

Влияние фотовозбуждения n -Si *in situ* при имплантации малых доз ионов на образование радиационных дефектов

© М.Ю. Барабаненков, А.В. Леонов, В.Н. Мордкович, Н.М. Омеляновская

Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов Российской академии наук, 142432 Черноголовка, Россия

(Получена 13 февраля 1998 г. Принята к печати 8 октября 1998 г.)

Методом DLTS исследовано влияние фотовозбуждения электронной подсистемы полупроводника *in situ* при имплантации малых доз ионов на формирование комплексов радиационных дефектов в n -Si. Образцы n -Si облучались ускоренными до 150 кэВ ионами O_2^+ и N_2^+ с одинаковой дозой 10^{11} см^{-2} и ионами Ar^+ с дозой $7 \cdot 10^{10}$ и $2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. За исключением последнего случая энергия и дозы ионов выбирались из условия создания приблизительно одинакового количества первично смещенных атомов Si и их распределения по глубине от поверхности мишени. Температура образцов n -Si во время облучения составляла 300 или 600 К. Фотовозбуждение полупроводника проводилось ультрафиолетовым излучением с различной плотностью мощности. Показано, что нерадиационный нагрев образцов при ионной имплантации подавляет образование комплексов радиационных дефектов, в то время как фотовозбуждение n -Si, напротив, усиливает их формирование. Найдено, что воздействию подсветки возрастает с уменьшением массы иона и с увеличением температуры мишени. Установлена зависимость воздействия ультрафиолетовой подсветки на дефектообразование в n -Si от температуры образца при ионной имплантации. Обнаружено, что по мере увеличения интенсивности подсветки концентрация дивакансий в n -Si выходит на насыщение.

1. Введение

В серии работ [1–6] показано, что воздействие ультрафиолетовым (УФ) излучением на поверхность образцов Si, облучаемых ускоренными ионами или электронами, изменяет характер накопления радиационных дефектов, вносимых в полупроводник частицами. В частности, фотовозбуждение *in situ* электронной подсистемы Si при определенных условиях снижает степень радиационного повреждения приповерхностной области кристалла [2,3], причем действие светового потока не сводится просто к дополнительному разогреву мишени, обеспечивающему частичный отжиг простейших дефектов. Атермический характер воздействия УФ излучения установлен в [7] на основе сравнения результатов экспериментов по имплантации ионов в дозах $10^{13} \div 10^{14} \text{ см}^{-2}$ в образцы p -Si при температуре жидкого азота и n -Si при комнатной температуре. Спектры резерфордского обратного рассеяния (RBS) ускоренных ионов, приведенные в упомянутой работе [7], показывают, что фотовозбуждение *in situ* наиболее заметно сказывается на степени радиационных повреждений Si при низкой температуре (77 К) и действие подсветки значительно ослабевает при комнатной температуре кремниевой мишени. Непосредственное обобщение этой зависимости на случай значительно меньших доз имплантируемых ионов не представляется правомерным по крайней мере по двум следующим причинам. Во-первых, существенно изменяется характер радиационных нарушений Si. Известно, что индивидуальный ион средней массы с кинетической энергией от 20 до 160 кэВ создает в Si либо простейшие дефекты [8,9], либо микроскопические неаморфные области разупорядочения (ОР) [10,11]. Перекрывание отдельных ОР, приводящее к их укрупнению и трансформации в аморфное состояние, происходит начиная с доз $10^{13} \div 10^{14} \text{ см}^{-2}$ [10].

Поэтому значительно более низкие дозы имплантации позволяют избежать эффективного накопления радиационных дефектов за счет перекрытия ОР и, следовательно, предотвратить формирование аномально мощных стоков для неравновесных, в контексте данной работы — фотогенерированных, носителей заряда [12,13]. Во-вторых, спектр радиационных дефектов Si, облученного малыми дозами ионов, зависит как от типа проводимости Si, так и от типа иона [14] (естественно, сравнение возможно при условии создания разными ионами одинакового количества первично смещенных атомов мишени). Их этих соображений очевидно, что случай малых доз имплантации, когда электрически активных дефектов меньше, чем атомов легирующей примеси, требует отдельного изучения действия подсветки и температуры образцов n - и p -Si. В данной работе экспериментально исследована эффективность воздействия *in situ* в процессе имплантации УФ подсветки на формирование комплексов радиационных дефектов в образцах n -Si, поддерживаемых при двух разных температурах во время имплантации низких доз трех разных типов ионов.

