. 2. После облучения образца при 250 °С потоком электронов $9.2 \cdot 10^{20}$ el.cm⁻² часть дислокационных петель, образовавшихся в результате бомбардировки ZnTe ионами аргона, отжигалась (рис. 2,б). Время, в течение которого температура образца в ТЭМ достигала 250 °С, составляло около 1 min, что намного меньше времени облучения (18 min) при данной температуре. В дальнейшем температура образца была увеличена до 300 °С. При этом дислокационные петли, оставшиеся в ZnTe при 250 °С, отжигались практически полностью в течение последующих 6 min (рис. 2,с). С другой стороны, если электронный пучок выключен, то даже при 300 °С дислокационные петли за это же время практически не отжигаются. Дислокационные петли также не исчезают за пределами области электронного облучения (пучка).

Если отжигать фольгу ZnTe с имеющимися первично введенными дислокационными петлями в обычной печи в потоке аргона, то отжиг будет происходить по-иному, чем при электронном облучении. Так, при изменении температуры отжига от 450 до 520 °С наблюдается увеличение размеров петель от ≤ 20 nm (комнатная температура)

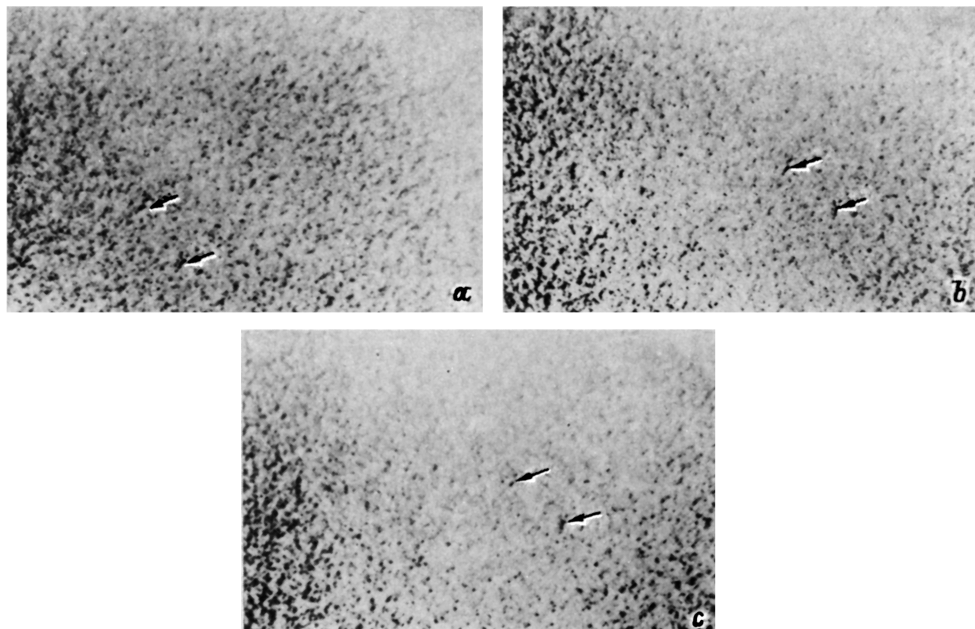


Рис. 2. Облучение ZnTe, содержащего мелкие дислокационные петли после ионного травления, электронами с энергией 100 keV *in situ* при повышенных температурах.

T (°C): b — 250, c — 300. Интенсивность облучения — $8.5 \cdot 10^{17}$ el./cm² · s (диаметр пучка ~ 3.5 μ m). Время облучения (min): a — 0; b — 18; c — 6.

