

08,07,09

Влияние меди на центры дислокационной люминесценции в кремнии

© А.Н. Терещенко, Э.А. Штейнман, А.А. Мазилкин

Институт физики твердого тела РАН,
Черноголовка, Московская обл., Россия

E-mail: tan@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 18 мая 2010 г.)

Методами фотолюминесценции и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние меди на центры дислокационной люминесценции в кремнии. Показано, что существуют два основных механизма гашения дислокационного излучения примесью меди. Первый из них существен при относительно высоких концентрациях меди и связан с уменьшением времени безызлучательной рекомбинации неравновесных носителей заряда в связи с образованием преципитатов меди в кремнии. Это приводит к гашению как всей дислокационной, так и красной экситонной люминесценции. Второй механизм связан с взаимодействием индивидуальных атомов меди с глубокими дислокационными центрами $D1/D2$, в результате которого пассивируется рекомбинационная активность этих центров. Данный механизм реализуется даже при комнатной температуре и обладает значительной эффективностью при малых концентрациях меди.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований РАН „Квантовая физика конденсированных сред“.

1. Введение

Из всех переходных металлов медь в кремнии имеет самый высокий коэффициент диффузии и растворимость, что определяет высокую вероятность ее неумышленного введения в кремний в процессе изготовления приборов на его основе. Медь способна создавать эффективные центры рекомбинации носителей заряда и активно взаимодействовать с различными дефектами решетки, например, с дислокациями, оказывая сильное влияние на рекомбинационную активность последних [1–3].

В свою очередь рекомбинация неравновесных носителей на дислокациях приводит к возникновению полос $D1–D4$ дислокационной люминесценции (ДЛ) в интервале энергии 0.8–1 eV. Интерес исследователей к ДЛ связан с возможностью ее использования в кремниевых светоизлучающих диодах [4,5], произведенных в рамках кремниевой технологии. В связи с этим представляется актуальным вопрос о влиянии меди на центры, ответственные за ДЛ в кремнии.

В литературе данный вопрос изучен недостаточно, несмотря на достигнутый к настоящему времени значительный прогресс в исследовании меди в кремнии [6]. Так, в работе [7] наблюдалось уменьшение интенсивности ДЛ при легировании образцов медью. В то же время авторы работ [8–10] сообщали, что введение достаточно низких концентраций меди ($\sim 10^{13} \text{ cm}^{-3}$) в изначально чистый образец может даже активировать ДЛ. Различна также и степень воздействия меди на отдельные полосы ДЛ: в работе [11] нами было показано, что определенная термообработка образцов может приводить к сильному гашению интенсивности полос $D1/D2$, в то время как линия $D4$ демонстрирует прямо противоположное поведение. В дальнейшем было обнаружено, что гашение полос $D1/D2$ происходит даже в течение

выдержки образцов, содержащих медь, при комнатной температуре [12]. В этих двух работах предполагалось, что наблюдаемое уменьшение интенсивности полос ДЛ может быть связано с пассивацией атомами меди соответствующих центров люминесценции, однако в последнем случае было получено, что степень гашения ДЛ падает с увеличением концентрации меди в образце.

Таким образом, имеющиеся к настоящему времени экспериментальные данные несколько противоречивы, в то же время они показывают сложность и неоднозначность влияния меди на центры ДЛ, что отчасти может быть связано с их различной природой [13–16]. Настоящая работа является продолжением наших исследований воздействия меди на центры ДЛ в кремнии, при этом основное внимание будет уделено процессам гашения люминесценции, протекающим при комнатной температуре в образцах, легированных медью.

2. Эксперимент

При проведении эксперимента использовался монокристаллический кремний, полученный методом бестигельной зонной плавки (Fz Si), p -типа с концентрацией бора $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ и n -типа с содержанием фосфора $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. Образцы в форме параллелепипедов имели размеры $4 \times 1.25 \times 15 \text{ mm}$ с большей гранью (111) и длинным ребром в направлении [110].

После химической полировки в растворе $\text{HF}:\text{HNO}_3 = 1:7$ на большую грань алмазной иглой наносилось три царапины длиной 10 mm на расстоянии 1 mm друг от друга. Данные царапины служили концентраторами напряжений для генерации дислокаций в процессе последующей пластической деформации. Образцы деформировались методом трехточечного изгиба при температуре 950°C в керамической печи в атмосфере аргона.

Детали процедуры легирования медью образцов кремния

№ образца	Температура выдержки, °С	Время выдержки, min	Предел растворимости Cu в Si (ожидаемая концентрация), cm^{-3}
1	500	36	$6 \cdot 10^{13}$
2	600	16	$6 \cdot 10^{14}$
3	700	9.5	$6 \cdot 10^{15}$
4	800	6	$5 \cdot 10^{16}$

Конец образца без царапин длиной не менее 4 mm находился за опорой и не подвергался деформации, но проходил идентичную термообработку. Плотность дислокаций определялась по ямкам травления и составляла $\sim 2 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-2}$ в центральной части образца и $\sim 10^6 \text{ cm}^{-2}$ на расстоянии 2.5 mm от центра по направлению к опорам.

