

ОПТИЧЕСКАЯ ДИФРАКЦИОННАЯ МЕТОДИКА КОНТРОЛЯ ТВЕРДОФАЗНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И НАГРЕВА ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ СВЕТОВОМ ОТЖИГЕ

© 2019 г. Б. Ф. Фаррахов^{а,*}, Я. В. Фаттахов^а, М. Ф. Галяутдинов^а

^а Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского Федерального исследовательского центра
“Казанский научный центр РАН”

Россия, 420029, Казань, Сибирский тракт, 10/7

*e-mail: bulat_f@mail.ru

Поступила в редакцию 06.07.2018 г.

После доработки 06.07.2018 г.

Принята к публикации 31.07.2018 г.

Изложены результаты модернизации методики лазерной диагностики для исследования динамики нагрева, твердофазной рекристаллизации и плавления имплантированных полупроводников непосредственно во время проведения импульсного светового отжига. Данная методика, основанная на регистрации дифракционной картины Фраунгофера от специальных периодических структур, позволяет с высоким временным разрешением исследовать структурно-фазовые переходы ионно-легированного слоя полупроводника одновременно с измерением температуры образца. Для этого на поверхности кремниевой пластины предварительно формируются две измерительные дифракционные решетки: фазовая и амплитудная. Процессы твердофазной рекристаллизации и плавления изучались по кинетике исчезновения и появления дифракционных максимумов от амплитудной решетки. Температура образца отслеживалась по отклонению угла дифракции зондирующего лазерного луча от фазовой дифракционной решетки. Это отклонение вызвано изменением периода решетки вследствие ее теплового расширения.

DOI: 10.1134/S0032816219020083

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время ионная имплантация является одной из базовых технологий микроэлектроники и широко используется в производстве интегральных микросхем [1–3] оптических датчиков и солнечных батарей [4]. Это вызвано тем, что данный способ легирования имеет целый ряд важных технологических преимуществ по сравнению с традиционными методами: чистота внедренной примеси, простота создания нужной глубины залегания примеси. Вместе с тем ему тоже присущи определенные ограничения.

Принципиальным недостатком ионной имплантации является необходимость последующего отжига для устранения радиационных дефектов и электрической активации внедренной примеси [5]. С помощью соответствующей термообработки необходимо стремиться к тому, чтобы ионы заняли в решетке электрически активные положения. В зависимости от требуемых параметров имплантируемого полупроводника для отжига применяются различные способы нагрева: термический печной нагрев, нагрев световыми импульсами не-

когерентных и когерентных источников света, нагрев током, нагрев бомбардировкой ионами и электронами и т.д.

В промышленности большое распространение получил импульсный световой отжиг (и.с.о.) некогерентным светом с применением в качестве источников излучения ксеноновых ламп вспышек и галогенных ламп накаливания. Также достаточно широко применяется лазерный отжиг или его комбинация с и.с.о. Главной особенностью и.с.о. является возможность проведения твердофазной рекристаллизации имплантированной поверхности полупроводника без доведения ее до состояния плавления.

Для выполнения такого условия и.с.о. необходимо подобрать определенные параметры светового импульса, такие как плотность мощности и длительность. Разработанная методика оптической дифракции позволяет непосредственно в процессе и.с.о. наблюдать процесс твердофазной рекристаллизации при различных длительностях импульса одновременно с регистрацией температуры [6].