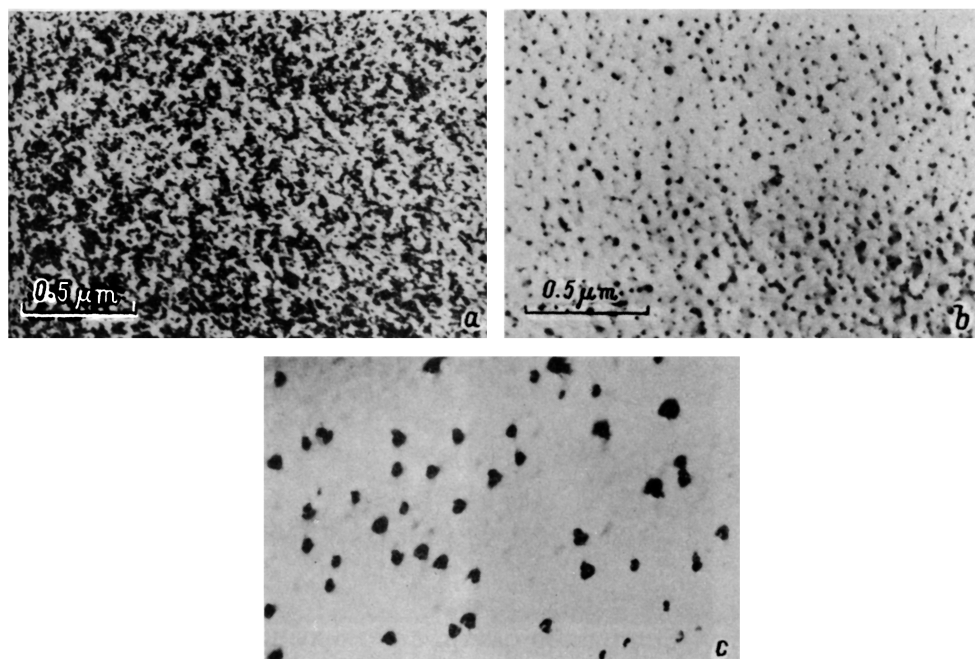


Рис. 3. Термоотжиг в печи в атмосфере аргона ZnTe, содержащего предварительно введенные ионным травлением дислокационные петли.

a — до отжига, b — 450 °C, c — 520 °C. Время отжига 10 min.

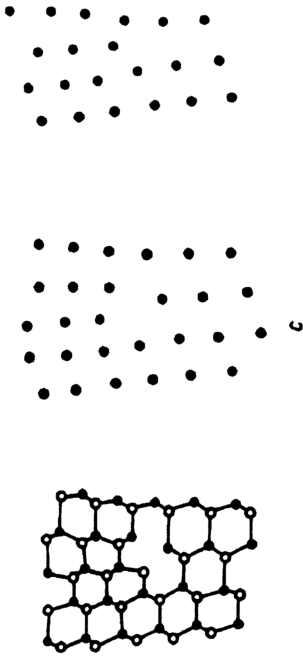
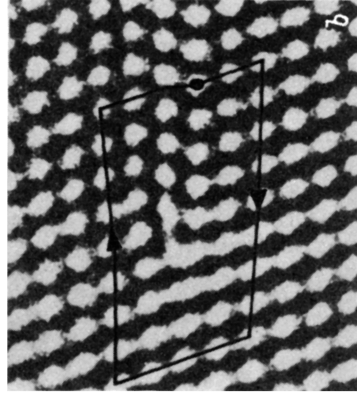
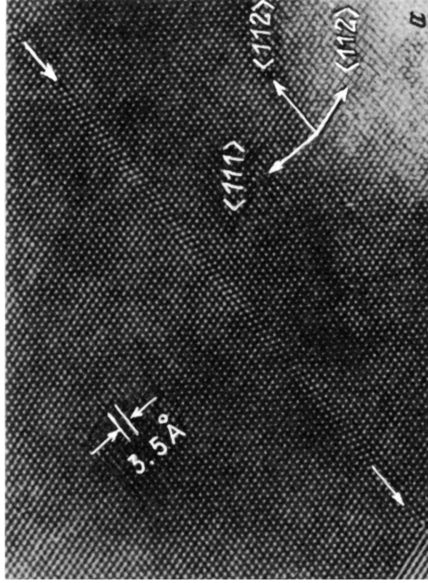


Рис. 4. а) Снимок с высоким разрешением междоузельной дислокационной петли Франка в ZnTe , предварительно бомбардированном ионами аргона с энергией 5 keV ; ось зоны $\langle 110 \rangle$. б) Увеличенное изображение верхнего участка дислокационной петли и контур Бюргерса. в) Модель дефекта упаковки с внедренного типа в структуре цинковой обманки с экстраплоскостью в верхней части дефекта и представлением изображений, сформированных колонками атомов и колонками каналов.

