

ТРАНСФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ $Cd_xHg_{1-x}Te$ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

М. И. Ибрагимова, И. А. Файзрахманов,
И. Б. Хайбуллин, Н. А. Саинов

Казанский физико-технический институт Академии наук Татарстана, 420029, Казань, Татарстан

(Получена 30 ноября 1992 г. Принята к печати 3 декабря 1992 г.)

Изучена трансформация кристаллической структуры $Cd_xHg_{1-x}Te$ при имплантации ионов с массой $11 \leq M_i \leq 131$ а. е. м. и энергий $E < 100$ кэВ в широком интервале доз $10^{14} \leq \Phi < 3 \cdot 10^{17}$ см⁻². Обнаружено, что при бомбардировке ионами с массой $M_i > 70$ а. е. м. и энергией $E < 100$ кэВ после достижения определенной дозы Φ_a происходит аморфизация приповерхностного слоя $Cd_xHg_{1-x}Te$. Показано, что все имеющиеся данные по зависимости структурно-фазовых изменений $Cd_xHg_{1-x}Te$ от режимов облучения могут быть объяснены на основе модели тепловых пиков. Установлено, что появление рефлексов от монокристалла при достижении некоторой критической дозы $\Phi_c \gg \Phi_a$ связано не с рекристаллизацией аморфного слоя в процессе имплантации, а с изменением условий дифракции быстрых электронов вследствие образования сильно развитого микро-рельефа поверхности.

Введение. В настоящее время накоплен значительный экспериментальный материал и достигнуто определенное понимание процессов аморфизации, происходящих при ионной имплантации (ИИ) традиционных полупроводников. В случае полупроводниковых соединений закономерности аморфизации сложным образом зависят от условий имплантации и в некоторых случаях не могут быть объяснены в рамках существующих моделей. В частности, проведенные в ряде отечественных и зарубежных работ [1-11] исследования трансформации кристаллической структуры $Cd_xHg_{1-x}Te$ при ИИ дают противоречивые результаты. Согласно работам [1-9], облучение кристаллов $Cd_xHg_{1-x}Te$ при комнатной температуре с энергиями $E > 100$ кэВ в исследованных интервалах доз не приводят к аморфизации приповерхностных слоев вследствие (по мнению авторов [6]) динамического отжига в процессе ИИ как точечных, так и протяженных (например, дислокационных петель) дефектов, находящихся за областью ИИ. Вместе с тем в работе [8] сообщается, что при имплантации $Cd_xHg_{1-x}Te$ ионами бора с дозой $\Phi = 10^{15}$ см⁻² при температуре жидкого азота получена полная аморфизация ионно-легированного слоя. Однако все последующие попытки воспроизвести этот результат не увенчались успехом [1-3, 10, 11]. Кроме того, даже облучение ионами In^+ кристаллов $Cd_xHg_{1-x}Te$ с дозой $\Phi = 3 \cdot 10^{14}$ см⁻² при 77 К [6] не привело к аморфизации приповерхностных слоев, хотя сопровождалось высокой концентрацией радиационных дефектов.

Наличие столь противоречивых данных стимулировало проведение настоящей работы, цель которой — изучение трансформации структуры $Cd_xHg_{1-x}Te$ при имплантации ионов с массой $11 \leq M_i \leq 131$ а. е. м. в малоизученной области энергий ионов $E < 100$ кэВ.

В качестве исходного материала использовались пластины монокристаллического $Cd_xHg_{1-x}Te$ n - и p -типов проводимости, выращенного различными методами (Бриджмена, зонной плавки через теллур, методом постоянной подпитки расплава) с молярным содержанием теллурида кадмия x от 0.18 до 0.35. После механической обработки абразивным порошком образцы подвергались химическому травлению до зеркального состояния в растворе брома в спирте с последующей тщательной промывкой в дистиллированной воде. Ионная имплантация производилась при 77 и 300 К одно- и двухзарядными ионами с массой $M_i = 11-131$ а. е. м., с энергиями 30—40 и 80 кэВ, с интегральными дозами $1.2 \cdot 10^{14} < \Phi < 3.2 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$ и с плотностью ионного тока j от 0.4 до 15 мкА/см 2 .

Структурные исследования проводились на серийном электронографе ЭМР-100 методом дифракции быстрых электронов за отражение. Электронограммы снимались при ускоряющих напряжениях электронов 50 и 75 кэВ и токе электронного пучка ~ 20 мкА. Увеличение тока пучка сильно влияет на структуру $Cd_xHg_{1-x}Te$ вплоть до испарения приповерхностных слоев.