2. Условия экспериментов

Пластины n -Si (КЭФ-20, $\langle 100 \rangle$) облучали молекулярными ионами O_2^+ и N_2^+ с одинаковыми дозами 10^{11} см^{-2} и плотностью ионного тока 2.5 нА/см^2 , а также ионами Ar^+ с дозами $7 \cdot 10^{10}$ и $2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, плотностью тока 1 нА/см^2 при энергии ускорения ионов 150 кэВ. Ионная имплантация проводилась в образцы, поддерживаемые при комнатной температуре, $T_i = 300 \text{ К}$, либо нагретые до $T_i = 600 \text{ К}$ резистивно, т.е. с помощью печки. Фотовозбуждение n -Si осуществлялось с помощью ртутной лампы высокого давления. Плотность мощности

светового потока на поверхности мишени составляла 4 мВт/см^2 , а в случае имплантации ионов Ar^+ была использована также и повышенная плотность мощности подсветки, равная 10, 17 и 25 мВт/см^2 . Согласно [1], температура Si при ионной имплантации увеличивается за счет подсветки не более чем на 15°C при плотности мощности светового излучения $W = 60 \text{ мВт/см}^2$. Поэтому предполагается, что подсветка с $W \leq 25 \text{ мВт/см}^2$ практически не греет мишень.

Согласно расчетам по программе TRIM, результаты которых приведены в [14], дозы 10^{11} и $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ионов O_2^+ или N_2^+ и Ar^+ соответственно обеспечивали создание приблизительно одинакового количества первично смещенных атомов Si ($\sim 6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) при практически совпадающих пространственных распределениях первичных дефектов. При расчете концентраций радиационных дефектов, порождаемых молекулярными ускоренными ионами, не учитывался молекулярный эффект [15] по причине малости используемых в наших экспериментах доз ионов. Кроме того, малые плотности ионных токов позволили исключить из рассмотрения зависимость скорости введения радиационных дефектов в Si от скорости набора дозы (см., например, [16]).

Степень компенсации облученного слоя Si радиационными дефектами определялась методом вольт-фарадных измерений. В пределах точности этого метода, составляющей $10 \div 15\%$, не было отмечено сдвига нижнего плато вольт-фарадных характеристик тестовых образцов, что свидетельствует о малом изменении концентрации основных носителей заряда. Соответственно, концентрация электрически активных дефектов в облученных образцах не превышала 15% от концентрации легирующей примеси ($2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ для КЭФ-20), т.е. была не выше $3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$.

Параметры глубоких уровней, создаваемых радиационными дефектами, определялись методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS). Для проведения измерений на лицевой стороне облученных образцов методом термического распыления Au в вакууме формировали берьеры Шоттки, а на тыльной — омические контакты. Спектры DLTS измеряли при постоянном обратном смещении -2 В и амплитуде импульса заполнения $+2 \text{ В}$. В нижеследующем тексте и спектрах DLTS пики E_1 ($E_c - 0.18 \text{ эВ}$), E_2 ($E_c - 0.46 \text{ эВ}$) и E_3 ($E_c - 0.5 \text{ эВ}$) обусловлены формированием А-центров (E_1), дивакансий (E_2) и мильтивакансионных комплексов (E_3).

3. Результаты экспериментов и обсуждение

На рис. 1 представлены спектры DLTS образцов *n*-Si, облученных ионами Ar^+ при комнатной температуре (кривая 1) и при температуре 600 К (кривая 2). В таблице приведены нормированные значения концентрации дивакансий (пик E_2) в *n*-Si, облученном ионами O_2^+

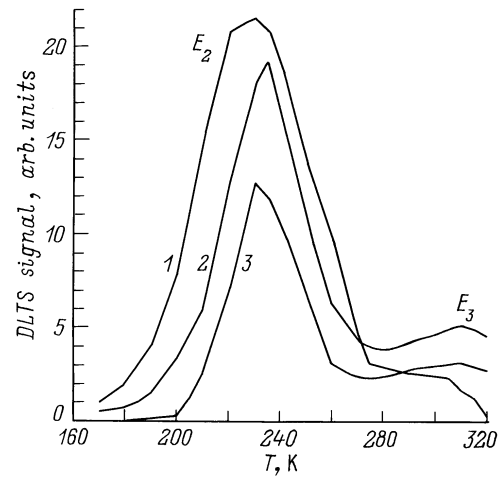


Рис. 1. Спектры DLTS образцов *n*-Si, имплантированных ионами Ar^+ с дозой $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и энергией 150 кэВ при температуре $T_i = 300$ (1), 600 К (2) и $T_i = 600$ К с подсветкой *in situ* (3).