до 10–30 нм (450 °С) и затем до 30–70 нм (520 °С), а плотность петель уменьшается от $5 \cdot 10^{10}$ (450 °С) до $2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (520 °С) (рис. 3).

Следовательно, температура хотя и играет важную роль в процессе облучения, но не является единственным фактором, объясняющим эффект электронного облучения.

Чтобы понять процессы, происходящие при сокращении дислокационных петель, введенных ионным травлением, под электронным пучком, необходимо установить природу этих дефектов. Для этого были получены серии электронно-микроскопических снимков с высоким разрешением. На рис. 4 приведен ВРЭМ-снимок дислокационной петли, полученный при наблюдении вдоль $\langle 110 \rangle$. Видна экстраллюскость петли, из чего следует, что петля междоузельного типа. Известно, что ВРЭМ-изображение, зависящее от величины тока объективной линзы (фокусировки) и толщины образца, является изображением точек, соответствующих колонкам каналов или колонкам близких пар атомов в кристаллах со структурой цинковой обманки [26,27]. В обоих случаях экстраллюскость будет наблюдаться как встроенный ряд изображений точек. Это становится ясным из рис. 4,с, где показана проекция $[110]$ модели экстраллюскости, ограниченной частичной дислокацией Франка. Из рисунка видно, что на изображении всегда будет видна встроенная плоскость, независимо от того соответствует ли изображение колонкам каналов или колонкам атомных пар, потому что, как следует из рис. 4,с, в структуре одновременно имеется как экстраллюскость атомов, так и экстраллюскость каналов. Следовательно, дислокационные петли, введенные в ZnTe бомбардировкой ионами Ag^+ , являются петлями внедренного типа, что согласуется с данными работ [7,23,28].

На рис. 4,б представлено увеличенное изображение верхнего правого участка рис. 4,а, где показан контур Бюргерса. Видно, что вектор Бюргерса перпендикулярен плоскости $\{111\}$ и равен $(a/3)\langle 111 \rangle$.

2) CdTe. Облучение электронами CdTe, содержащего мелкие дислокационные петли размерами ≤ 25 нм с большой плотностью (больше 10^{10} см^{-2}) после ионного травления, так же как и в случае ZnTe, сопровождается удалением этих дефектов (рис. 5).

На рис. 6 представлены снимки с высоким разрешением дислокационных петель, формирующихся в CdTe в результате ионного травления ионами аргона. На рис. 6,а приведен пример дефекта, лежащего в плоскости $\{110\}$ с вектором Бюргерса $\mathbf{b} = a/2\langle 110 \rangle$, а на рис. 6,б — лежащего в плоскости $\{111\}$ с $\mathbf{b} = a/6\langle 112 \rangle$.

Процесс сокращения дислокационных петель в случае CdTe протекает быстрее, чем для ZnTe, при одинаковых условиях электронного облучения. Так, при интенсивности электронного облучения $7.2 \cdot 10^{18} \text{ el./cm}^2 \cdot \text{s}$ (диаметр электронного пучка 1.2 мкм) для устранения ионно-внедренных дефектов в CdTe требуется 5 мин (рис. 5), в то время как в случае ZnTe — 12 мин (рис. 1). В целом, явление сокращения дислокационных петель не зависит от интенсивности электронного облучения, а определяется потоком электронов. Скорость же сокращения дислокационных петель прямо пропорциональна интенсивности облучения. Величина потока электронов ($\Delta\Phi$), необходимого для удаления ионно-имплантированных дефектов, составляет для CdTe и ZnTe $(1.4 \pm 0.3) \cdot 10^{21}$ и $(5 \pm 0.9) \cdot 10^{21} \text{ el.cm}^{-2}$ соответственно.