Экспериментальные результаты

В результате электронографических исследований ионно-имплантированных приповерхностных слоев $Cd_xHg_{1-x}Te$ при энергиях облучения $E < 100$ кэВ установлена зависимость разупорядочения кристаллической структуры от массы внедряемого иона. При этом все имплантируемые ионы в соответствии с их массами можно разделить на две группы: к первой относятся легкие ионы и ионы средних масс, ко второй — тяжелые ионы с $M_i \geq 70$ а. е. м.

При облучении $Cd_xHg_{1-x}Te$ при температурах образца $T_s = 77, 300$ К ионами с массой $M_i < 70$ а. е. м. не обнаружено существование фазового перехода в аморфное состояние вплоть до доз имплантации $\Phi \approx 10^{17}$ см $^{-2}$.

Исследования приповерхностных слоев $Cd_xHg_{1-x}Te$ при бомбардировке ионами с массой $M_i \geq 70$ а. е. м. и энергией $E \leq 40$ кэВ показали, что по мере набора дозы облучения ($T_s = 300, 77$ К) возрастает степень разупорядочения кристаллической структуры и при дозе $\Phi = \Phi_a$ происходит переход в аморфное состояние (Φ_a — доза аморфизации). Это подтверждают приведенные на рис. 1, $a-c$ электронограммы: при увеличении дозы (см. рис. 1, a, b) сначала происходит изменение как формы, так и расположения точечных рефлексов, свидетельствующие об образовании мозаичной структуры (под мозаичной структурой понимается блочная структура с разориентацией 2—3'), затем пропадают признаки кристаллическости и появляется сплошное диффузное пятно, характерное для аморфного вещества (рис. 1, c). Идентификация точечных рефлексов на электронограммах, подобных приведенным на рис. 1, b , производилась с использованием табличных данных [12]. Результаты многочисленных экспериментов по определению дозы аморфизации Φ_a в зависимости от массы внедряемого иона приведены на рис. 2. Как и следовало ожидать, наблюдается закономерное уменьшение величины дозы аморфизации с увеличением массы бомбардирующего иона от $3.2 \cdot 10^{14}$ см $^{-2}$ (точность 10—15%) для ионов Хе до $2.2 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ с той же точностью для ионов Ga. Указанный разброс в величинах Φ_a связан, по всей видимости, с большим разнообразием образцов (различные методы выращивания, состав, кристаллическая ориентация).

Облучение $Cd_xHg_{1-x}Te$ ионами Ag^+ при комнатной температуре с энергией $E = 80$ кэВ также привело к аморфизации приповерхностных слоев, однако доза аморфизации Φ_a значительно уменьшилась.

При исследовании микроструктуры облучаемого слоя $Cd_xHg_{1-x}Te$ при дозах имплантации, превышающих Φ_a , установлено появление монокристаллической структуры после достижения некоторой критической дозы