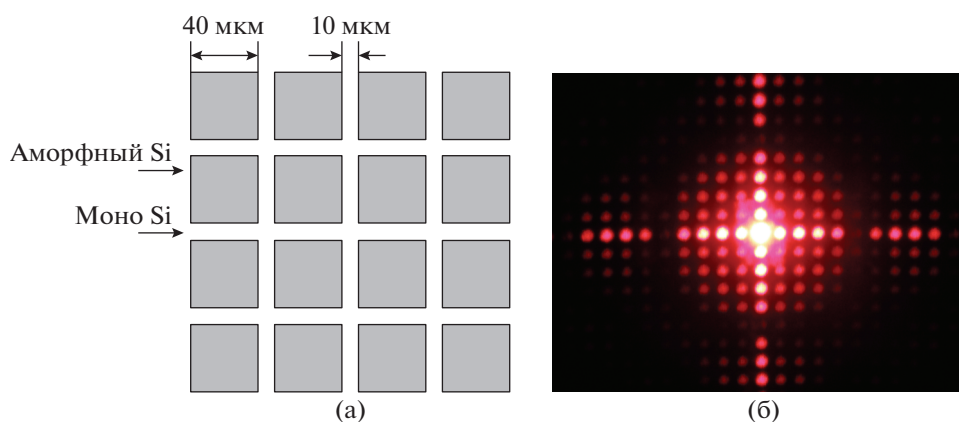


Рис. 1. Структура амплитудной дифракционной решетки на поверхности образца (а) и дифракционная картина (б), полученная при зондировании данной решетки He-Ne-лазером ($\lambda = 0.6328$ мкм).

Суть метода заключается в регистрации интенсивности дифракционных максимумов, получаемых при зондировании специальной периодической структуры, созданной на поверхности полупроводника ионной имплантацией с применением фотолитографии или имплантацией через металлическую сетку. В работе даются результаты исследования твердофазной рекристаллизации при и.с.о. Si, имплантированного ионами P^+ с различными дозами и энергиями имплантации.

Длительность световых импульсов τ варьировалась от 50 мс до 5 с, а плотность мощности P от 60 до 1200 Вт/см². Для измерения температуры образцов в процессе и.с.о. также была применена оптическая дифракционная методика [6–8]. В данном случае регистрировалось изменение угла дифракции, каких-либо дифракционных максимумов, получаемых при зондировании фазовой дифракционной решетки, созданной на поверхности образца травлением.

Таким образом, образцы для исследования представляли собой пластины кремния толщиной 0.4, шириной 5 и длиной 10 мм, на одной поверхности которых формировались две дифракционные решетки: амплитудная — для исследования твердофазной рекристаллизации и фазовая — для контроля температуры образца.

ПОДГОТОВКА ОБРАЗЦОВ

В качестве объектов исследования были выбраны пластины монокристаллического кремния КДБ-1 с ориентацией поверхности (111), толщиной 0.4 мм. Выбор этого материала был обусловлен как широким его применением в электронике, так и хорошей изученностью его теплофизических параметров в широком диапазоне температур [9].

Ионная имплантация образцов через сетку проводилась в камере ионно-лучевого ускорите-

ля ИЛУ-3 в вакууме не хуже 10^{-5} Торр ионами фосфора P^+ . Таким образом формировалась амплитудная дифракционная решетка с периодом 50 мкм.

Имплантация проводилась энергиями 10, 15, 20, 25, 40, 50 кэВ и дозами $6.2 \cdot 10^{14}$, $1.2 \cdot 10^{15}$, $3.1 \cdot 10^{15}$, $6.2 \cdot 10^{15}$, $1.9 \cdot 10^{16}$ см⁻². Так на поверхности образцов формировалась периодическая структура, состоящая из ячеек аморфного кремния размерами 40 мкм, разделенных монокристаллическим кремнием шириной 10 мкм (рис. 1а).

Данная структура из-за различия в коэффициентах отражения между аморфным $R_a = 0.45$ и монокристаллическим $R_{кр} = 0.37$ кремнием может выполнять функцию амплитудной дифракционной решетки для зондирующего луча He-Ne-лазера ($\lambda = 0.6328$ мкм) [10].

Для регистрации температуры пластин кремния рядом с амплитудной дифракционной решеткой формировалась фазовая (рис. 2а).