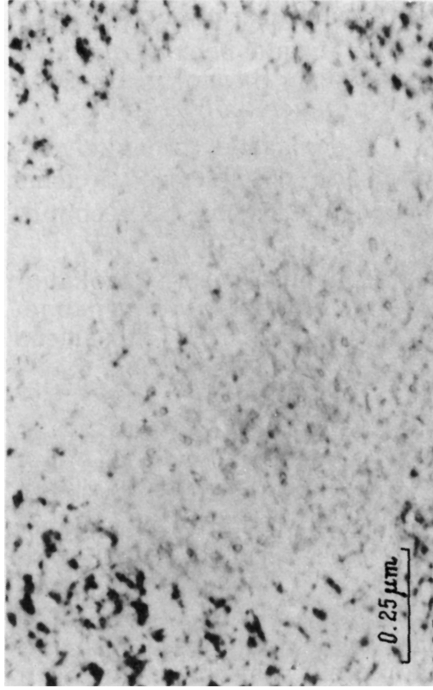


Рис. 5. Сокращение дислокационных петель под воздействием электронов с энергией 100 keV в CdTe, предварительно бомбардированном ионами аргона с энергией 5 keV. Интенсивность облучения — $7.2 \cdot 10^{18}$ el./cm² · s (диаметр пучка ~ 1.2 μm). Время облучения 5 min.

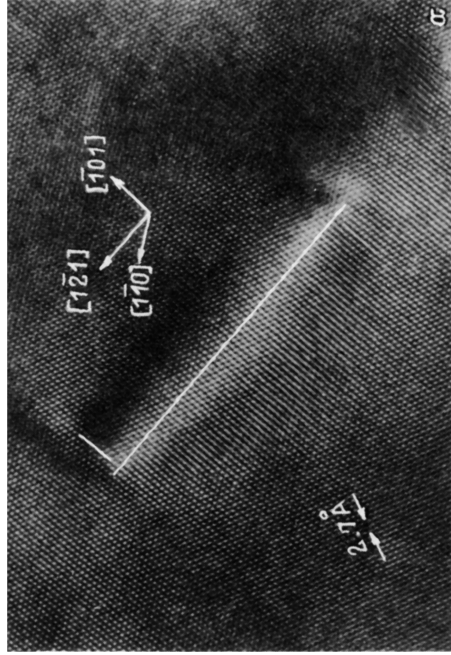
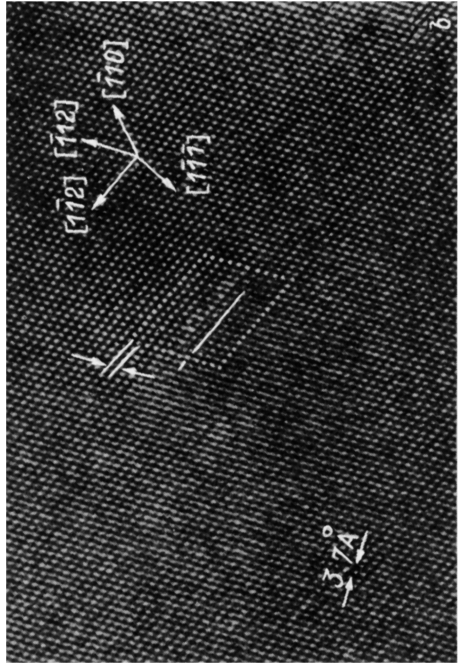


Рис. 6. Снимки с высоким разрешением дислокационных петель, образующихся в CdTe в результате травления ионами аргона с энергией 5 keV. Ось зоны: *a* — (111), *b* — (110). Короткими светлыми линиями обозначены экстраплоскости дислокаций (*a*), а светлыми точками — контур Бюргерса (*b*).



Отжиг в печи CdTe после ионного травления, так же как и в случае ZnTe, сопровождается укрупнением ионно-внедренных дефектов. Разница заключается в том, что образование дефектов в ZnTe с такими же размерами и плотностью, как и в CdTe, наблюдается при более высоких температурах отжига.

