Литература

[1] Дранчук С. Н., Карпов Ю. А., Шаховцов В. И., Шиндич В. Л. — Изв. АН СССР, Неорг. матер., 1981, т. 17, в. 5, с. 757—761.
[2] Антоненко Р. С., Неймаш В. Б., Соснин М. Г., Шаховцов В. И., Шиндич В. Л. — Вопросы атомной науки и техники, сер. Физика радиац. поврежд., 1982, в. 4, с. 23—25.
[3] Андрианов Д. Г., Бочкарев Э. П., Гришин В. П., Карпов Ю. А., Савельев А. С. — ФТП, 1978, т. 12, в. 3, с. 511—519.
[4] Баграев Н. Т. — Изв. АН СССР, сер. физ., 1983, т. 47, в. 12, с. 2331—2337.
[5] Бугай А. А., Кустов В. Е., Семенов Ю. Г., Шаховцов В. И., Шиндич В. Л. — ФТТ, 1985, т. 27, в. 6, с. 1824—1829.
[6] Ludwig G. W., Ham F. S. — In: Proc. Int. Conf. Jerusalem, 1962, v. 2, p. 620—627.
[7] Стоунхэм А. М. Теория дефектов в твердых телах, т. 1. М., 1978. 569 с.
[8] Takano Y., Maki M. — Acta Cryst., 1972, v. A28, N 4, p. 5171.
[9] Baker J. A., Tucker T. N., Moyer N. E., Bushert R. C. — J. Appl. Phys., 1968, v. 39, N 9, p. 4365—4368.

Институт физики АН УССР
Киев

Получено 15.07.1987
Принято к печати 26.07.1988

---

*ФТП, том 22, вып. 12, 1988*

# ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ГЕРМАНИЕМ

**Блецкан Н. И., Кузнецов В. И., Лугаков П. Ф., Салманов А. Р., Цикунов А. В.**

Присутствие в матрице кремния различного рода структурных нарушений, создающих поля упругих напряжений, приводит к появлению особенностей в процессах образования и отжига радиационных дефектов (РД) [1-4]. Атомы германия, внедренные в решетку кремния, вызывают ее заметную деформацию [5, 6] и оказывают значительное влияние на кинетику радиационного дефектообразования в таких кристаллах. Однако до сего времени в Si⟨Ge⟩ в основном изучалось лишь накопление РД при достаточно больших потоках облучения, когда концентрация первичных РД (вакансий и междоузельных атомов) сравнима с концентрацией легирующей и технологических (фоновых) примесей или больше ее [7-9]. Целью данной работы было выяснение роли германия в процессах накопления РД на начальных этапах облучения.

Использовался кремний *n*-типа, выращенный по методу Чохральского, с удельным сопротивлением $\simeq 5$ Ом·см. Концентрация германия, вводимого при выращивании, составляла $5 \cdot 10^{18}$ см$^{-3}$. Для сравнительных экспериментов использовались контрольные (без германия) образцы. Кристаллы содержали кислород в концентрации $(8 \div 9) \cdot 10^{17}$ см$^{-3}$, а углерода было $\leqslant 5 \cdot 10^{16}$ см$^{-3}$. Исследуемые образцы облучались при $T \leqslant 50$ °C гамма-квантами $^{60}$Co либо электронами с энергией 6.0 МэВ. Результаты получены из измерения температурных зависимостей коэффициента Холла, из которых рассчитывались концентрация, энергетические уровни РД и скорости их образования. Облученные образцы подвергались 15-минутному изохронному отжигу на воздухе в интервале температур $50 \div 500$ °C.

Анализ температурных зависимостей концентрации носителей заряда в облученных кристаллах показал, что при облучении в обоих материалах происходит образование РД с энергетическими уровнями $E_c - 0.17$ и $\geqslant E_c - 0.43$ эВ. На рис. 1 приведены зависимости концентрации этих РД от интегрального потока гамма-квантов. Из сравнения кривых видно, что в контрольных кристаллах (кривые *2*, *4*) накопление РД происходит линейно с дозой облучения во всем

исследованном интервале потоков гамма-квантов, а в Si⟨Ge⟩ (кривые *1*, *3*) — лишь на начальном этапе облучения. Расчеты показывают, что начальная (на линейном участке) скорость образования РД в Si⟨Ge⟩ при облучении гамма-квантами (а также и электронами) оказывается несколько выше, чем в контрольном материале. При потоках гамма-квантов $\Phi_\gamma > 2\cdot10^{18}$ см$^{-2}$ в Si⟨Ge⟩ линейность накопления РД нарушается из-за уменьшения скорости образования РД, и при $\Phi_\gamma = 3\cdot10^{18} \div 5\cdot10^{18}$ см$^{-2}$ скорости образования РД в обоих материалах оказываются сравнимыми.