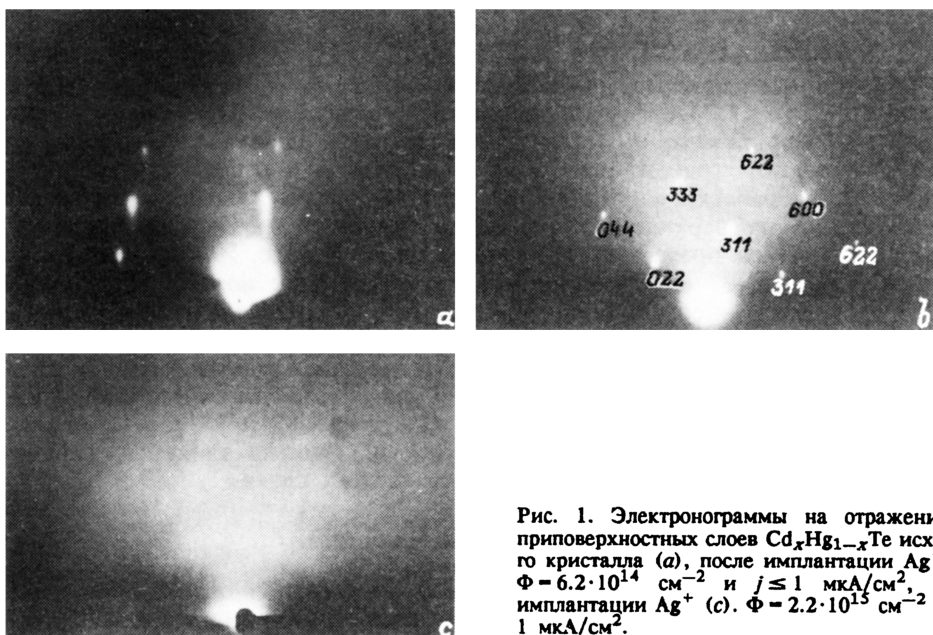


Рис. 1. Электронограммы на отражение от приповерхностных слоев $Cd_xHg_{1-x}Te$ исходного кристалла (а), после имплантации Ag^+ (b). $\Phi = 6.2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и $j \approx 1 \text{ мкА/см}^2$, после имплантации Ag^+ (с). $\Phi = 2.2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ и $j = 1 \text{ мкА/см}^2$.

Φ_c . Обнаружено, что величина Φ_c зависит от природы внедряемого иона. На рис. 3, а—d представлены электронограммы, полученные при одних и тех же условиях облучения $Cd_xHg_{1-x}Te$ ($\Phi = 3.2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, $j \sim 5.0 \text{ мкА/см}^2$) различными ионами: Ag^+ , Xe^+ , Ga^+ , In^+ . Идентификация точечных рефлексов на электронограммах (рис. 3, а—с) показала наличие лишь монокристаллической фазы $Cd_xHg_{1-x}Te$. Как видно из рис. 3, а—с электронограммы получены от поверхностей, ориентированных различным образом к направлению электронного пучка. Имплантация In^+ (рис. 3, d) не приводит к возникновению монокристаллической структуры, так как для данного иона при указанных условиях $\Phi < \Phi_c$ (In).

Обсуждение результатов и выводы

Проведенные в данной работе экспериментальные исследования, а также результаты других авторов показали, что для $Cd_xHg_{1-x}Te$ в широком интервале режимов имплантации неэффективны обычные механизмы аморфизации через накопление точечных дефектов и перекрытие частично разупорядоченных областей (см., например, [13–15]). Это вероятно, связано с высокой подвижностью точечных дефектов в $Cd_xHg_{1-x}Te$, что ведет к динамическому отжигу радиационных дефектов в процессе имплантации. Действительно, по име-

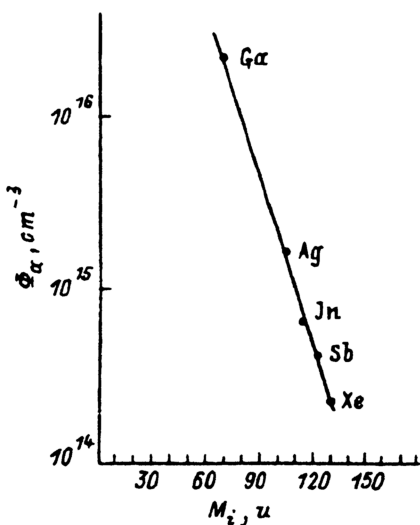


Рис. 2. Зависимость дозы аморфизации Φ_a $Cd_xHg_{1-x}Te$ от массы внедряемого иона M_i при $E < 50 \text{ кэВ}$, $j < 1 \text{ мкА/см}^2$, $T_s = 300 \text{ К}$.