Медь наносилась на поверхность образца путем натирания грани с царапинами о медную пластину. Затем образцы выдерживались при заданной температуре в течение заданного времени в кварцевой ампуле в атмосфере аргона (см. таблицу).

Время выдержки образцов при конкретной температуре рассчитывалось из условия получения их однородного легирования с учетом растворимости и температурной зависимости коэффициента диффузии меди в кремнии [17]. Процедура легирования заканчивалась выбросом образца из ампулы в деионизованную воду. Для удаления остатков меди образцы сначала полоскались в HCl, а затем химически полировались в вышеуказанной смеси кислот для снятия поверхностного слоя толщиной 3 μm . Подготовленные таким образом образцы выдерживались при 900°C в течение 5 min и закалывались от этой температуры в деионизованной воде. Данная процедура позволяла получить набор идентичных образцов, отличающихся друг от друга только концентрацией меди.

Чтобы оценить уровень случайного загрязнения образцов в процессе деформации и последующих термообработок, был проведен элементный анализ методами масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой и атомной эмиссии с индуктивно связанной плазмой. Данный анализ дает возможность количественного определения до 70 элементов в одной пробе.

Для этой цели был использован образец № 3 из таблицы (с расчетным содержанием меди $6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$), прошедший процедуры деформации (950°C, 1 h), легирования медью (700°C, 9.5 min) и отжига при 900°C (5 min). Так как данный метод является разрушающим, анализ был произведен после завершения всех экспериментов. Полученные результаты сравнивались с данными анализа исходного недеформированного образца, подвергнутого только легированию медью до расчетной концентрации $6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$.

В результате масс-спектрального и атомно-эмиссионного определения элементов в обоих образцах бы-

ла обнаружена только примесь меди, причем истинная ее концентрация практически совпадает с расчетной: $5.3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ в недеформированном образце и $6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ в деформированном. Этот результат, во-первых, указывает на относительно низкую степень неконтролируемого загрязнения образцов другими примесями. Во-вторых, подтверждается, что при используемом нами методе легирования присутствие дислокаций в образце не влияет на предел растворимости и соответственно на расчетную концентрацию меди.

Измерения фотолюминесценции (ФЛ) проводились при температуре 6 K по стандартной фазочувствительной методике с охлаждаемым германиевым фотосопротивлением в качестве детектора. ФЛ возбуждалась фотонами с длиной волны $\lambda = 920 \text{ nm}$ при плотности возбуждения 10 mW/mm^2 .

Образцы для электронно-микроскопических исследований готовились методом химической полировки в смеси $\text{HF}:\text{HNO}_3 = 1:7$. Исследования проводились на электронном микроскопе JEM-100CX при ускоряющем напряжении 100 kV. Изображения дислокационной структуры были получены в условиях двухлучевой дифракции, для чего был использован держатель для образцов с двумя осями поворота.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены спектры фотолюминесценции образцов с содержанием меди $6 \cdot 10^{13}$ и $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ сразу после закалки от 900°C. Следует отметить, что исходные спектры дислокационной фотолюминесценции (ДФЛ) всех образцов практически не отличаются друг от друга вследствие идентичности процедуры их приготовления. Для примера на этом же рисунке приведен спектр одного из образцов непосредственно после деформации.

Закалка образцов, содержащих медь, приводит к возникновению известной в литературе „медной люминесценции“ (МЛ), состоящей из головной линии с максимумом на 1.014 eV и серии фоновых повторений [18]. В образце с концентрацией меди $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ дополнительно возникает вторая серия люминесценции, связанной с медью, которая начинается с линии 0.943 eV и наблюдается при относительно низких концентрациях меди в кристалле [19].

Как следует из рис. 1, в образцах с идентичной термообработкой интенсивность ДЛ падает с увеличением

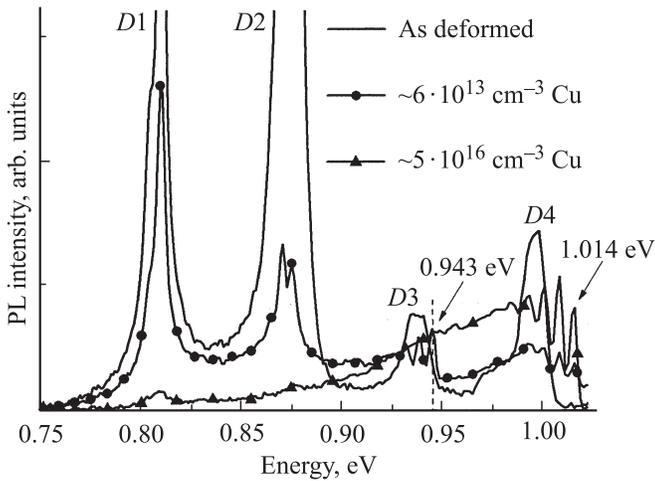


Рис. 1. Спектры ФЛ закаленных от 900°C образцов с различным содержанием меди. Для сравнения также приведен спектр одного из образцов сразу после деформации.