Фазовая дифракционная решетка с периодом $d = 4$ мкм на поверхности пластины кремния формировалась методом фотолитографии (рис. 2а). Поверхность пластины имплантировалась ионами фосфора P^+ с энергией 50 кэВ и дозой $1.9 \cdot 10^{16}$ см⁻² через маску с открытыми участками размерами 2×2 мкм. Затем поверхность травилась в 70%-ном растворе HF. Из-за различия в скорости травления имплантированных и не имплантированных участков на поверхности формировалась фазовая дифракционная решетка.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Во время и.с.о. луч лазера ЛГН-111 (6 на рис. 3) падает по нормали к поверхности образца 3 таким образом, что на каждую дифракционную решетку приходится половина диаметра лазерного пучка ($\varnothing = 3$ мм). Здесь используются образцы крем-

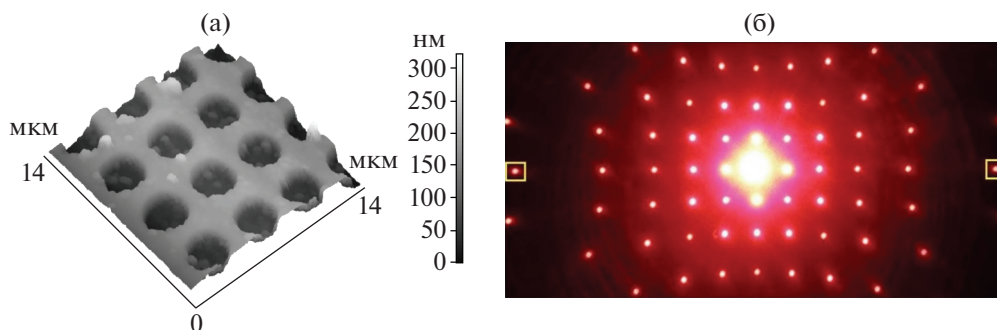


Рис. 2. Топография фазовой решетки образца (а), измеренная атомно-силовым микроскопом, и дифракционная картина (б), получаемая при зондировании данной решетки He-Ne-лазером ($\lambda = 0.6328$ мкм).

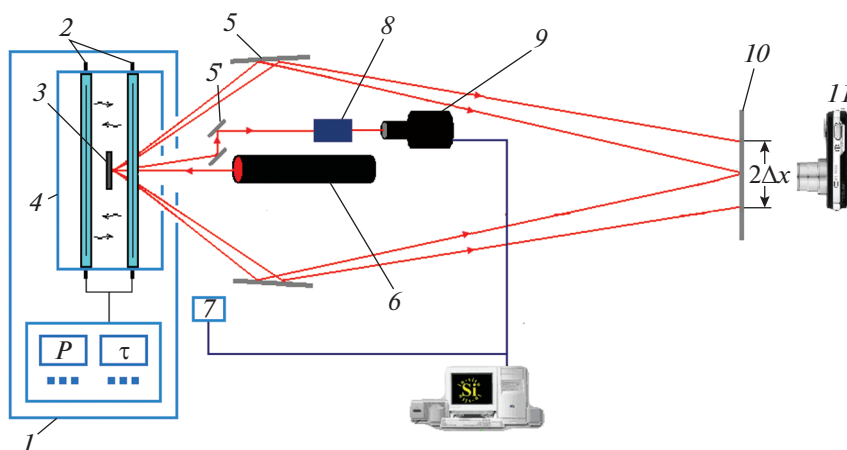


Рис. 3. Схема экспериментальной установки для одновременной лазерной диагностики твердых тел при импульсном световом облучении. 1 – УОЛ.П-1; 2 – ксеноновые лампы-вспышки; 3 – образец; 4 – реакционная камера; 5, 5' – отражательные зеркала; 6 – He-Ne-лазер ЛГН-111 ($\lambda = 0.6328$ мкм); 7 – фотодиод ФД-7; 8 – светофильтры; 9 – ФЭУ-84; 10 – экран из матового стекла; 11 – высокоскоростная цифровая камера Casio EX-F1.

ния, в которых созданы и амплитудная, и фазовая дифракционные решетки с периодами 50 и 4 мкм соответственно.

Пучок дифракционного максимума первого порядка с помощью отклоняющих зеркал 5' направляется на фотоэлектронный умножитель ФЭУ-84 (9) через систему линз и светофильтров 8. Блок светофильтров включает в себя набор стеклянных светофильтров СЗС-23, СЗС-25, КС-14, два интерференционных и один поляризационный светофильтры. Сигнал с ф.э.у. и фотодиода 7 преобразуется аналого-цифровым преобразователем (а.ц.п. L-Card) и записывается на компьютер. Фотодиодом ФД-7 регистрируется форма светового импульса ксеноновых ламп-вспышек. Зондирование образцов осуществлялось He-Ne-лазером ЛГН-111. И.с.о. проводился на установке УОЛ.П.-1 излучением трех ксеноновых ламп-вспышек.