и N_2^+ . Напомним, что в последнем случае в спектрах DLTS наблюдается единственный пик E_2 [14]. Из этих данных следует, что увеличение температуры образцов при ионной имплантации (T_i) приводит к уменьшению амплитуды пика E_2 на спектрах DLTS, полученных для этих образцов, что означает уменьшение концентрации дивакансионных комплексов.

Воздействие фотовозбуждения *n*-Si оказалось противоположным эффекту нагрева. Действительно, сравнение кривых 2 и 3 на рис. 1 (имплантация ионов Ar^+) и данных таблицы (ионы N_2^+ и O_2^+) позволяет заключить, что подсветка образцов во время имплантации разных ионов приводит к увеличению пиков в соответствующих спектрах.

Отметим, что в случае имплантации ионов O_2^+ амплитуды пиков E_1 и E_3 на спектрах DLTS изменяются в зависимости от условий эксперимента (подогрев мишени или ее подсветка), так же как и величина пика E_2 . Однако, как видно из рис. 1, (ср. кривые 1 и 2) увеличение температуры Si при внедрении ионов Ar^+ приводит к увеличению (хотя и малому) амплитуды пика E_3 на фоне уменьшения пика E_2 .

Отношение концентрации дивакансий (пик E_2) к концентрации электронов в *n*-Si, облученном ионами N_2^+ и O_2^+ с дозой 10^{11} см^{-2} при энергии 150 кэВ

$T_i, \text{ K}$	$W, \text{ мВт/см}^2$	E_2	
		N_2^+	O_2^+
300	0	0.102	0.062
	4	0.174	0.091
600	0	0.032	0.025
	4	0.32	0.060

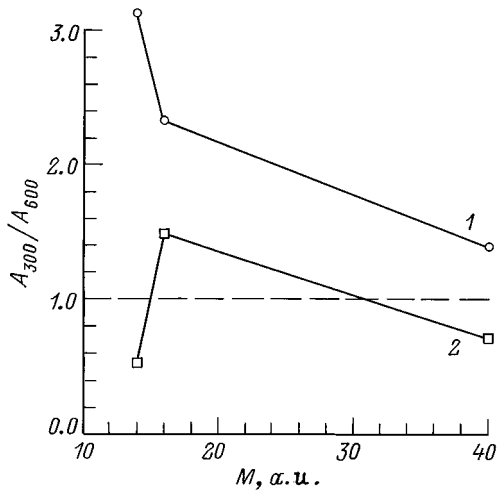


Рис. 2. Зависимость от массы ионов M отношения амплитуд пиков E_2 на спектрах образцов n -Si, соответствующих температурам 300 (A_{300}) и 600 К (A_{600}). 1 — темновая имплантация, 2 — имплантация с фотовозбуждением кремния.

Об эффективности воздействия температуры и фотовозбуждения *in situ* образцов n -Si на накопление в их объеме радиационных дефектов при ионной имплантации можно судить по рис. 2 и 3. На них представлены зависимости отношения амплитуд пиков E_2 , претерпевающих наибольшие изменения при воздействии температуры и света, от массы бомбардирующего кремний иона (M). С помощью кривой 1 на рис. 2 показано, что при "темновой" имплантации с увеличением массы иона отличие в концентрации вторичных дефектов, обусловленное разными температурами образцов при облучении, монотонно уменьшается, т.е. $A_{300}/A_{600} \rightarrow 1$. Здесь через A_T обозначена амплитуда пика E_2 , принадлежащего спектру DLTS образца, облученного при соответствующей абсолютной температуре T_i . В условиях фотовозбуждения с ростом температуры мишени (см. кривую 2 на рис. 2) амплитуда пика E_2 увеличивается при внедрении ионов N_2^+ и Ag^+ и уменьшается в случае имплантации ионов O_2^+ .