Наиболее эффективно образующимися РД в *n*-кремнии, полученном методом Чохральского, являются *A*-центры с энергетическим уровнем $E_c - 0.17$ эВ, комплексы углерод—кислород—дивакансия ($COV_2$) с уровнем $\simeq E_c - 0.45$ эВ,

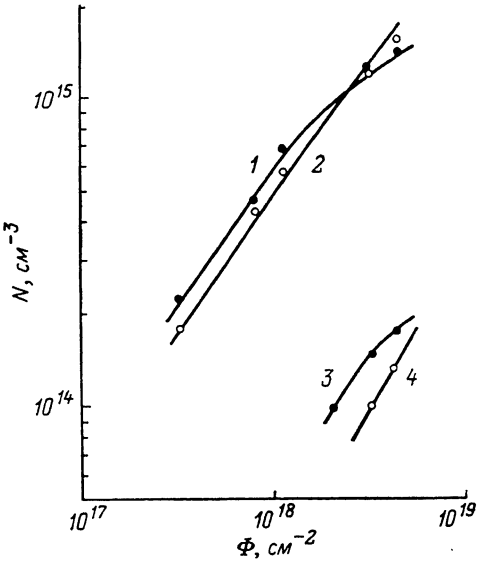


Рис. 1. Дозовые зависимости концентрации радиационных дефектов в облученных гамма-квантами кристаллах кремния.

Материал: *1*, *3* — Si⟨Ge⟩; *2*, *4* — контрольный Si. Энергетические уровни дефектов, эВ: *1*, *2* — $E_c - 0.17$; *3*, *4* — $\geqslant E_c - 0.43$.

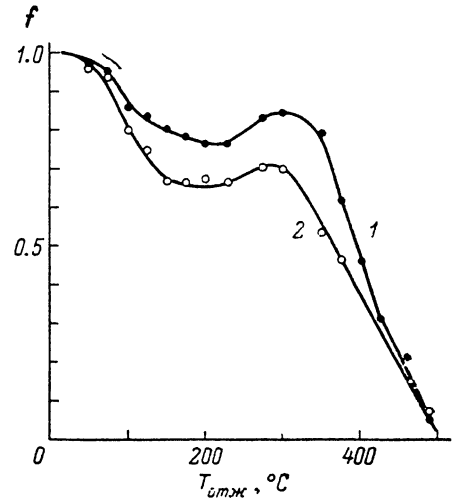


Рис. 2. Зависимость доли неотожженных дефектов с энергетическими уровнями $\geqslant E_c - 0.43$ эВ от температуры изохронного 15-минутного отжига.

Материал: *1* — Si⟨Ge⟩, *2* — контрольный Si.

устойчивые до температур 350÷400 °C, а также *E*-центры с уровнем $E_c - 0.43$ эВ, отжигающиеся при 80÷150 °C [10–13]. На рис. 2 приведены результаты отжига РД с уровнями $\geqslant E_c - 0.43$ эВ. Анализ их позволяет сделать заключение, что на первой стадии в интервале температур 80÷150 °C отжигаются *E*-центры, а при $T_{отж} = 350 \div 450$ °C — комплексы $COV_2$, с дообразованием которых связан отрицательный отжиг при $T > 200$ °C [13]. С учетом данных по отжигу РД были рассчитаны скорости образования при облучении *E*-центров и комплексов $COV_2$, приведенные в таблице для этих РД и *A*-центров. Из них следует, что присутствие германия в решетке кремния сказывается только на эффективности накопления *A*-центров и комплексов $COV_2$, тогда как скорость образования *E*-центров практически не зависит от содержания германия.

Начальная скорость образования РД (в см$^{-1}$)

| Материал | Облучение гамма-квантами | | | Облучение электронами | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | *E*-центр | $COV_2$ | *A*-центр | *E*-центр | $COV_2$ | *A*-центр |
| Si⟨Ge⟩ | $6.0\cdot10^{-6}$ | $3.7\cdot10^{-5}$ | $5.9\cdot10^{-4}$ | $5\cdot10^{-3}$ | $3.0\cdot10^{-2}$ | $2.1\cdot10^{-1}$ |
| Контрольный | $6.0\cdot10^{-6}$ | $1.9\cdot10^{-5}$ | $5.2\cdot10^{-4}$ | $4.5\cdot10^{-3}$ | $1.9\cdot10^{-2}$ | $1.9\cdot10^{-1}$ |