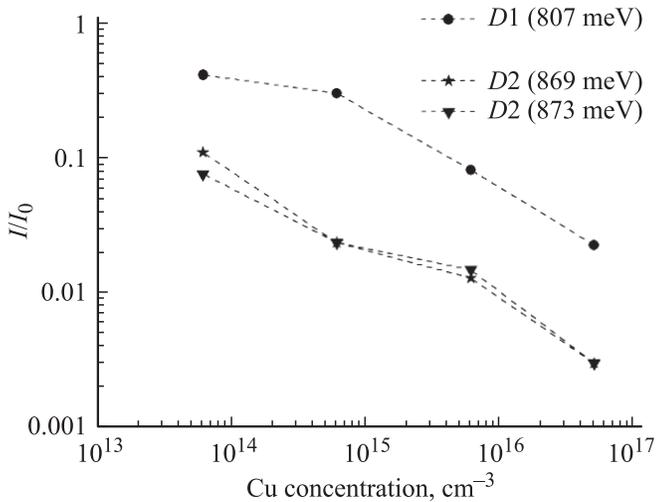


Рис. 2. Зависимость степени гашения длинноволновой части ДЛ от содержания меди в образце. I — величина амплитуды линии после закалки, I_0 — исходная амплитуда (после деформации).

концентрации меди, в то время как интенсивность МЛ, наоборот, возрастает. Несмотря на перекрытие МЛ с линиями $D4$ и $D3$, видно, что они практически погасли уже при содержании меди $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$. На рис. 2 показана степень гашения длинноволновой части ДЛ для всех исследуемых концентраций меди, откуда следует, что во всех образцах амплитуды обеих компонент полосы $D2$ гаснут сильнее, чем $D1$. Однако в силу того, что закалка образца без меди приводит к аналогичному результату, этот факт определенно связан со свойствами данных центров [20], а не с наличием меди в образце.

Несколько иначе выглядит зависимость интенсивности линии ВЕ ТО (связанного на боре экситона, аннигилирующего с испусканием поперечного оптического

фонона) от концентрации меди в образце. Измерения проводились на бездислокационной части этих же образцов (область, находившаяся за внешней опорой при деформации). Как показано на рис. 3, введение $6 \cdot 10^{13}$ и $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ меди не только не понижает ВЕ ТО, а даже приводит к некоторому его росту. В то же время, начиная с концентрации $6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, амплитуда ВЕ ТО резко уменьшается более чем на порядок.

Одной из причин наблюдаемого гашения ВЕ ТО может быть появление в образце мощного канала рекомбинации носителей заряда, например, в результате преципитации меди. Согласно электростатической модели [21], начало процесса образования медных преципитатов в кремнии p -типа зависит от соотношения концентраций доноров (в основном это междуузельная медь) и акцепторов. При превышении концентрации меди над концентрацией бора меняется тип проводимости образца, что устраняет электростатическую компоненту энергетического барьера для преципитации. Это приводит к тому, что процесс формирования преципитатов становится энергетически более выгодным. Учитывая, что преципитаты меди представляют собой эффективный канал рекомбинации носителей заряда [22–24], их образование в объеме кристалла должно привести к уменьшению времени жизни носителей и, как результат, уменьшению амплитуды ВЕ ТО. Действительно, как показано на рис. 3, в образце с содержанием бора $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ скачкообразное изменение амплитуды ВЕ ТО происходит именно при концентрациях меди $6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ и выше.

В тех случаях, когда концентрация меди меньше концентрации бора, медь будет оставаться в закаленном образце в растворенном состоянии. Известно, что междуузельная медь обладает относительно низкой рекомбинационной активностью [25] и, более того, способна пассивировать электрически активные дефекты в кремнии [26]. Эти свойства меди объясняют наблюдаемый

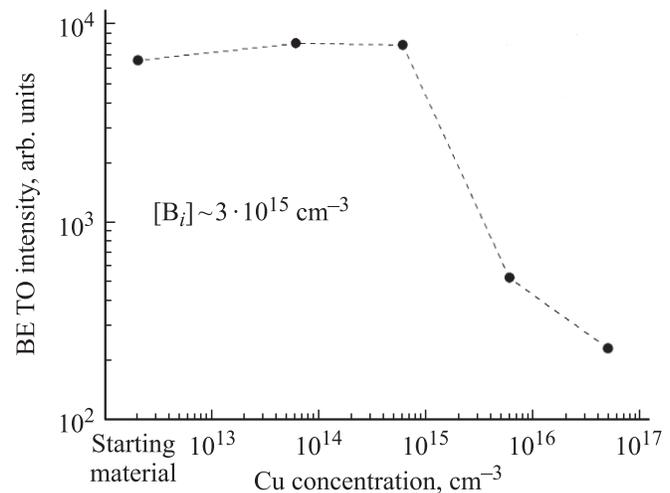


Рис. 3. Влияние концентрации меди в образце на амплитуду ВЕ ТО.