При анализе возможных механизмов влияния электронного облучения на структурные преобразования в ионно-бомбардированных образцах необходимо иметь в виду, что сокращение ионно-внедренных дислокационных петель под воздействием электронов с подпороговыми энергиями является первоначальной стадией перед последующим процессом формирования новых структурных дефектов, обусловленных электронным облучением. Это свойственно многим соединениям A_2B_6 и рассматривалось ранее в [10,11,29]. Здесь эти вопросы не затрагиваются, поскольку они не являются целью данной работы.

Поскольку энергия электронов, необходимая для образования точечных дефектов в ZnTe и CdTe, выше чем 100 keV [30,31], то в данном случае, видимо, речь должна идти о подпороговом механизме дефектообразования. Обоснование механизма, объясняющего образование и трансформацию структурных дефектов в материалах A_2B_6 , было ранее изложено в [10], где анализировались также влияние поверхностной пленки загрязнений, эффект термонагрева под пучком и возможность бомбардировки образца ионами, возникающими в области катода. Число точечных дефектов, образующихся в течение облучения, может быть записано [32] как $n_a = \eta n_0 \Phi \sigma_K$, где η — вероятность смещения атома из узла кристаллической решетки, Φ — суммарный поток электронов, n_0 — концентрация анионов и σ_K — сечение K -ионизации аниона.

Из этого уравнения следует, что n_a и dn_a/dt пропорциональны Φ и интенсивности облучения $d\Phi/dt$, что согласуется с экспериментом. Тот факт, что σ_K — практически константа для исследуемого интервала энергий, также объясняет, почему сокращение дислокационных петель практически не зависит от энергии. Например, σ_K теллура, рассчитанное из формул, приведенных в [10], для энергий электронов 60, 100 и 200 keV составляет $1.7 \cdot 10^{-23}$, $2.1 \cdot 10^{-23}$ и $1.6 \cdot 10^{-23}$ cm² соответственно.

Как было показано в [10,11,29,33], процесс подпорогового дефектообразования наиболее эффективен в материалах с низкой энергией дефекта упаковки. Поскольку энергия дефекта упаковки в CdTe меньше, чем в ZnTe (она составляет соответственно $(11.5 \pm 1.6) \cdot 10^{-3}$ и $(16 \pm 4) \cdot 10^{-3}$ eV/atom [34]), то структурные изменения под воздействием электронов будут протекать более интенсивно в CdTe, чем в ZnTe, что и наблюдается экспериментально.

Таким образом, под воздействием электронов с подпороговыми энергиями происходит сокращение предварительно введенных в CdTe или ZnTe ионным травлением дислокационных петель. Процесс устранения дефектов определяется дозой электронного облучения, а скорость сокращения дефектов прямо пропорциональна интенсивности электронного облучения. Воздействие электронов на CdTe более эффективно, чем на ZnTe, что объясняется различиями в энергии дефектов упаковки.

Объяснение полученных результатов возможно на основе представлений о ионизационном подпороговом механизме дефектообразования. Методом высокого разрешения определены возможные плоскости залегания петель: $\{110\}$ и $\{111\}$ для обоих материалов, а также векторы Бюргерса дислокационных петель: $a/2\langle 110 \rangle$ и $a/6\langle 112 \rangle$ для CdTe и $a/2\langle 110 \rangle$ и $a/3\langle 111 \rangle$ для ZnTe.

Авторы благодарят профессора К.Хамфрейса, доктора П.Брауна и доктора К.Дьюроуза за участие в обсуждении результатов и предоставленную возможность работать на указанных приборах.