По изменению интенсивности первого дифракционного максимума от амплитудной ре-

шетки можно определить скорость рекристаллизации и момент ее завершения, а также момент начала плавления поверхности образца [6]. Смещение $2\Delta x$ на экране 10 пятых дифракционных максимумов от фазовой решетки показывает текущую температуру образца [7, 8].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

С помощью компьютерной обработки сигналов с ф.э.у. были определены моменты завершения твердофазной рекристаллизации и время начала локального плавления поверхности имплантированного полупроводника.

Сигнал изменения дифракционной эффективности амплитудной решетки и график динамики температуры во время и.с.о. с плотностью мощности излучения $P = 140$ Вт/см² и длительностью $\tau = 970$ мс (образец имплантирован ионами фосфора с энергией 50 кэВ и дозой $3.12 \cdot 10^{-15}$ см⁻²) представлен на рис. 4. Во время действия светово-

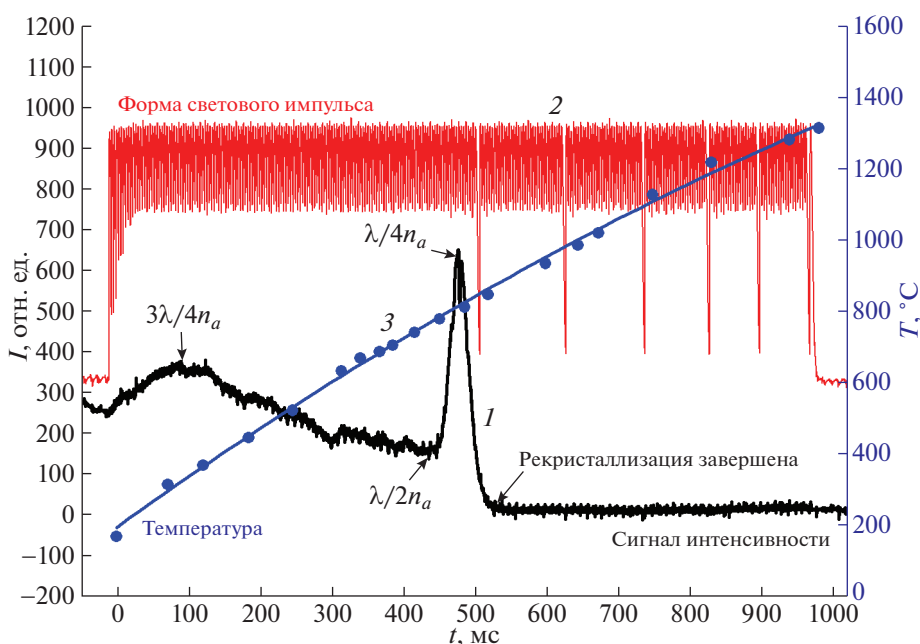


Рис. 4. Сигнал интенсивности первого дифракционного максимума (I), полученный на ф.э.у. при облучении световым импульсом (2) длительностью 970 мс и плотностью мощности 140 Вт/см^2 , и динамика температуры (3). Образец: кремний (111), имплантированный ионами P^+ с энергией 50 кэВ и дозой $3.12 \cdot 10^{-15} \text{ см}^{-2}$.

го импульса по мере нагрева имплантированного образца до температуры локального плавления происходит твердофазная эпитаксиальная рекристаллизация аморфного слоя от границы с ненарушенной подложкой.