Полученные результаты можно объяснить, если учесть, что введение германия при легировании приводит к возникновению в решетке кремния деформации сжатия [5, 6] и полей упругих напряжений, которые, как известно [1-4], могут существенно влиять на миграцию дефектов и примесей. Можно предположить, что при остывании кристалла, легированного германием, в области, находящиеся под воздействием деформационных полей Ge, мигрируют присутствующие в кристалле фоновые примеси с ковалентным радиусом, меньшим радиуса кремния. Такой примесью является прежде всего углерод, атомы которого в этом случае локализуются в узлах решетки вблизи атома германия. Помимо углерода в деформированной области могут находиться и другие примесные атомы, в том числе и кислород, хотя последний находится преимущественно в междоузельном положении [14]. Это может быть обусловлено тем, что из-за анизотропии распространения в кремнии деформационных полей в близи атома германия могут быть не только области сжатия, но и области растяжения. С другой стороны, углерод и кислород в кремнии образуют различного рода углерод-кислородные ассоциации CO [14], которые могут быть «зародышами» для формирования комплексов $COV_2$ [15, 16]. Генерируемые облучением собственные междоузельные атомы под воздействием создаваемых атомами германия деформационных полей, как правило, выталкиваются из областей напряжения и захватываются расположенными вне их стоками. Вакансии, напротив, эффективно мигрируют к этим областям, где вступают во взаимодействие с находящимися там примесными атомами и их ассоциациями, образуя с ними стабильные комплексы. Именно этим объясняются, на наш взгляд, наблюдаемые в эксперименте (см. таблицу) повышенные значения начальной скорости образования комплексов $COV_2$ в Si⟨Ge⟩. Небольшое увеличение эффективности образования *A*-центров здесь связано, вероятно, с тем, что доля растворенного кислорода, находящегося в создаваемых германием областях напряжения, мала по сравнению с его содержанием в остальном объеме кристалла, поэтому невелика и доля локализованных вблизи атомов германия *A*-центров по сравнению с их общим числом в объеме кремния.

Что касается накопления электрически активных РД при более высоких потоках облучения, когда имеет место уменьшение скорости их образования, то это обусловлено, очевидно, следующим. Повышенные скорости образования комплексов $COV_2$ в Si⟨Ge⟩ наблюдаются лишь до тех потоков бомбардирующих частиц, пока концентрация ассоциаций CO, локализованных в областях напряжения, превышает концентрацию генерируемых облучением вакансий, мигрирующих к этим областям. При более высоких потоках облучения наступает истощение примесных ассоциаций CO и эффективность образования РД вблизи германия уменьшается, а затем может стать даже ниже, чем в контрольных кристаллах из-за возрастания темпа аннигиляции первичных РД на атомах германия [7-9].

Таким образом, по сравнению с контрольными кристаллами в Si⟨Ge⟩ на начальном этапе облучения имеют место более высокие скорости образования РД, в состав которых входят примеси, локализующиеся при выращивании вблизи атомов германия.

## Литература


[1] Любов В. Я., Власов Н. М. — Физ. мэт. и металловед., 1979, т. 47, в. 1, с. 140—157.
[2] Вологдин Э. Н., Жукова Г. А., Мордкович В. Н. — ФТП, 1972, т. 6, в. 7, с. 1306—1310.
[3] Казакевич Л. А., Лугаков П. Ф. — ФТП, 1980, т. 14, в. 1, с. 124—128.
[4] Неймаш В. Б., Соснин М. Г., Шаховцов В. И., Шиндич В. И. — ФТП, 1981, т. 15, в. 4, с. 786—788.
[5] Бабицкий Ю. М., Горбачева Н. И., Гринштейн П. М., Ильин М. А., Мильвидский М. Г., Туровский Б. М. — ФТП, 1984, т. 18, в. 7, с. 1309—1311.
[6] Кустов В. Е., Мильвидский М. Г., Семенов Ю. Г., Туровский Б. М., Шаховцов В. И., Шиндич В. И. — ФТП, 1986, т. 20, в. 2, с. 270—274.
[7] Бугай А. А., Максименко В. М., Туровский Б. М., Хируненко Л. И., Шаховцов В. И., Шинкаренко В. К., Горбачева Н. И. — ФТП, 1984, т. 18, в. 11, с. 2020—2023.
[8] Хируненко Л. И., Шаховцов В. И., Шинкаренко В. К., Шпинар Л. И., Ясковец И. И. — ФТП, 1987, т. 21, в. 3, с. 562—565.
[9] Атабаев А. Г., Саидов М. С., Хируненко Л. И., Шаховцов В. И., Шинкаренко В. К., Шпинар Л. И., Юсупов А. — ФТП, 1987, т. 21, в. 3, с. 570—573.