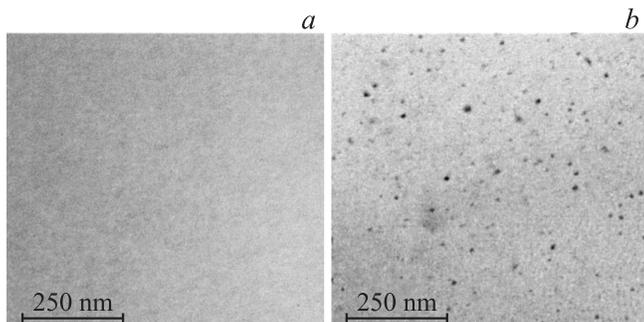


Рис. 4. Изображения ПЭМ закаленных образцов с различным содержанием меди. *a* — $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$, преципитаты меди отсутствуют; *b* — $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, видны преципитаты меди размером 8–15 нм, плотность преципитатов $\sim 5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$.

рост ВЕ ТО в образцах с содержанием меди $6 \cdot 10^{13}$ и $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ (рис. 3).

Данные, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), подтверждают, что в закаленных образцах с содержанием меди $6 \cdot 10^{15}$ и $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ присутствуют преципитаты меди, в то время как при концентрациях меди $6 \cdot 10^{13}$ и $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ никаких преципитатов с помощью ПЭМ обнаружено не было. В качестве примера на рис. 4 показано изображение ПЭМ для образцов с содержанием меди $6 \cdot 10^{13}$ и $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

Образование преципитатов меди в объеме образца приводит к гашению линий как экситонной, так и дислокационной люминесценции, однако, как было показано на рис. 2, интенсивность ДЛ с ростом содержания меди уменьшалась достаточно монотонно, а не пороговым образом, как в случае с ВЕ ТО. Это указывает на то, что в образце с дислокациями даже при быстром охлаждении часть атомов меди успевает захватиться на дислокации, что и приводит к уменьшению рекомбинационной активности дислокационных центров свечения.

После закалки от 900°C все образцы выдерживались в течение 7 суток при комнатной температуре (T_{room}). На рис. 5 показан результат такой выдержки для образца с содержанием меди $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$. Видно, что интенсивность всей люминесценции заметно уменьшилась. В сравнении с длинноволновой частью спектра ДФЛ, где гашение очевидно, линии *D4/D3* перекрываются с МЛ, которая также уменьшается в течение выдержки.

Чтобы определить, как изменилась линия *D4* в результате выдержки образца, из спектров, изображенных на рис. 5, были вычтены спектры МЛ. Результат представлен на вставке к данному рисунку, где видно, что в отличие от *D1/D2* линия *D4* даже несколько возросла после такой процедуры.

Гашение длинноволновой части ДЛ наблюдается только в образцах, содержащих медь. На рис. 6 показано, что никакого падения интенсивности ДЛ не наблюдается в образце без меди, прошедшем точно такую же термообработку и выдержку при T_{room} . Наоборот, ДЛ

даже возрастает, что, вероятнее всего, связано с отжигом при комнатной температуре некоторых закалочных дефектов.

Эксперименты показали, что гашение люминесценции в результате выдержки при T_{room} наблюдается только в образцах с высокой скоростью охлаждения. В нашем случае при закалке в воде скорость охлаждения образца $> 1000^\circ\text{C/s}$. После медленного охлаждения ($\sim 2^\circ\text{C/s}$) этих же образцов от 900°C выдержка их при T_{room} не влияет на интенсивность ДЛ. Заметим, что разные скорости охлаждения образца реализуют различное состояние меди в кристалле: закалка позволяет сохранить медь в растворенном состоянии, в то время как при медленном охлаждении атомы меди успевают собраться в преципитаты. Эти факты указывают на то, что падение

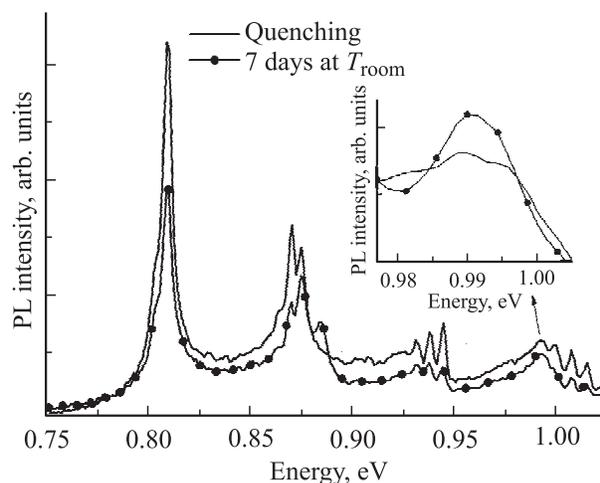


Рис. 5. Гашение ДЛ после выдержки при комнатной температуре закаленного образца с содержанием меди $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$. На вставке показан результат применения данной процедуры для линии *D4* после вычитания спектра МЛ.