Пики в графике 1 (рис. 4) объясняются интерференционной зависимостью коэффициента отражения аморфных участков от толщины аморфной пленки из-за наложения лучей зондирующего лазера, отраженных от поверхности образца и границы раздела аморфного и кристаллического кремния. В процессе эпитаксиальной твердофазной рекристаллизации эта граница движется к поверхности, тем самым вызывая интерференционное изменение коэффициента отражения аморфных участков. Здесь первый пик в момент времени $t = 80 \text{ мс}$ соответствует толщине аморфного слоя, равной $3\lambda/4n_a$ (n_a — показатель преломления аморфного кремния), минимум соответствует толщине $\lambda/2n_a$, а второй пик в момент времени $t = 470 \text{ мс}$ — толщине $\lambda/4n_a$. Момент, когда сигнал падает до нуля ($t = 550 \text{ мс}$), свидетельствует о завершении процесса твердофазной рекристаллизации имплантированных участков.

Количество максимумов и минимумов в сигнале зависит от толщины исходного аморфного слоя, т.е. от энергии имплантации. В случае, когда энергия имплантации недостаточна для образования аморфного слоя толщиной $\lambda/4n_a$ и менее, пики в сигнале не должны наблюдаться. Это соответствует энергии имплантации ниже 5 кэВ.

Если имплантировать с энергией 100 кэВ, то количество максимумов будет уже 4.

На рис. 5 представлен сигнал интенсивности при и.с.о. в режиме локального плавления поверхности образца. Повторное возникновение сигнала в этом случае обусловлено достижением температуры образца, при которой начинается процесс локального плавления “аморфизованных” ячеек дифракционной решетки. Различие в коэффициентах отражения, теперь уже между кристаллическим ($R_{\text{кр}}$) и жидким ($R_{\text{ж}}$) кремнием, а также образование микрорельефа приводит к повторному появлению дифракционной картины.

После окончания импульса света сигнал выходит на некоторый постоянный уровень вследствие образования рельефа из остывших локальных областей плавления, т.е. происходит преобразование амплитудной дифракционной решетки в фазовую [11].

Из графика видно, что через 570 мс работы ламп-вспышек температура образца возрастает до 900°C , при этом завершается процесс рекристаллизации образца. Образование локальных областей плавления на поверхности наблюдается при температуре 1412°C , что соответствует температуре плавления монокристаллического кремния.

Для того, чтобы узнать одинакова ли температура образования локальных областей плавления в исходном кристаллическом и в исходном аморфном кремнии, снимались сигналы в предваритель-

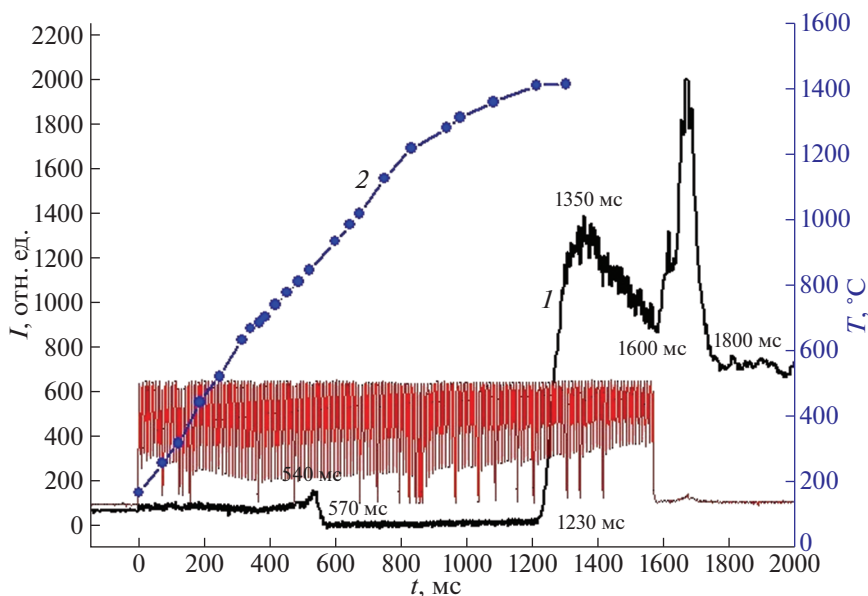


Рис. 5. Сигнал интенсивности первого дифракционного максимума (I) и динамика температуры (T) для импульса с плотностью мощности 110 Вт/см^2 и длительностью 1.5 с . Образец – кремний (100), имплантированный ионами P^+ с энергией 50 кэВ .