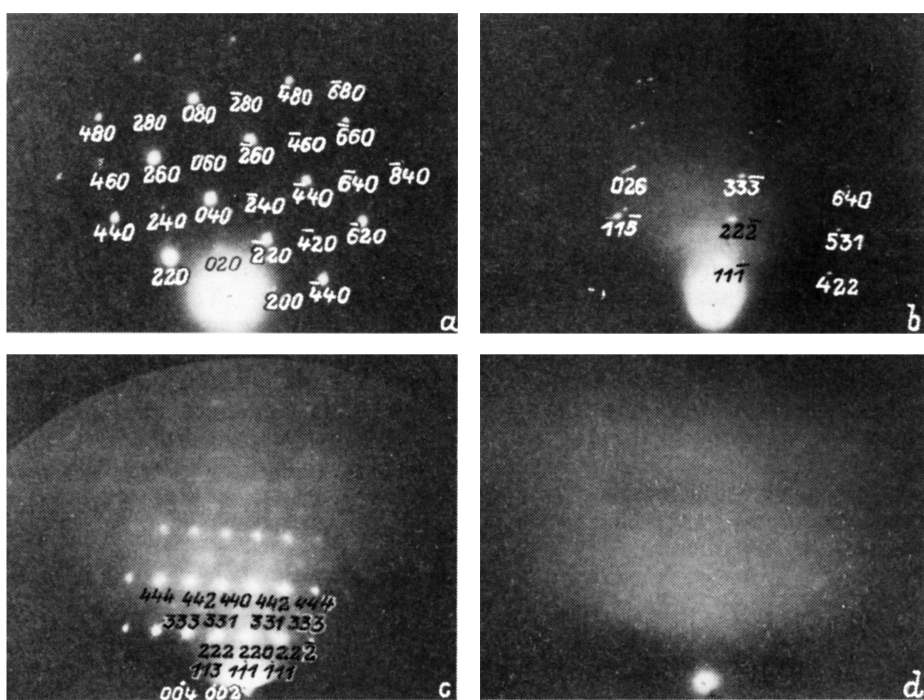


Рис. 3. Электрограммы на отражение от слоев $Cd_xHg_{1-x}Te$, полученных после имплантации ионов: *a* — Ag^+ , *b* — Xe^+ , *c* — Ga^+ , *d* — In^+ . $\Phi = 3.2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, $E = 30-40 \text{ кэВ}$, $j \sim 5.0 \text{ мкА/см}^2$.

ющимся в литературе данным [16], в $Cd_xHg_{1-x}Te$ энергия активации самодиффузии вакансий ртути составляет 1.4 эВ, а междоузлий 0.3—0.5 эВ, что в несколько раз ниже аналогичных параметров для Si, в котором эти механизмы аморфизации наиболее ярко проявляются.

В то же время результаты, полученные в данной работе, свидетельствуют о наличии режимов имплантации, при которых тем не менее имеет место переход имплантированных слоев $Cd_xHg_{1-x}Te$ в аморфное состояние. Эти режимы характеризуются большой массой имплантируемых ионов $M_i \geq 70 \text{ а. е. м.}$ и относительно низкими энергиями облучения $E < 100 \text{ кэВ}$. Учитывая, что средняя масса атомов $Cd_xHg_{1-x}Te$ составляет $M_m \approx 150 \text{ а. е. м.}$, можно сделать вывод о том, что при этих режимах облучения величина ядерной тормозной способности велика, что приводит к высоким значениям средней плотности энергии Θ , выделяемой в объеме радиационного каскада. Это видно из таблицы, в которой

Средние плотности энергии Θ и времена t_q при различных энергиях и массах бомбардирующих ионов в $Cd_xHg_{1-x}Te$ ($x = 0.2-0.3$)

Ион	Энергия иона E , кэВ	Масса иона а. е. м.	Θ , эВ/ат	t_q , с	Наличие аморфизации	Литература
B^+	40	11	0.0022	10^{-7}	Нет	Данные работы
P^+	40	31	0.045	$4.3 \cdot 10^{-10}$	"	"
Ar^+	40	40	0.15	$1.4 \cdot 10^{-11}$	"	[4, 5]
Ar^+	150	40	0.01	$6.8 \cdot 10^{-9}$	"	[4, 5, 13]
Ga^+	40	70	0.8	$2.4 \cdot 10^{-11}$	Да	Данные работы
In^+	30	115	2.4	$5.4 \cdot 10^{-12}$	"	"
In^+	300	115	0.1	$3.3 \cdot 10^{-10}$	Нет	[6, 9, 13]
Xe^+	30	131	3.0	$4.2 \cdot 10^{-12}$	Да	Данные работы
Hg^+	300	200	0.36	$2.5 \cdot 10^{-10}$	Нет	[13, 14]

приведены значения Θ и времена затухания выделенной энергии t_q , рассчитанные на основе работы Зигмунда [17] для использованных нами режимов облучения. Для сравнения в таблице представлены значения Θ и t_q для режимов имплантации, исследованных другими авторами, при которых не наблюдается аморфизация $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$. Сопоставление полученных значений Θ с температурой плавления $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$, которая по оценочным расчетам составляет $\Theta_m \sim 0.5$ эВ/ат, показывает, что, как правило, аморфизация наблюдается для режимов имплантации, при которых $\Theta \geq \Theta_m$ и $t_q < 10^{-11}$ с, что соответствует условиям возникновения тепловых пиков [18].