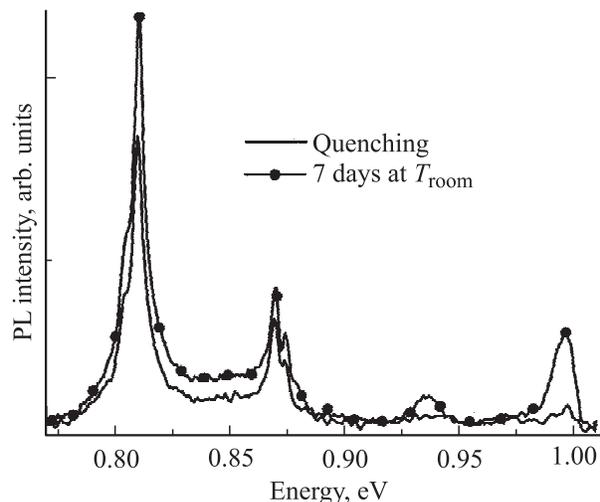


Рис. 6. Результат выдержки при комнатной температуре закаленного образца без меди.

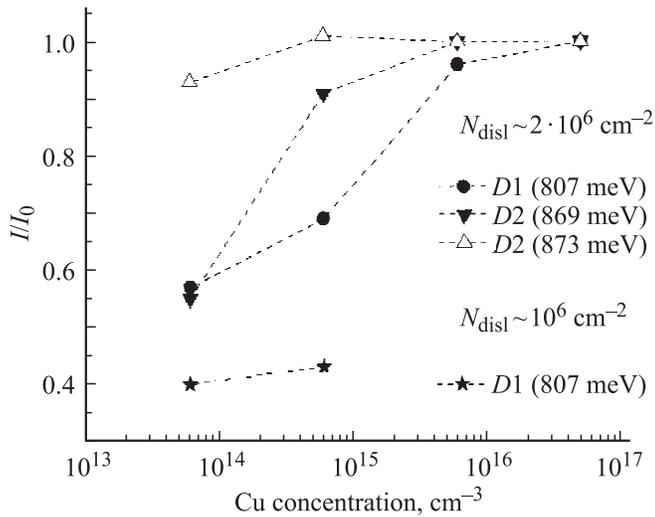


Рис. 7. Зависимость степени гашения линий $D1$ и $D2$ от содержания меди в образце. I — амплитуда линии после выдержки образцов при T_{room} в течение 7 суток; I_0 — амплитуда линии сразу после закалки. Плотность дислокаций в данной области кристалла $\sim 2 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-2}$. Дополнительно приведены данные для линии $D1$ в области образца с плотностью дислокаций $\sim 10^6 \text{ cm}^{-2}$.

интенсивности ДЛ после выдержки закаленных образцов при T_{room} происходит вследствие некоторого влияния растворенной меди на центры ДЛ. Действительно, атомы меди способны диффундировать в решетке кремния даже при комнатной температуре, следовательно, возможно их взаимодействие с дислокациями, приводящее к гашению ДЛ.

Очевидно, что степень этого гашения определяется количеством растворенной меди, приходящимся на одну дислокацию. Однако исследование зависимости степени гашения ДЛ от концентрации меди в образце приводит к весьма неожиданному результату: как показано на рис. 7, с увеличением содержания меди степень гашения линий $D1/D2$ уменьшается и в результате выдержки при T_{room} образца с концентрацией меди $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ никакого изменения интенсивности ДЛ не происходит.

В то же время в разных частях образца в пересчете на одну дислокацию приходится различное количество меди, так как плотность дислокаций при деформации методом трехточечного изгиба уменьшается в направлении от центра образца к опорам, а медь в закаленном образце равномерно распределена по всему объему. Измерения показали, что на одном и том же образце с уменьшением плотности дислокаций степень гашения ДЛ возрастает (рис. 7).

Эти на первый взгляд противоречивые результаты можно объяснить следующим образом: как было показано выше, в образцах с содержанием меди $6 \cdot 10^{13}$ и $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, т.е. демонстрирующих максимальную степень гашения ДЛ в результате их выдержки при T_{room} , медь после закалки находится преимущественно в рас-

творенном виде и может оказывать влияние на центры ДЛ при дальнейшем хранении образцов.