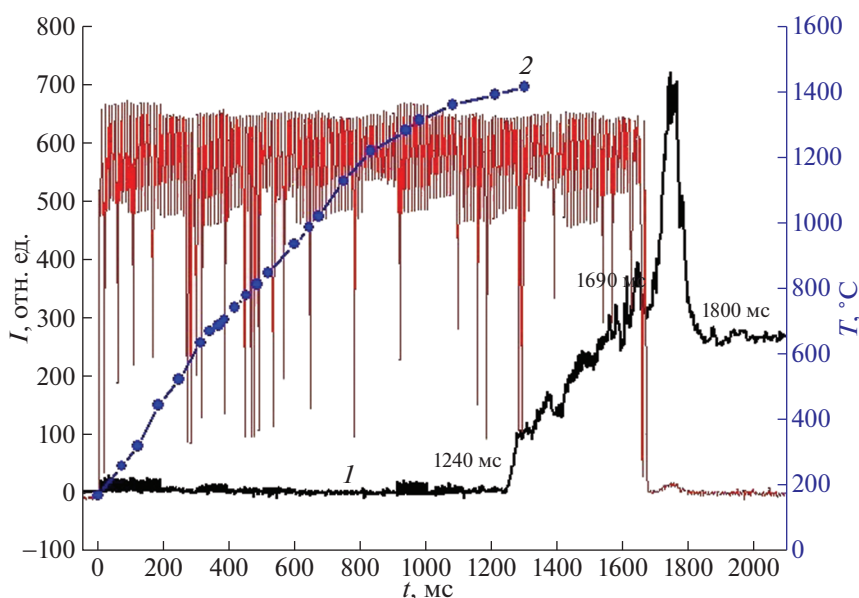


Рис. 6. Сигнал интенсивности первого дифракционного максимума (I) и динамика температуры (T) для импульса с плотностью мощности 110 Вт/см^2 и длительностью 1.6 с . До воздействия импульса имплантированный слой был предварительно рекристаллизован. Образец – кремний (100), имплантированный ионами P^+ с энергией 50 кэВ .

но рекристаллизованных образцах (рис. 6), т.е. эти образцы перед импульсной световой обработкой в режиме образования локальных областей плавления были подвергнуты и.с.о. в оптимальном режиме. Как видно из сравнения рис. 5 и 6, температура образования локальных областей в обоих случаях одинакова. Это справедливо для разных режимов имплантации и и.с.о.

На рис. 7 приведены экспериментальные зависимости длительности стадии полной твердофазной рекристаллизации и момента начала плавления от плотности мощности светового импульса. Оба графика имеют экспоненциальный вид. Оптимальные режимы отжига находятся во временном интервале между этими графиками. Хорошо видно, что длительность оптимального временного

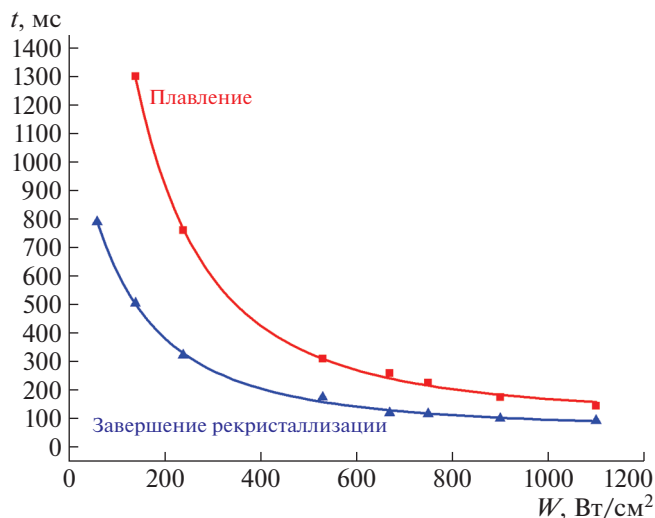


Рис. 7. Зависимость длительности стадии полной рекристаллизации и момента начала плавления от плотности мощности светового импульса.

