

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НЕРАВНОВЕСНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ ВАКАНСИЙ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПО ИЗМЕРЕНИЮ КОНЦЕНТРАЦИИ АТОМОВ НИКЕЛЯ В УЗЛАХ РЕШЕТКИ

М. А. Хорошева^a, В. И. Орлов^{a}, Н. В. Абросимов^{a,b}, В. В. Кведер^a*

*^a Институт физики твердого тела Российской академии наук
142432, Черноголовка, Московская обл., Россия*

*^b Institute of Crystal Growth
D-12489, Berlin, Germany*

Поступила в редакцию 20 октября 2009 г.

Предложен метод определения неравновесной концентрации вакансий и вакансионных комплексов в кристаллах кремния путем измерения концентрации электрически активных атомов никеля в узлах решетки кремния, $[Ni_S]$, после диффузии никеля при температурах 550–650 °С. Экспериментально показано, что после диффузии никеля с поверхности в образцы кремния с различной начальной неравновесной концентрацией вакансионных комплексов, $[Si_V]_{init}$, возникших при росте кристаллов, концентрация $[Ni_S]$ в глубине образца с хорошей точностью соответствует концентрации вакансий $[Si_V]_{init}$, определенной стандартным методом, основанным на анализе профилей концентрации $[Au_S]$ после диффузии золота с поверхности. Данный метод определения концентрации вакансий гораздо проще, чем стандартный метод, и позволяет использовать более низкие температуру и тепловой бюджет.

1. ВВЕДЕНИЕ

Хорошо известно, что параметры полупроводниковых приборов на основе кремния сильно зависят от качества исходных монокристаллов, используемых для их производства. В современных высококачественных бездислокационных кристаллах кремния, производимых для микроэлектронной промышленности, основные дефекты связаны с вакансиями (Si_V) и межузельными (Si_I) атомами кремния, возникающими при выращивании кристаллов. Сейчас общепризнано, что основным параметром, ответственным за пересыщение растущего монокристалла дефектами, связанными с вакансиями или межузельными атомами кремния, является отношение скорости S роста кристалла к градиенту температуры G . При отношении S/G , меньшем некоторого критического значения, кристалл пересыщен межузельными атомами, в противном случае — вакансиями [1–6].

При охлаждении кристаллов и их дальнейшей термообработке вакансии и межузельные атомы кремния ответственны за формирование различ-

ных их комплексов и протяженных микродефектов, приводящих к браку при производстве интегральных схем. Хорошо известны так называемые A -дефекты — дислокационные петли, возникающие при агломерации межузельных атомов кремния, и D -дефекты, состоящие из вакансий и их комплексов.

Помимо важной роли вакансий и собственных межузельных атомов в формировании ростовых микродефектов они также сильно влияют на результаты различных технологических процессов при изготовлении интегральных схем. В частности, они влияют на диффузионные профили мелких легирующих примесей (фосфора и бора), и поэтому их концентрация должна учитываться при расчете технологических режимов при помощи всех типовых программ, используемых в микроэлектронной промышленности (например, SUPREM [7] или ICECREM [8]).

Понятно, что развитие методов контроля собственных дефектов является чрезвычайно актуальной задачей, особенно с учетом роста требований микроэлектронной промышленности к качеству кристаллов и постоянного увеличения диаметра выращиваемых кристаллов, приводящего к сильной ва-

*E-mail: orlov@issp.ac.ru

риации параметра S/G вдоль диаметра кристалла.

Если А-дефекты являются достаточно большими образованиями и могут быть выявлены методами селективного травления, декорирования и электронной микроскопии, то выявление и исследование различных вакансионных дефектов представляет собой более сложную задачу.

В работах [9–12] для определения концентрации вакансионных дефектов в кремнии был развит метод, основанный на измерении профилей концентрации атомов золота или платины после их диффузии в образцы кремния при температурах 700–900 °С и последующем анализе этих профилей. Атомы золота и платины в кремнии находятся в основном в узлах решетки и диффундируют по обменному (kick-out) механизму [13]: $M_I \leftrightarrow M_S + Si_I$, где M_I — атом примеси в межузлии, M_S — атом в узле решетки. Однако при достаточно большой концентрации неравновесных вакансий (Si_V) заметный вклад может давать также и механизм Франка–Тернбала [14]: $M_I + Si_V \leftrightarrow M_S$. Таким образом, наличие большой неравновесной концентрации вакансий влияет на профили концентрации золота и платины при их диффузии с поверхности образца. Измерение и последующий компьютерный анализ этих профилей позволяют оценить исходную концентрацию вакансионных дефектов в образце.