На рис. 3 ось ординат представляет отношение амплитуд пиков E_2 при фотовозбуждении (A_{light}) и в его отсутствие (A_{dark}). Сравнение кривых 1 и 2 на этом рисунке позволяет заключить, что фотовозбуждение более эффективно действует на формирование вторичных дефектов при повышенной температуре мишени (на рис. 3 кривая 2 лежит выше кривой 1). Кроме того, с увеличением массы ионов, т.е. с ростом линейной плотности генерации точечных дефектов (ионы N^+ или O^+ производят ~ 0.2 смещения/ион $\cdot \text{Å}$, а ионы Ag^+ в 4 раза больше [14]) при одинаковом их интегральном количестве, эффективность УФ подсветки падает независимо от температуры образцов n -Si.

Относительно рис. 2 и 3 необходимо отметить следующее. Во-первых, по оси абсцисс на этих рисунках

отложены массы ионов O^+ и N^+ , а не массы молекулярных ионов, согласно обычному предположению, что молекулярные ионы распадаются на длине пробега порядка нескольких постоянных решетки облучаемого кристалла. Во-вторых, крайние левые точки кривых 2 на обоих рисунках, соответствующие внедрению ионов N_2^+ , значительно обособлены от двух других точек, отображающих случаи имплантации ионов O_2^+ и Ag^+ . По-видимому, это отличие связано с тем, что при имплантации малых доз ионов N_2^+ практически единственным типом комплексов радиационных дефектов являются дивакансии [14]. Амплитуда соответствующего им пика E_2 на спектре DLTS значительно превосходит амплитуду этого же пика в аналогичных спектрах образцов n -Si, имплантированных ионами O_2^+ и Ag^+ . По этой причине и изменение амплитуды пика при облучении ионами азота, вызванное УФ подсветкой кремния (рис. 2) или его нагревом (рис. 3), больше, нежели изменения этого же пика в спектрах образцов n -Si, имплантированных любым из двух других ионов.

Как показано выше, фотовозбуждение n -Si теряет эффективность в случае более плотных каскадов атомных столкновений, создаваемых тормозящимися в кристалле ионами, при фиксированном полном количестве первичных радиационных дефектов, вносимых этими ионами. Например, подсветка n -Si практически не сказывается на величине амплитуды дивакансионного пика уже для ионов Ag^+ (см. рис. 3). Однако при увеличении дозы ионов аргона до $2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ действие фотовозбуждения полупроводника становится снова заметным. В частности, пик E_2 на спектре DLTS кремния, облученного при комнатной температуре и подсветке, превышает в 1.8 раза величину этого же пика на спектре Si, имплантированного ионами без подсветки.

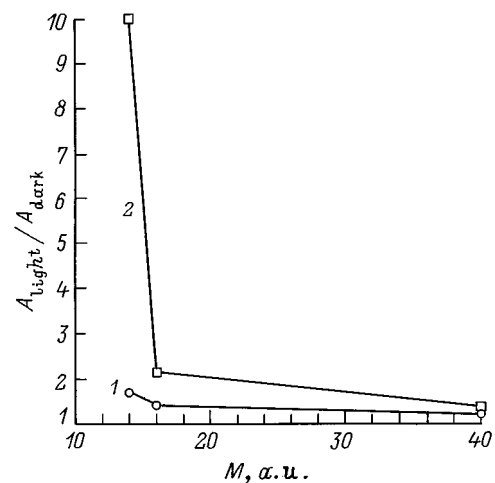


Рис. 3. Зависимость от массы ионов M отношения амплитуд пиков E_2 на спектрах образцов n -Si, соответствующих имплантации с фотовозбуждением кремния (A_{light}) и темновой имплантации (A_{dark}). Температура имплантации T_i , К: 1 — 300, 2 — 600.

