

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ И ОТЖИГА РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В *n*-КРЕМНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ЦИРКОНИЕМ

Л. А. Казакевич, В. И. Кузнецов, П. Ф. Лугаков,
А. Р. Салманов, В. К. Прокофьева

Научно-исследовательский институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко
220064, Минск, Беларусь

(Получено 9.10.1992. Принято к печати 2.11.1992)

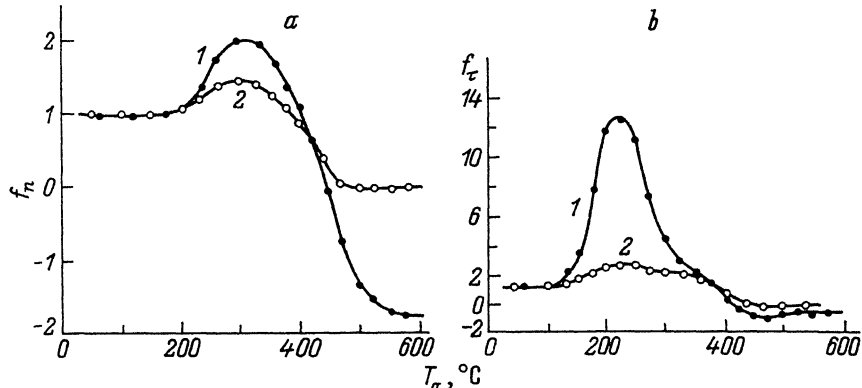
Процессы накопления радиационных дефектов (РД) при облучении и отжиге кремния в значительной мере зависят от его структурного совершенства (содержания и типа легирующих и фоновых примесей, их концентрации и характера распределения по кристаллу, наличия дислокаций, микродефектов и т. д.) [1]. В данной работе изучалось влияние примеси циркония на формирование компенсирующих и рекомбинационно-активных РД в *n*-кремнии.

Эксперименты выполнялись на монокристаллах (удельное сопротивление $\rho \approx \approx 100 \text{ Ом} \cdot \text{см}$), которые при выращивании по методу Чохральского легировались из расплава цирконием дополнительно к примеси фосфора (Si(P, Zr)) до концентрации $\sim 3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$. В качестве контрольных использовались легированные только фосфором образцы (Si(P)) с близким значением удельного сопротивления. Концентрация фоновых примесей кислорода и углерода в этих материалах составляла соответственно $\sim 7 \cdot 10^{17}$ и $\sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Облучение осуществлялось γ -квантами из источника ^{60}Co при температуре $T_r < 50 \text{ }^\circ\text{C}$. Изохронный 15-минутный отжиг проводился в интервале температур $T_a = 100 \div 600 \text{ }^\circ\text{C}$. На различных этапах облучения и отжига измерялись температурные зависимости времени жизни носителей заряда τ и коэффициента Холла (интервал температур измерения $T_m = 80 \div 400 \text{ K}$).

Из анализа, выполненного по дифференциальной методике [2], результатов холловских измерений следует, что энергетический спектр уровней вводимых облучением РД не зависит от наличия в кристаллах примеси циркония. Как в исследуемых, так и в контрольных образцах наиболее эффективно образуются РД с уровнями $E_c - 0.45 \text{ эВ}$, $E_c - 0.19 \text{ эВ}$ и $E_c - 0.16 \text{ эВ}$, которые принадлежат комплексам углерод—кислород—дивакансия (COVV), А-центрам (OV) и комплексам межузельный углерод—узловой углерод ($C_i C_s$). В таблице приведены скорости их образования $\eta = N/\Phi$ [3-7] (с соответствующими индексами) и определенные при уровне инжекции носителей заряда $\Delta n/n_0 = 2 \cdot 10^{-3}$ коэффициенты радиационного изменения $\tau K_r = (\tau_\phi^{-1} - \tau_0^{-1})/\Phi$, а на рисунке представлены рассчитанные зависимости доли неотожженных дефектов компенсирующих $f_n = (n_0 - n_T)/(n_0 - n_\phi)$ и рекомбинационно-активных $f_r = (\tau_T^{-1} - \tau_0^{-1})/(\tau_\phi^{-1} - \tau_0^{-1})$ ($T_m = 300 \text{ K}$) от температуры отжига T_a (N — концентрация дефектов; n_0 , n_ϕ , n_T и τ_0 , τ_ϕ , τ_T — концентрации и времена жизни носителей заряда до, после облучения интегральным потоком γ -квантов Φ и при отжиге облученных образцов соответственно). Как видно, в Si(P, Zr) эффективность введения комплексов COVV,