К сожалению, этот метод достаточно трудоемок, так как требует скрупулезного измерения профиля концентрации атомов Au_S или Pt_S , т. е. зависимости их концентрации от глубины d под поверхностью образца, а также аккуратный анализ полученных данных [11]. К тому же необходимо тщательно выбирать температуру T_D и время t_D диффузии. С одной стороны, они не должны быть слишком большими, так чтобы механизм диффузии Франка–Тернбала преобладал над обменным механизмом, а с другой стороны, температура и время диффузии должны быть достаточно велики, чтобы концентрация атомов золота или платины достигла величины порядка концентрации вакансий на разумно большой глубине, позволяющей достаточно точно измерить профиль концентрации $[Au_S]$ или $[Pt_S]$.

В данной работе мы предлагаем использовать более простой метод определения концентрации вакансионных дефектов в кремнии, основанный на измерении концентрации электрически активных атомов никеля Ni_S в узлах решетки после диффузии никеля с поверхности.

Атомы никеля в кремнии, в отличие от золота и платины, в основном занимают межузельные позиции Ni_I . Поэтому диффузия межузельных ато-

мов никеля не требует участия вакансий или межузельных атомов кремния. В результате коэффициент диффузии никеля очень велик и слабо зависит от температуры [15].

Можно ожидать, что при повышенной исходной концентрации вакансий, $[Si_V]_{init}$, концентрация электрически активных атомов никеля в узлах решетки, $[Ni_S]$, должна быть пропорциональна $[Si_V]_{init}$ за счет реакции $Ni_I + Si_V \leftrightarrow Ni_S$ [16, 17].

Для определения $[Si_V]_{init}$ предлагаемым методом используется режим, когда концентрация $[Ni_I]$ существенно превышает начальную концентрацию вакансий $[Si_V]_{init}$. В этом случае профиль распределения концентрации $[Ni_I]$ должен слабо зависеть от $[Si_V]_{init}$, а концентрация $[Ni_S]$ на достаточно большой глубине от поверхности, где можно пренебречь обменом вакансий с поверхностью образца, будет соответствовать концентрации $[Si_V]_{init}$.

Высокая растворимость атомов Ni_I и их большой коэффициент диффузии позволяют проводить эксперименты при достаточно низких температурах 550–650 °С. Таким образом, требуемый при использовании никеля тепловой режим может быть во много раз меньше, чем при использовании золота или платины. Поскольку атомы никеля в узлах решетки Ni_S имеют как акцепторный уровень $E(Ni_{S-a}) \approx E_c - (0.44 \pm 0.04)$ эВ, так и донорный уровень $E(Ni_{S-d}) \approx E_v + (0.18 \pm 0.02)$ эВ (E_c — дно зоны проводимости, E_v — потолок валентной зоны), их концентрация может быть легко измерена в образцах как n -, так и p -типа с использованием стандартного и широко распространенного DLTS-метода.

Экспериментальной проверке такого метода определения $[Si_V]_{init}$ посвящена эта статья.

2. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований использовался монокристаллический слиток кремния n -типа (концентрация фосфора $[P] \approx 10^{14}$ см⁻³), выращенный методом бестигельной зонной плавки (FZ-Si). Ось роста кристалла [111], скорость роста 3.3 мм/мин, диаметр слитка 76 мм (рис. 1а). Согласно работе [6], можно ожидать, что в этом кристалле неравновесная концентрация вакансионных дефектов изменяется вдоль радиуса слитка — внутренняя часть должна иметь повышенную концентрацию $[Si_V]_{init}$ вакансионных дефектов, а вблизи наружного края слитка должна наблюдаться повышенная концентрация $[Si_I]_{init}$ дефектов, связанных с межузельными атомами кремния.