интервала резко уменьшается с увеличением плотности мощности излучения. При меньшей мощности мы имеем более широкий диапазон длительностей и.с.о. для целенаправленного управления, например, глубиной $p-n$ -перехода. Кроме того, эти режимы более стабильны с точки зрения флуктуации режимов отжига.

Также была получена зависимость времени рекристаллизации от энергии имплантации для различных режимов и.с.о. (рис. 8).

ВЫВОДЫ

На основе дифракции Фраунгофера разработана методика для исследования твердофазной рекристаллизации и анизотропного локального плавления, температуры рекристаллизации и образования локальных областей плавления на имплантированных полупроводниках при импульсных световых воздействиях. Полученные результаты свидетельствуют, что разработанные методики позволяют регистрировать температуру образца непосредственно во время его импульсного нагрева, кинетику рекристаллизации и плавления в ионно-имплантированных полупроводниках.

Разработанная методика может иметь прикладное значение. Она позволит создать технологию термической обработки имплантированных полупроводников с контролем и по температуре, и по факту завершения требуемого процесса рекристаллизации.

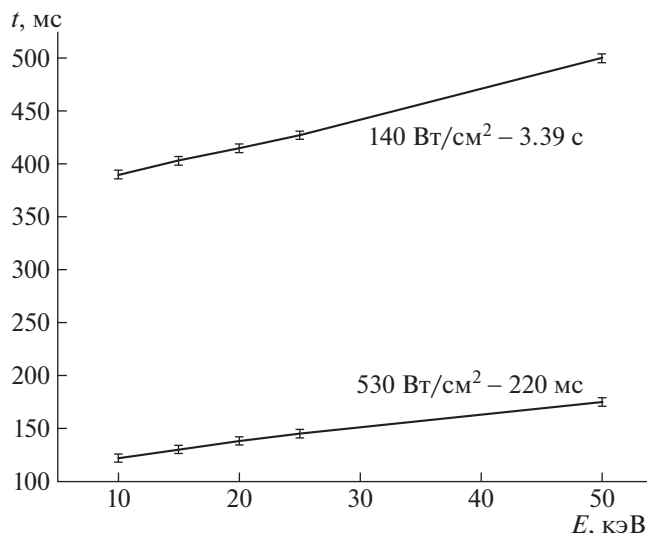


Рис. 8. Зависимость длительности рекристаллизации от энергии имплантации при и.с.о. в двух режимах с плотностью мощности излучения 140 и 530 Вт/см².

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мейер Дж., Эрикссон Л., Дэвис Дж. Ионное легирование полупроводников (кремний и германий). М.: Мир, 1973.
2. Valiev K.A., Machviladze T.M., Racov A.V. // Microelectronics. 1986. V. 15. № 5. P. 392.
3. Вильямс Дж.С., Поута Дж.М. Ионная имплантация и лучевая технология. Киев: Наука, 1988.
4. Green M.A., Basore P.A., Chang N., Clugston D., Egan R., Evans R., Hogg D., Jarnason S., Keevers M., Lasswell P., O'Sullivan J., Schubert U., Turner A., Wenham S.R., Young T. // Solar energy. 2004. V. 77. P. 857.
5. Александров О.В., Милош А.Б. // Конденсированные среды и межфазные границы. 2007. Т. 9. № 2. С. 93.
6. Галютдинов М.Ф., Фаррахов Б.Ф., Фаттахов Я.В., Захаров М.В. // ПТЭ. 2010. № 4. С. 150.
7. Галютдинов М.Ф., Фаррахов Б.Ф., Фаттахов Я.В., Захаров М.В. // Оптика и спектроскопия. 2009. Т. 107. № 4. С. 675.
8. Магунов А.Н. Лазерная термометрия твердых тел. М.: Физматлит, 2001.
9. Okada Y., Tokutaru Y. // J. Appl. Phys. 1984. V. 56. № 2. P. 314.
10. Гудмен Дж. Введение в Фурье оптику. М.: Мир, 1979.
11. Фаттахов Я.В., Галютдинов М.Ф., Львова Т.Н., Хайбуллин И.Б. // Квантовая электроника. 2000. Т. 30. № 7. С. 597.