Скорости образования радиационных дефектов и коэффициенты радиационного изменения времени жизни носителей заряда

Материал	$\eta_{\text{COVV}} \cdot 10^5, \text{ см}^{-1}$	$\eta_{\text{OV}} \cdot 10^4, \text{ см}^{-1}$	$\eta_{C_i C_s} \cdot 10^5, \text{ см}^{-1}$	$K_r \cdot 10^{12}, \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$
Si (P, Zr)	1.1	3.9	<1.0	1.2
Si (P)	10	3.5	8.0	6.0



Зависимости доли неотожженных дефектов от температуры отжига. а — f_n ; $\Phi = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$. б — f_r ; $\Phi = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Материал: 1 — Si(P, Zr); 2 — Si(P).

$C_i C_s$ и коэффициент K_r меньше, а η_{OV} несколько выше, чем в Si(P). На зависимостях f_n и f_r от T_a наблюдаются стадии дополнительного образования и отжига РД, но в легированных цирконием кристаллах (в отличие от контрольного кремния) стадии увеличения при отжиге доли компенсирующих (f_n) и рекомбинационно-активных (f_r) РД выражены более сильно. Кроме того, в Si(P, Zr) на окончательной стадии отжига f_n и f_r принимают отрицательные значения, и до $T_a = 600^\circ\text{C}$ не происходит восстановления исходных значений n и r .

При объяснении полученных результатов следует учитывать, что примеси переходных металлов IV группы, к которым относится и цирконий, при их концентрации, превышающей предел растворимости, образуют в кремнии примесные кластеры [8]. Это приводит к возникновению в кристаллической решетке деформационных напряжений, под воздействием которых при выращивании кристалла происходит пространственное перераспределение и изменение состояния фоновых примесей, как это имеет место в легированном редкоземельными элементами кремнии [9]. Следствием таких процессов является формирование кислородной атмосферы вблизи кластеров и уменьшение эффективности образования кислородо-углеродных ассоциаций $C_s O_i$ в матрице кристалла. Деформационные напряжения обуславливают также направленную миграцию генерируемых облучением вакансий и собственных межузельных атомов кремния, а также подвижных при повышенных температурах отжига РД или их компонент к кластерам циркония, в примесной атмосфере которых преимущественно идут процессы комплексообразования и перестройки дефектов. Поэтому при облучении возрастает эффективность взаимодействия вакансий с атомами кислорода вблизи примесных кластеров, в результате чего А-центров в Si(P, Zr) оказывается больше (η_{OV} выше), чем в контрольном кремнии. Уменьшение η_{COVV} обусловлено как уходом части вакансий на образование А-центров, так и более низким содержанием в легированных цирконием кристаллах ассоциаций $C_s O_i$, с участием которых формируются комплексы COVV [3, 10]. При отжиге комплексы COVV, напротив, образуются за счет взаимодействия подвижных А-центров с атомами узлового углерода [3, 4]. В Si(P, Zr) взаимодействие этих компонентов между собой происходит в примесной атмосфере кластеров циркония, в силу чего обусловленная дополнительным образованием комплексов COVV стадия возрастания f_n сравнительно велика (интервал температур $T_a = 200 + 300^\circ\text{C}$). Что касается РД межузельного типа (комплексов $C_i C_s$), то уменьшение скорости их образования связано, на наш взгляд, с участием атомов межузельного углерода, вытесненных из узлов собственными межузельными атомами, в формировании