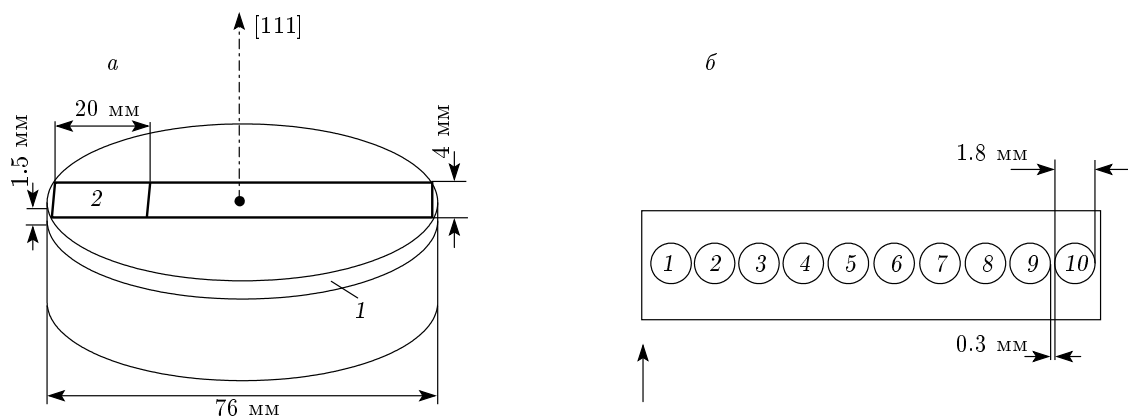


Рис. 1. а) Схема области монокристаллического слитка FZ-Si, из которого вырезались пластина 1 и образцы 2. б) Расположение контактов Шотки (1–10) на поверхности образца для DLTS-измерений (стрелка указывает на край слитка)

От слитка кремния отрезалась пластина 1 (рис. 1а) толщиной 1.5 мм перпендикулярно оси роста кристалла. Образцы 2 (рис. 1а) для измерений размером $1.5 \times 4 \times 20$ мм³ вырезались из этой пластины так, что их длинная сторона была направлена от края слитка вдоль его диаметра. После механической полировки и удаления поверхностного слоя химической полировкой в растворе HF:7HNO₃ на большую поверхность образца термическим напылением в вакууме наносился слой никеля или золота. Диффузия никеля проводилась при температурах 500, 600, 650 °С, а золота — при 700 °С. После диффузии образцы охлаждались до комнатной температуры в течение 5–10 мин.

Затем механической полировкой, с последующей химической полировкой в течение 20 с, с поверхности удалялся слой толщиной d (от 10 до 500 мкм) и на поверхность образца, путем термического напыления золота через маску, наносились 10 контактов Шотки диаметром 1.8 мм (рис. 1б). Эти контакты использовались для измерения концентрации и типа глубоких электронных ловушек в данном месте образца DLTS-методом. Для этого использовался самодельный DLTS-спектрометр, работающий по стандартной схеме и состоящий из измерителя емкости на частоте 1 МГц и компьютерной системы регистрации, управления и обработки.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В выращенных (as-grown) образцах до их термической обработки концентрация электрически активных дефектов с глубокими электронными уров-

нями по DLTS-данным была ниже $5 \cdot 10^9$ см⁻³ во всех областях слитка.

Как уже упоминалось, кристаллический слиток был выращен в условиях, позволяющих ожидать повышенную концентрацию вакансионных дефектов в центральной его области и малую их концентрацию на периферии. Это обстоятельство было предварительно проверено нами по измерениям профилей диффузии золота на разном расстоянии от края слитка с использованием ранее предложенной методики [11].

Для этого на поверхность образца вакуумным распылением был нанесен слой золота, после чего проведена его диффузия при температуре $T_D = 700$ °С в течение 120 мин и измерены профили концентрации атомов золота $[Au_S]$ (т. е. зависимости $[Au_S]$ от глубины d под поверхностью образца) в разных участках образца, соответствующих разным расстояниям L от края слитка вдоль его диаметра. Для этого DLTS-спектры измерялись на каждом из контактов 1–10 (см. рис. 1б), затем с поверхности образца сполировывался слой известной толщины, заново наносились контакты Шотки и снова проводились DLTS-измерения, после чего процедура повторялась.