Таким образом, проведенный анализ имеющихся экспериментальных данных дает основание предложить механизм аморфизации $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ через образование тепловых пиков. Вследствие малых времен затухания тепловых пиков возбужденная область не успевает релаксировать и на месте теплового пика образуется полностью разупорядоченная область. По мере набора дозы эти зоны перекрываются и при дозах имплантации $\Phi \cong \Phi_a$ образуется сплошной аморфный слой. Доза аморфизации определяется размерами разупорядоченных областей, которые зависят от энергии и массы бомбардирующих ионов. Поэтому имеющаяся зависимость дозы аморфизации от массы ионов, а также данные экспериментов по определению дозы аморфизации при $E = 80$ кэВ хорошо объясняются в рамках предложенного механизма.

Изменение картины электронной дифракции от аморфного материала к монокристаллическому при дозах имплантации $\Phi > \Phi_c$ связано не с рекристаллизацией аморфной фазы в процессе ИИ, а с образованием весьма развитого микрорельефа. При этом высота выступов значительно превышает толщину аморфного слоя, в результате чего основной вклад в дифракционную картину от такой поверхности дает нижележащий монокристалл. Возникновение столь развитого микрорельефа при больших дозах облучения сложным образом зависит от процессов радиационного вакансионного распухания и распыления, что подробно рассмотрено в нашей предыдущей статье [19].

Таким образом, в настоящей работе установлено, что при использовании ионов с массой $M_i \geq 10$ а. е. м. и энергиями $E < 100$ кэВ после достижения определенной дозы Φ_a обнаружен факт перехода приповерхностных слоев $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ в аморфное состояние. На основе модели тепловых пиков объяснена зависимость структурно-фазовых изменений $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ от режимов облучения, наблюдавшихся в данной работе, а также работа других авторов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] J. Baars, A. Hurrle, W. Rothemund, C. R. Fritzsche, T. Jakobus. *J. Appl. Phys.*, **53**, 1461 (1982).
- [2] G. L. Destefanis, R. Boch, R. Ronssille. *Cryst. Growth*, **59**, 270 (1982).
- [3] G. L. Destefanis. *Nucl. Instrum. Meth.*, **209/210**, 567 (1983).
- [4] А. С. Петров, В. С. Куликаускас, Ю. В. Лиленко, А. П. Коханенко, А. В. Войцеховский, Е. М. Кирыошкин, К. В. Шастов, К. Р. Курбанов, А. П. Мамонтов, В. А. Коротченко. *Изв. вузов СССР, Физика*, № 12, 83 (1988).
- [5] Ю. В. Лиленко, В. С. Куликаускас, К. В. Шастов, Е. М. Кирыошкин. *Поверхность. Физика, химия, механика*, № 7, 142 (1988).
- [6] L. K. Magel, T. W. Sigmon. *J. Cryst. Growth*, **86**, 756 (1988).
- [7] Ю. В. Кавалюкас, Г. С. Эйджукас, М. В. Седнев, А. В. Шилейка. *Поверхность. Физика, химия, механика*, № 10, 127 (1985).
- [8] S. Y. Wu, W. J. Choyke, W. J. Takei, A. J. Noreika, M. H. Francombe. *J. Vac. Sci. Techn.*, **21**, 255 (1982).
- [9] C. Uzan, Y. Marfaing, R. Legros, R. Kalish, V. Richter. *J. Cryst. Growth*, **86**, 744 (1988).
- [10] K. C. Dimiduk, W. G. Opyd, J. F. Gibbons, T. W. Sigmon, T. I. Magee, R. D. Ormond. *J. Vac. Sci. Techn. A*, **1**, 1661 (1983).
- [11] K. L. Conway, W. G. Opyd, M. E. Greiner, J. F. Gibbons, T. W. Sigmon, L. O. Bubulac. *Appl. Phys. Lett.*, **41**, 750 (1982).
- [12] Л. И. Миркин. *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов*. М. (1961).
- [13] G. Bahir, R. Kalish. *J. Appl. Phys.*, **54**, 3129 (1983).

- [14] G. Bahir, T. Bernstein, R. Kalish. *Rad. Eff.*, **48**, 247 (1980).
- [15] Физические процессы в облученных полупроводниках (под ред. Л. С. Смирнова). Новосибирск (1977).
- [16] А. В. Горшков, Ф. А. Зайтов, Г. М. Шаляпина, С. Б. Шангин. В кн.: Легированные полупроводниковые материалы, 92. М. (1985).
- [17] P. Sigmund. *Appl. Phys. Lett.*, **25**, 161 (1974).
- [18] D. A. Thompson. *Rad. Eff.*, **56**, 105 (1981).
- [19] М. И. Ибрагимова, В. Ю. Петухов, И. Б. Хайбуллин. *ФТП*, **27**, 560 (1993).

Редактор Т. А. Полянская