Противоположная ситуация складывается в образцах, в которых сформировались медные преципитаты (т.е. с концентрациями меди $6 \cdot 10^{15}$ и $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$). На рис. 8 представлено изображение ПЭМ дислокационной части образца с содержанием меди $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, где в результате закалки образовалось $\sim 5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ преципитатов меди. Из этих данных следует, что среднее расстояние между преципитатами меди $\sim 130 \text{ nm}$, в то время как между дислокациями оно составляет $\sim 7 \mu\text{m}$. В этом случае образовавшиеся в объеме преципитаты и сопутствующие им дефекты служат основными стоками для оставшейся растворенной меди, что значительно снижает атому меди вероятность дойти до дислокации и повлиять на центры ДЛ. Рассмотрим возможные механизмы такого влияния: с одной стороны, диффундирующие в решетке атомы меди могут захватываться на дислокации и впоследствии образовывать преципитаты. С другой стороны, может иметь место взаимодействие захваченных атомов меди с самими центрами ДЛ, приводящее к уменьшению их рекомбинационной активности.

В первом случае возникновение дополнительного канала рекомбинации в виде медных преципитатов на дислокациях должно приводить к примерно одинаковому падению амплитуд всех линий ДЛ (эксперименты с уменьшением мощности накачки лазера показывают именно такой результат). Однако мы получили, что выдержка образца при T_{room} приводит к возрастанию линии $D4$ при одновременном гашении $D1$ и $D2$ (рис. 5). Стоит заметить, что подобное различие в поведении линий $D4$ и $D1/D2$ уже наблюдалось нами ранее в работе [11].

Кроме того, степень гашения линий $D1$ и $D2$ также различна, причем компонента полосы $D2$ с энергией 873 meV показывает наибольшую стабильность в результате выдержки образцов при T_{room} (рис. 7). Данную особенность линии можно наглядно продемонстрировать на образце n -типа, где $D2$ преимущественно состоит из одной компоненты 873 meV . Как показано на рис. 9, линия $D2$ не меняется в течение выдержки

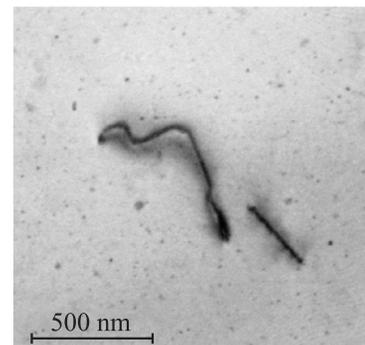


Рис. 8. Изображение ПЭМ дислокационной части закаленного образца с содержанием меди $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

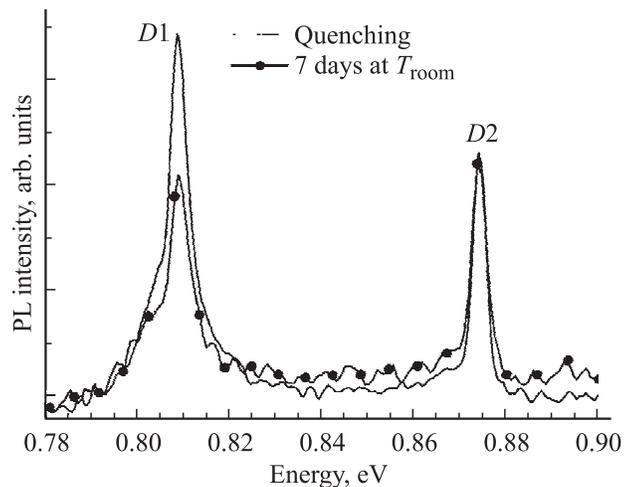


Рис. 9. Результат выдержки при комнатной температуре закаленного от 900°C образца n -типа ($[P] = 3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) с содержанием меди $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$.

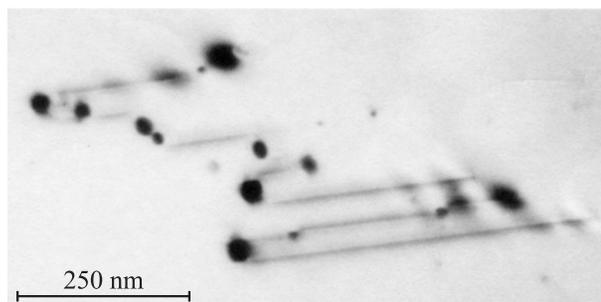


Рис. 10. Изображения ПЭМ образца с содержанием меди $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ после медленного охлаждения. Размер образовавшихся на дислокации преципитатов меди $\sim 20\text{--}50 \text{ nm}$.

закаленного образца при T_{room} , в то время как амплитуда линии $D1$ уменьшилась.