На рис. 2 для примера показан DLTS-спектр, измеренный на контакте 9 ($L = 17$ мм) на глубине $d = 20$ мкм. Доминирующий в спектре пик при $T \approx 254$ К соответствует хорошо известному из литературы акцепторному уровню Au_S с энергией $E = E_c - 0.54$ эВ, и из его амплитуды можно определить концентрацию $[Au_S]$ на данной глубине ($d = 20$ мкм).

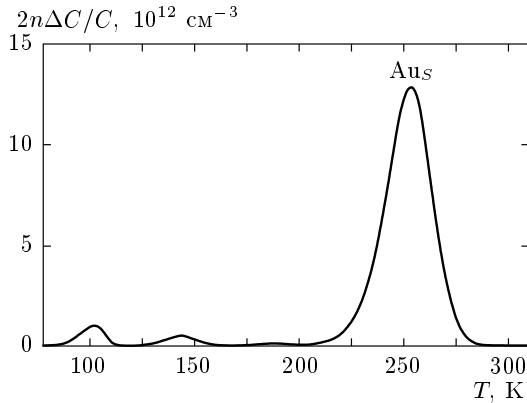


Рис. 2. Типичный DLTS-спектр, наблюдавшийся после диффузии золота ($T_D = 700^\circ\text{C}$, 120 мин) в одном из образцов. Измерен на контакте 9 ($L = 17 \text{ мм}$) на глубине $d = 20 \text{ мкм}$. Пик при $T \approx 254 \text{ K}$ соответствует акцепторному уровню Au_S с энергией $E = E_c - 0.55 \text{ эВ}$. Частота следования импульсов $F = 6.7 \text{ Гц}$, n — концентрация электронов, C и ΔC — емкость диода Шоттки и ее изменение

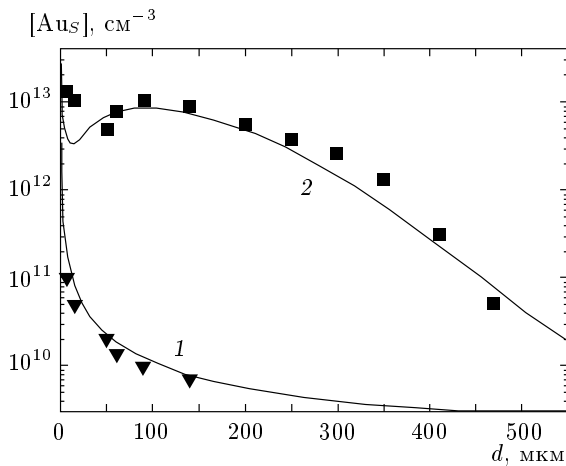


Рис. 3. Зависимости концентрации $[\text{Au}_S]$ от расстояния d в глубь образца после диффузии золота с поверхности при 700°C в течение 120 мин: 1 — расстояние от края слитка $L = 7 \text{ мм}$; 2 — $L = 19 \text{ мм}$. Точки — экспериментальные данные, непрерывные кривые — расчет: 1 — начальная равновесная концентрация вакансий $[\text{Si}_V] = [\text{Si}_V]^{eq}$, концентрация межузельных атомов кремния $[\text{Si}_I] = 3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$; 2 — $[\text{Si}_V]_{init} = 10^{13} \text{ см}^{-3}$ и $[\text{Si}_I] = [\text{Si}_I]^{eq}$

На рис. 3 показаны профили концентрации $[\text{Au}_S]$ по глубине d для двух из десяти промеренных площадок, соответствующих расстояниям L от края слитка вдоль его диаметра, равным 7 и 19 мм. Точки соответствуют экспериментальным данным $[\text{Au}_S]$, полученным DLTS-методом, а непрерывные кривые — результатам проведенного нами компьютерного моделирования процесса диффузии атомов золота с учетом их реакций с вакансиями и межузельными атомами кремния [11, 18]. В расчетах были использованы стандартные параметры для описания диффузии атомов золота в кремнии (см., например, работы [19, 20]), а подгоночными параметрами были начальные концентрации вакансий $[\text{Si}_V]_{init}$ и межузельных атомов кремния $[\text{Si}_I]_{init}$.