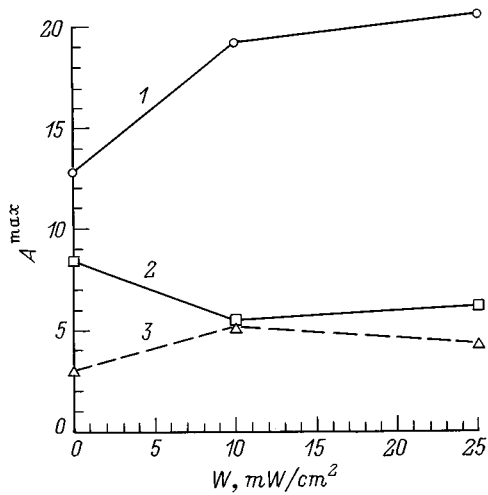


Рис. 4. Зависимость величин амплитуд пиков (A^{\max}) дивакансий E_2 (1), А-центров E_1 (2) и мультивакансионных комплексов E_3 (3) в спектрах DLTS образцов n -Si, имплантированных ионами Ag^+ с дозой $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и энергией 150 кэВ при $T_i = 600 \text{ K}$, от плотности мощности УФ подсветки.

Концентрация комплексов радиационных дефектов зависит от интенсивности УФ подсветки. На рис. 4 эта зависимость показана на примере имплантации ионов Ag^+ с дозой $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$: прирост концентрации дивакансий существенно уменьшается начиная с $W \sim 10 \text{ мВт/см}^2$ и стремится к нулю при дальнейшем увеличении плотности мощности светового излучения. В то же время изменение концентраций А-центров (рис. 4, кривая 2) и мультивакансионных комплексов (рис. 4, кривая 3) носит иной характер: пара этих кривых практически симметрична относительно линии, параллельной оси абсцисс и пересекающей ось ординат в точке, соответствующей полусумме амплитуд пиков E_1 и E_3 . Если учесть вакансионную природу обоих типов дефектов, ясно, что вариация интенсивности подсветки определяет изменения в количествах элементарных вакансий, естественно, за вычетом ушедших на формирование дивакансий, расходуемых на образование А-центров и мультивакансионных кластеров.

Таким образом, представленные на рис. 4 результаты свидетельствуют о возможности управления процессом образования комплексов дефектов непосредственно на стадии релаксации каскадов атомных смещений путем выбора интенсивности фотовозбуждения облучаемого ионами n -Si.

В завершение раздела сделаем два замечания. Во-первых, возвращаясь к результатам работы [7], описанным нами во введении, и сравнивая их с результатами настоящей работы, можно заключить следующее. Действие УФ подсветки немонотонно по дозе имплантируемых ионов: если при малых дозах ($\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) подсветка n -Si повышает выход реакции образования дивакансий, то при больших дозах ($\sim 10^{13} \div 10^{14} \text{ см}^{-2}$) — напротив, подав-

ляет. Во-вторых, из представленных результатов можно усмотреть некоторую аддитивность действия резистивного нагрева и фотовозбуждения n -Si на формирование дивакансионных комплексов при ионной имплантации. Увеличение температуры образца до 600 К приводит к уменьшению амплитуды пика E_2 на спектре DLTS этого образца (см., например, кривые 1 и 2 на рис. 1). В то же время фотовозбуждение нагретого образца во время ионной имплантации обуславливает увеличение амплитуды пика E_2 почти до величины, характерной для n -Si, имплантированного при комнатной температуре (см. кривые 2 и 3 на рис. 1).

4. Заключение

В настоящей работе установлено, что при имплантации низких доз ($\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) ионов азота, кислорода или аргона в n -Si: 1) воздействие фотовозбуждения *in situ* и резистивного нагрева полупроводника на формирование комплексов радиационных дефектов не зависит от типа имплантируемых ионов; 2) резистивный нагрев n -Si до 600 К во время ионной имплантации приводит к уменьшению концентрации вторичных дефектов, а фотовозбуждение УФ излучением электронной подсистемы полупроводника, напротив, стимулирует их формирование; 3) воздействие УФ подсветки на формирование вторичных радиационных дефектов выражено сильнее при повышенной температуре образцов; 4) независимо от температуры n -Si ($T_i = 300$ или 600 К) воздействие УФ подсветки ослабевает с увеличением массы имплантируемых ионов; 5) на кривой зависимости концентрации дивакансий от интенсивности УФ подсветки наблюдается выход на насыщение при увеличении интенсивности света; 6) кроме того, на примере облучения n -Si ионами Ag^+ показана возможность изменения концентраций А-центров, дивакансий и мультивакансионных комплексов посредством изменения интенсивности УФ подсветки полупроводника во время ионной имплантации.