Тем не менее можно предположить, что гашение линии $D1$ ДЛ происходит в результате формирования преципитатов меди непосредственно на тех структурных дефектах дислокации, которые излучают данную линию. Чтобы выяснить, насколько вероятен такой процесс, все образцы были снова выдержаны в течение 5 min при температуре 900°C и затем охлаждены со скоростью $\sim 2^{\circ}\text{C/s}$. В условиях относительно медленного охлаждения атомы меди имели возможность собираться в преципитаты в наиболее выгодных для этого местах дислокационной линии, что подтверждается данными ПЭМ (рис. 10).

Рассмотрим теперь влияние этой процедуры на линию $D1$ для случаев максимального и минимального содержания меди в образце (рис. 11). Как следует из приведенных данных, образцы с низкой скоростью охлаждения демонстрируют более интенсивную $D1$, чем эти же образцы после закалки. При этом наблюдаемое различие существенно возрастает с увеличением концентрации

меди. В то же время отношение амплитуды линии $D1$ исходного образца к ее амплитуде после медленного охлаждения практически не зависит от уровня легирования образцов медью. Последнее означает, что те места на дислокации, на которых происходит формирование преципитатов меди, не являются центрами $D1$.

Из сравнения данных ПЭМ (рис. 8 и 10) и ФЛ (рис. 11, *a*) для одного и того же образца следует еще один важный вывод, заключающийся в том, что собирание меди в крупные преципитаты непосредственно на дислокации более оптимально (с точки зрения интенсивности линии $D1$), чем формирование мелких преципитатов по всему объему кристалла. Итак, мы получили, что в результате выдержки закаленных образцов при T_{room} наблюдается различие в степени гашения как между отдельными полосами ДЛ, так и между компонентами одной полосы. Кроме того, вероятность образования преципитатов меди на дефектах дислокационной линии, ответственных за полосу $D1$, крайне мала. Таким образом, полученные экспериментальные данные указывают на то, что в результате выдержки закаленных

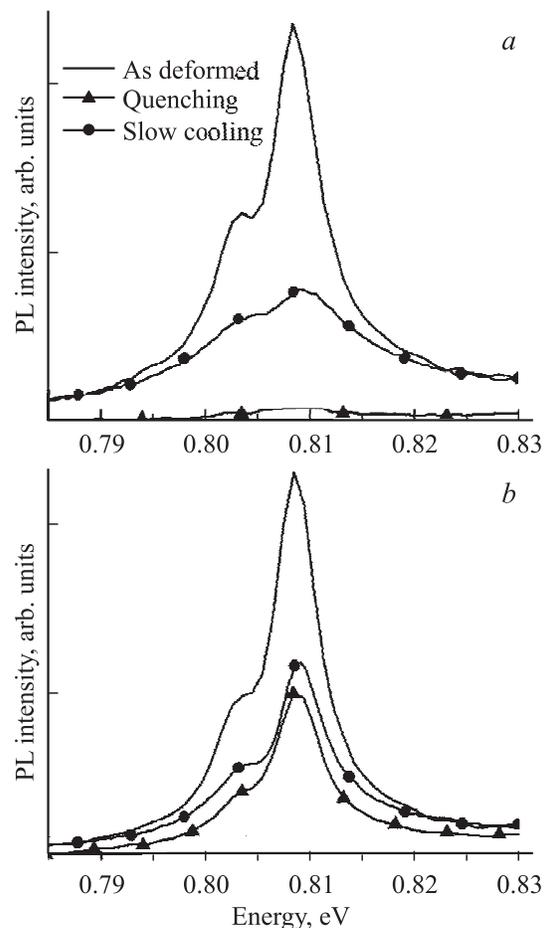


Рис. 11. Изменение интенсивности линии $D1$ в зависимости от скорости охлаждения образцов с содержанием меди $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ (*a*) и $6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ (*b*). Для сравнения показана линия $D1$ этих же образцов до легирования медью.

образцов при T_{room} имеет место избирательное воздействие атомов меди на дислокационные центры свечения, приводящее к их частичной пассивации. При этом может идти речь о взаимодействии индивидуальных атомов меди с центрами ДЛ, так как именно растворенная медь подвижна при комнатной температуре.

4. Заключение

Исследовано влияние различной концентрации меди на интенсивность линий дислокационной люминесценции в кремнии. Показано, что существуют два основных механизма гашения ДЛ примесью меди. Первый из них связан с образованием преципитатов меди в объеме образца и соответственно уменьшением времени безызлучательной рекомбинации неравновесных носителей. Это приводит к гашению как всей ДЛ, так и краевой экситонной люминесценции. Данный механизм существует при относительно высоких концентрациях меди.

Второй механизм связан с взаимодействием индивидуальных атомов меди с глубокими дислокационными центрами $D1/D2$, в результате которого пассивируется рекомбинационная активность этих центров. Вклад этого механизма определяется концентрацией растворенных атомов меди и может иметь место даже при комнатной температуре. Особенностью данного механизма является значительная эффективность при малых концентрациях меди.