[10] Watkins G. D., Corbett J. W. — Phys. Rev., 1961, v. 121, N 4, p. 1001—1014; 1964, v. 134A, N 5, p. 1359—1377.
[11] Corbett J. W., Bourgoin J. C., Cheng L. J., Corelli J. C., Lee Y. H., Mooney P. M., Weigel C. — In: Rad. Def. Semicond. Conf. Ser. N 31. Bristol—London, 1977, p. 1—11.
[12] Lee Y. H., Corbett J. W., Brower K. L. — Phys. St. Sol. (a), 1977, v. 41, N 2, p. 637—645.
[13] Лугаков П. Ф., Лукашевич Т. А., Шуша В. В. — ФТП, 1979, т. 13, в. 2, с. 401—404.
[14] Bean A. R., Newman R. C. — J. Phys. Chem. Sol., 1972, v. 33, N 2, p. 255—268.
[15] Mooney P. M., Cheng L. J., Süli M., Gerson J. D., Corbett J. W. — Phys. Rev., 1977, v. 15, N 8, p. 3836—3843.
[16] Lugakov P. F., Lukyanitsa V. V. — Phys. St. Sol. (a), 1984, v. 83, N 2, p. 521—527.

Научно-исследовательский институт
прикладных физических проблем
им. А. Н. Севченко при БГУ им. В. И. Ленина
Минск

Получено 17.12.1987
Принято к печати 26.07.1988

---

*ФТП, том 22, вып. 12, 1988*

# УСКОРЕННАЯ ДИФФУЗИЯ ИНДИЯ В $Hg_{1-x}Cd_xTe$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ПРИ $T=300$ К

**Войцеховский А. В., Кирюшкин Е. М., Лиленко Ю. В., Петров А. С., Черников Е. В., Кузнецов Н. В., Курбанов К. Р., Мамонтов А. П.**

Индий является одной из перспективных примесей, позволяющих получать кристаллы $Hg_{1-x}Cd_xTe$ $n$-типа проводимости [1-3]. Однако введение в $Hg_{1-x}Cd_xTe$ индия, являющегося медленно диффундирующей примесью, посредством термодиффузии требует использования высоких температур в течение длительного отжига и может сопровождаться изменением морфологии и состава поверхности, а также образованием инверсионных слоев $p$-типа проводимости [4]. В то же время известно, что воздействие облучения способствует ускорению атомной диффузии в полупроводниках и позволяет значительно снизить температуру процесса диффузии [5-7]. Так, в кремнии радиационно-стимулированная диффузия примесей происходит уже при температурах ~600 °С, что на несколько сотен градусов ниже температуры термодиффузии. Следует ожидать, что и в кристаллах $Hg_{1-x}Cd_xTe$ воздействие облучения должно уменьшить температуру диффузии индия (300÷500 °С для термодиффузии) до более низких значений, вплоть до комнатной. Одновременно радиационно-стимулированная диффузия в $Hg_{1-x}Cd_xTe$ при пониженных температурах позволит избежать нежелательных последствий, связанных с длительной высокотемпературной обработкой, неизбежной при проведении термодиффузии.

В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования радиационно-стимулированной диффузии индия в $Hg_{1-x}Cd_xTe$ под воздействием облучения кристаллов ионами $H^+$ и $Ar^+$ при комнатной температуре.

Исследования проведены на монокристаллических образцах $Hg_{1-x}Cd_xTe$ с составом $x=0.2$, подвергнутых химико-механической полировке и последующему травлению в спиртовом растворе брома. В качестве источников диффузии использовались напыленные на поверхность слои индия толщиной не более 200 Å, а также предварительно имплантированный в $Hg_{1-x}Cd_xTe$ индий. Доза имплантации ионов индия составляла $10^{14}$ см$^{-2}$ при энергии внедряемых ионов 40 кэВ. Образцы с напыленным слоем индия облучались ионами $H^+$ с энергией 200 кэВ дозой $\Phi=10^{15}$ см$^{-2}$. Потерями энергии ионов $H^+$ в тонком напыленном слое практически можно пренебречь. Образцы с имплантированным индием облучались ионами $Ar^+$ с энергией 160 кэВ дозами $10^{14}$ и $10^{15}$ см$^{-2}$. В обоих случаях облучение проводилось при комнатной температуре, причем плотность тока ионов $H^+$ и $Ar^+$ составляла 0.1 мкА/см$^2$, что исключало возможность нагрева образцов в процессе облучения. Распределения атомов индия по глубине