Работа выполнена при частичной поддержке программы "Физика твердотельных наноструктур" (проект N 97-1062).

Список литературы

- [1] Ю.Н. Ерохин, А.Г. Итальянцев, В.Н. Мордкович. Письма ЖТФ, **14**, 835 (1988).
- [2] А.Б. Данилин, Ю.Н. Ерохин, В.Н. Мордкович. Письма ЖТФ, **15**, 1 (1989).
- [3] A.B. Danilin, Yu.N. Erokhin, V.N. Mordkovich. Nucl. Instr. Meth. B, **59/60**, 985 (1991).
- [4] С.Н. Болдырев, В.Н. Мордкович, Н.М. Омеляновская, О.В. Феклисова, Н.Я. Ярыкин. ФТП, **28**, 1826 (1994).
- [5] S.N. Boldyrev, V.N. Mordkovich, N.M. Omelyanovskaya. Phys. St. Sol. (a), **143**, K71 (1994).
- [6] Yu.N. Erokhin, A.G. Ital'yantsev, A.A. Malinin, V.N. Mordkovich. Rad. Eff. Def. Sol., **128**, 187 (1994).

- [7] A.V. Danilin, Yu.N. Erokhin, V.N. Mordkovich, N. Hatzopoulos, P.L.F. Hemment. Nucl. Instr. Meth. B, **69**, 268 (1992).
- [8] K.L. Brower, W. Beezhold. J. Appl. Phys., **43**, 3499 (1972).
- [9] Н.Н. Герасименко, А.В. Двуреченский, Г.П. Лебедев. ФТП, **7**, 2297 (1973).
- [10] Дж.А. Дэвис, Дж. Денхартог, Л. Эрикссон, Дж. Мейер. В сб.: *Легирование полупроводников ионным внедрением*, под ред. В.С. Вавилова и В.М. Гусева (М., Мир, 1971) с. 273.
- [11] I.H. Wilson, H.J. Zheng, U. Knipping, I.S.T. Tsong. Phys. Rev. B, **38**, 8444 (1988).
- [12] И.В. Антонова, С.С. Шаймеев. ФТП, **29**, 605 (1995).
- [13] А.И. Баранов, Л.С. Смирнов. ФТП, **7**, 2227 (1973).
- [14] М.Ю. Барабаненков, А.В. Леонов, В.Н. Мордкович, Н.М. Омеляновская. ФТП, **32**, 523 (1998).
- [15] И.А. Аброян, Л.М. Никулина. ФТП, **30**, 1893 (1996).
- [16] Н.Н. Герасименко, Б.А. Зайцев, В.И. Панов, Л.С. Смирнов, Е.Г. Тишковский. ФТП, **7**, 1433 (1973).

Редактор Л.В. Шаронова

The formation of radiation defects at low dose photon assisted ion implantation of *n*-Si

M.Yu. Barabanenkov, A.V. Leonov, V.N. Mordkovich, N.M. Omelyanovskaya

Institute of Microelectronics Technology
and High Purity Materials,
142432 Chernogolovka, Russia

Abstract The influence of silicon photoexcitation under low dose ion implantation on the radiation defect formation in *n*-type Si is investigated by the DLTS method. Samples of *n*-Si were implanted by accelerated to 150 keV O₂⁺ and N₂⁺ molecular ions with equal doses of 10¹¹ cm⁻² and by Ar⁺ ions with doses 7 · 10¹⁰ and 2 · 10¹¹ cm⁻². The energy and doses of the ions were chosen to produce approximately equal concentration of induced defects in the target with practically coinciding depth profiles of the defects, excluding the dose of 2 · 10¹¹ Ar⁺/cm². Silicon temperatures during the implantation stage were 300 or 600 K (nonradiative heating). *In situ* photoexcitation of Si with different power density of light radiation was carried out by a high power density mercury lamp. It is shown that the heating of *n*-Si at ion implantation suppresses the defect formation while the light radiation enhances their creation. The role of the light radiation in the defect rearrangement increases with the decrease of ion masses or with the growth of target temperature. It is shown that the divacancy concentration gains saturation level versus the light intensity.