электрически неактивных в условиях эксперимента комплексов C_iO_i [11, 12], накапливающихся вблизи кластеров атомов циркония. Комплексы C_iO_i , как и $COVV$, в исследуемых материалах являются основными рекомбинационно-активными РД, определяющими K_r при $T_m = 300$ К. В легированных цирконием кристаллах η_{COVV} уменьшается на порядок, а K_r — только в пять раз, что свидетельствует об увеличении в $Si(P, Zr)$ скорости образования комплексов C_iO_i . При термообработке облученных кристаллов в интервале температур $T_a = 100 \div 200$ °С происходит дополнительное образование этих РД из-за взаимодействия подвижного межузельного углерода с межузельным кислородом [11, 12]. Более эффективное образование комплексов C_iO_i в $Si(P, Zr)$ по сравнению с $Si(P)$, а соответственно и возрастание в этом материале доли неотожженных дефектов f_c при $T_a = 100 \div 200$ °С связано с достаточно высокой локальной концентрацией кислорода в примесной атмосфере кластеров циркония, куда под воздействием деформационных напряжений мигрирует межузельный углерод.

После термообработки при $T_a > 450$ °С электрофизические характеристики в контрольном кремнии практически полностью восстанавливаются (отжигаются все компенсирующие и рекомбинационно-активные РД), а в $Si(P, Zr)$ доли неотожженных дефектов f_n и f_c становятся отрицательными, т. е. n и τ превышают свои исходные значения, что объясняется, как следует из анализа температурных зависимостей n , образованием центров с донорными энергетическими уровнями в верхней половине запрещенной зоны. Ими, по нашему мнению, являются термодфекты (низкотемпературные термодоноры типа $TD-1$), которые обычно наблюдаются в кремнии с высокой концентрацией кислорода после длительного прогрева при температурах $400 \div 500$ °С [13]. Очевидно, в $Si(P, Zr)$ происходит радиационно-стимулированное образование термодоноров [14]. Этому способствует, с одной стороны, повышенная концентрация А-центров и комплексов C_iO_i вблизи кластеров циркония, а с другой — наличие деформационных напряжений, в области действия которых при отжиге за счет взаимодействия содержащих кислород РД вакансионного и межузельного типов между собой и происходит формирование более стабильных дефектов $TD-1$.

Таким образом, результаты выполненных исследований показывают, что легирование кремния цирконием приводит к изменению кинетики накопления и отжига компенсирующих и рекомбинационно-активных РД из-за наличия кластеров переходного металла, создающих деформационные напряжения, и обусловленного ими пространственного перераспределения дефектов и фоновых примесей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Физические процессы в облученных полупроводниках (под ред. Л. С. Смирнова), 256. Новосибирск (1977).
- [2] H. Hoffmann. J. Appl. Phys., 19A, 307 (1979).
- [3] Y. H. Lee, J. W. Corbett, K. L. Brower. Phys. St. Sol. (a), 41, 637 (1977).
- [4] П. Ф. Лугаков, Т. А. Лукашевич, В. В. Шуша. ФТП, 13, 401 (1979).
- [5] G. D. Watkins, J. W. Corbett, R. M. Walker. J. Appl. Phys., 30, 1198 (1959).
- [6] L. C. Kimerling, P. Blood, W. M. Gibson. In: Def. Effects Semicond. Conf. Ser. 46, 273. Bristol—London (1979).
- [7] А. Г. Литвинко, Л. Ф. Макаренко, Л. И. Мурин, В. Д. Ткачев. ФТП, 14, 776 (1980).
- [8] Н. Т. Баграев, Л. С. Власенко, Ю. А. Карпов, Т. А. Ковалева. В кн.: Тез. докл. VI конф. по процессам роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок, т. 2, 181. Новосибирск (1982).
- [9] В. Б. Неймаш, М. Г. Соснин, В. И. Шаховцов, В. Л. Шиндич. ФТП, 15, 786 (1981).
- [10] A. R. Bean, R. C. Newman. J. Phys. Chem. Sol., 33, 255 (1972).
- [11] M. T. Asom, J. L. Benton, R. Sauer, L. C. Kimerling. Appl. Phys. Lett., 51, 256 (1987).
- [12] L. I. Murin. Phys. St. Sol. (a), 101, K107 (1987).
- [13] Т. В. Машовец. ФТП, 16, 3 (1982).
- [14] П. Ф. Лугаков, В. В. Лукьяница. ФТП, 24, 1721 (1990).