Список литературы

- [1] Wald F.V. *Rev. Phys. Appl.* **12**, 2, 277 (1977).
- [2] Morris G.G., Das S.K., Tanner P.G. *J. Cryst. Growth.* **117**, 929 (1992).
- [3] Seto S., Tanaka A., Masa Y., Kawashima M. *J. Cryst. Growth.* **117**, 271 (1992).
- [4] Иванов Ю.М., Павлова Г.С., Канунова Е.Л. *Изв. АН СССР. Неорган. материалы* **24**, 12, 1956 (1988).
- [5] Kowalczyk L. *J. Cryst. Growth.* **72**, 1-2, 389 (1985).
- [6] Brown P.D., Loginov Y.Y., Mullins J.T., Durose K., Brinkman A.W., Humphreys C.J. *J. Cryst. Growth.* **138**, 538-544 (1994).
- [7] Chew N.G., Cullis A.G. *Ultramicroscopy* **23**, 175 (1987).
- [8] Lu G. // *Phil. Mag. Lett.* **68**, 1, 1 (1993).
- [9] Yoshie T., Iwanaga H., Shibata N., Suzuki K., Ichihara M., Takeuchi S. *Phil. Mag. A.* **47**, 3, 315 (1983).
- [10] Loginov Y.Y., Brown P.D., Thompson N. *Phys. Stat. Sol. (a)* **126**, 63 (1991).
- [11] Loginov Yu.Yu., Brown P.D. *Phys. Stat. Sol. (a)* **132**, 323 (1992).
- [12] Hastings M.P., Maxey C.D., Matthews B.E., Metcalfe N.E., Capper P., Jones C.L., Gable I.G. *J. Cryst. Growth.* **138**, 917 (1994).
- [13] Rolland S., Granger R., Triboulet J. *J. Cryst. Growth.* **117**, 208 (1992).
- [14] Barlot J.F. *Appl. Phys. Lett.* **57**, 2689 (1990).
- [15] Russel G.J., Woods J. *J. Cryst. Growth.* **47**, 647 (1979).
- [16] Lu G., Niu F., Wang R. *Rad. Eff. and Defects in Solids* **116**, 81 (1991).
- [17] Ryssel H., Lang G., Biersack J.P., Muller K., Kruger W. *IEEE Trans. Electr. Devices.* **27**, 1, 58 (1980).
- [18] Вабенцов В.Н., Бекетов Г.В., Горбань С.И. *ФТП* **27**, 3, 504 (1993).
- [19] Shastov K.V. *Phys. Stat. Sol. (a)* **130**, 293 (1992).
- [20] Leo G., Drigo A.V., Traverse A. *Mater. Sci. Eng.* **B16**, 123 (1993).
- [21] Loginov Y.Y., Lenchenko V.M., Brown P.D., Woods J. *Phys. Stat. Sol. (a)* **118**, 117 (1990).
- [22] Sanders I.R., Dobson P.S. *J. Mater. Sci.* **9**, 12, 1987 (1974).
- [23] Lunn M.A., Dobson P.S. *J. Cryst. Growth.* **73**, 379 (1985).
- [24] Zanio K. *Semiconductors and Semimetals.* N.Y. (1978), V. 13.
- [25] Kroger F.A. *Rev. Phys. Appl.* **12**, 2, 205 (1977).
- [26] Spence J.C.H. *Experimental high-resolution electron microscopy.* Oxford (1981).
- [27] Qin L.C., Li D.X., Kuo K.H. *Phil. Mag. A.* **53**, 4, 543 (1986).
- [28] Lu G. *Rad. Eff. and Defects in Solids* **124**, 301 (1992).
- [29] Loginov Y.Y., Brown P.D., Thompson N., Durose K. *J. Cryst. Growth.* **117**, 682 (1992).
- [30] Корбетт Дж., Бургуэн Ж. *Точечные дефекты в твердых телах.* М. (1979), С. 9-152.
- [31] Bryant F.J., Baker A.T. *J. Radiat. Damage and Defects in Semiconductors.* Bristol, London: Inst Phys. Conf (1973), Ser. 16, P. 42.
- [32] Карпов В.Г., Клиnger М.И. *ФТП*, **21**, 10, 1887 (1987).
- [33] Loginov Y.Y., Brown P.D., Thompson N.A. *Phys. Stat. Sol. (a)* **127**, 75 (1991).
- [34] Takeuchi S., Suzuki K., Maeda K., Iwanaga H. *Phil. Mag. A.* **50**, 2, 171 (1984).