Показано, что геттерирование меди дислокациями с последующим образованием медных преципитатов на них не приводит к гашению длинноволновой ДЛ, из чего следует вывод о пространственном разделении центров, ответственных за полосу $D1$ и точек преципитации меди.

Полученные данные означают, что в рамках решения задачи по увеличению интенсивности ДЛ необходимо учитывать не только общую концентрацию меди, но и ее состояние в кристалле.

Авторы выражают благодарность В.А. Карандашеву за проведение элементного анализа образцов кремния методами масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой и атомной эмиссии с индуктивно связанной плазмой.

Список литературы

- [1] M. Kittler, C. Ulhaq-Bouillet, V. Higgs. *J. Appl. Phys.* **78**, 4573 (1995).
- [2] O.F. Vyvenko, M. Kittler, W. Seifert. *J. Appl. Phys.* **96**, 6425 (2004).
- [3] O.F. Vyvenko, M. Kittler, W. Seifer, M.V. Trushin. *Phys. Status Solidi C* **2**, 1852 (2005).
- [4] V. Kveder, M. Badylevich, E. Steinman, A. Izotov, M. Zeibt, W. Schröter. *Appl. Phys. Lett.* **84**, 2106 (2004).
- [5] V. Kveder, M. Badylevich, W. Schröter, M. Seibt, E. Steinman, A. Izotov. *Phys. Status Solidi A* **202**, 901 (2005).
- [6] A.A. Istratov, E.R. Weber. *J. Electrochem. Soc.* **149**, G21 (2002).
- [7] W. Staiger, G. Pfeiffer, K. Weronek, A. Höpner, J. Weber. *Mater. Sci. Forum* **143–147**, 1571 (1994).
- [8] V. Higgs, E.C. Lightowers, G. Davies, F. Schaffler, E. Kasper. *Semicond. Sci. Technol.* **4**, 593 (1989).
- [9] V. Higgs, E.C. Lightowers, C.E. Norman, P. Kightley. *Mater. Sci. Forum* **83–87**, 1309 (1992).
- [10] V. Higgs, M. Goulding, A. Brinklow, P. Kightly. *Appl. Phys. Lett.* **60**, 1369 (1992).
- [11] E.A. Steinman, A.N. Tereshchenko. *Phys. Status Solidi C* **4**, 3095 (2007).
- [12] A.N. Tereshchenko, E.A. Steinman. *Solid State Phenomena* **131–133**, 213 (2008).
- [13] R. Sauer, J. Weber, J. Stolz, E.R. Weber, K.H. Küsters, H. Alexander. *Appl. Phys. A* **36**, 1 (1985).
- [14] R. Sauer, C. Kisielowski-Kemmerich, H. Alexander. *Phys. Rev. Lett.* **57**, 1472 (1986).
- [15] А.И. Колобакин, Ю.А. Осипьян, С.А. Шевченко, Э.А. Штейнман. *ФТТ* **26**, 3, 677 (1984).
- [16] А.И. Изотов, Э.А. Штейнман. *ФТТ* **28**, 4, 1015 (1986).
- [17] R.N. Hall, J.H. Racette. *J. Appl. Phys.* **35**, 379 (1964).
- [18] J. Weber, H. Bauch, R. Sauer. *Phys. Rev. B* **25**, 7688 (1982).
- [19] K.G. McGuigan, M.O. Henry, E.C. Lightowers, A.G. Steele, M.L.W. Thewalt. *Solid State Commun.* **68**, 7 (1988).
- [20] E.A. Steinman, A.J. Kenyon, A.N. Tereshchenko. *Semicond. Sci. Technol.* **23**, 025 010 (2008).
- [21] C. Flink, H. Feick, S.A. McHugo, W. Seifert, H. Hieslmair, T. Heiser, A.A. Istratov, E.R. Weber. *Phys. Rev. Lett.* **85**, 4900 (2000).
- [22] A. Correia, D. Ballutaud, A. Boutry-Forveille, J.L. Marice. *J. Appl. Phys.* **78**, 6543 (1995).
- [23] R. Sachdeva, A.A. Istratov, E.R. Weber. *Appl. Phys. Lett.* **79**, 2937 (2001).
- [24] A.A. Istratov, H. Hedemann, M. Seibt, O.F. Vyvenko, W. Schröter, T. Heiser, C. Flink, H. Hieslmair, E.R. Weber. *J. Electrochem. Soc.* **145**, 3889 (1998).
- [25] A.A. Istratov, C. Flink, H. Hieslmair, T. Heiser, E.R. Weber. *Appl. Phys. Lett.* **71**, 2121 (1997).
- [26] Jae-Gwang Lee, S. Roy Morrison. *J. Appl. Phys.* **64**, 6679 (1988).