Кривая 1 на рис. 3 рассчитана для равновесной концентрации вакансий $[\text{Si}_V]_{init} = [\text{Si}_V]^{eq}$ и концентрации межузельных атомов кремния $[\text{Si}_I]_{init} = 3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$, тогда как кривая 2 — для начальной концентрации вакансий $[\text{Si}_V]_{init} = 10^{13} \text{ см}^{-3}$ и $[\text{Si}_I]_{init} = [\text{Si}_I]^{eq}$. (При расчетах предполагалось, что при $T_D = 700^\circ\text{C}$ равновесные концентрации $[\text{Si}_V]^{eq}$ и $[\text{Si}_I]^{eq}$ порядка $(1-5) \cdot 10^8 \text{ см}^{-3}$ [5, 11].)

Проведенные нами эксперименты по определению концентрации вакансий при помощи диффузии золота показали, что, как и ожидалось, на периферийной части нашего слитка (для L от 0 до 10 мм) концентрация вакансий $[\text{Si}_V]_{init}$ не превышает $10^{10}-10^{11} \text{ см}^{-3}$ и резко возрастает при $L > 12 \text{ мм}$, достигая величины порядка $[\text{Si}_V]_{init} = 10^{13} \text{ см}^{-3}$.

Перейдем теперь к описанию экспериментов с диффузией никеля, проведенных нами для аналогичных образцов. Согласно данным нейтронного активационного анализа [15], растворимость атомов никеля в кремнии зависит от температуры следующим образом:

$$[\text{Ni}_I]^{eq} = 1.23 \cdot 10^{24} \exp\left(-\frac{1.68 \text{ эВ}}{k_B T}\right) \text{ см}^{-3}.$$

Так, $[\text{Ni}_I]^{eq} = 2.5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ при $T_D = 600^\circ\text{C}$.

Как уже говорилось выше, атомы никеля в основном занимают межузельные позиции Ni_I в кремнии, а доля электрически активных атомов Ni_S в узлах решетки в равновесных условиях очень мала. Согласно работе [21],

$$[\text{Ni}_S]^{eq} = 10^{26} \exp\left(-\frac{3.1 \text{ эВ}}{k_B T}\right) \text{ см}^{-3},$$

что дает $[\text{Ni}_S]^{eq} = 2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-3}$ при $T_D = 600^\circ\text{C}$.

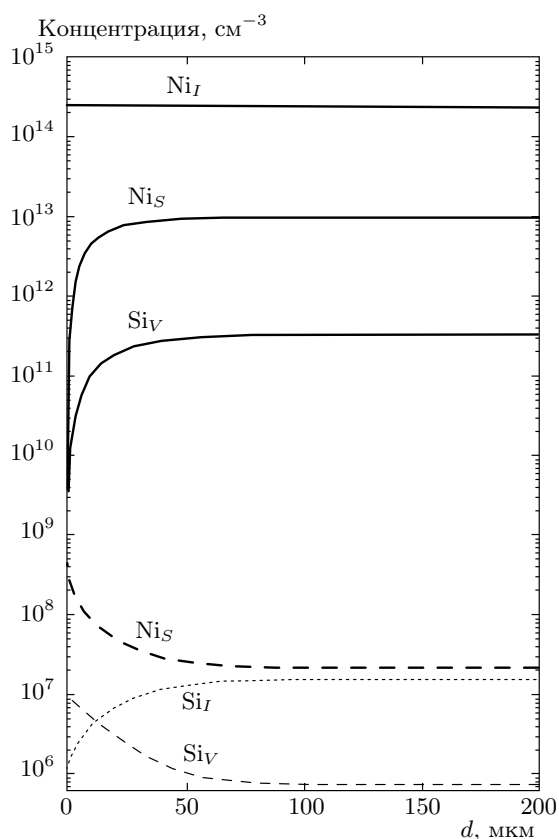


Рис. 4. Расчетные зависимости концентраций $[Ni_I]$, $[Ni_S]$, $[Si_I]$ и $[Si_V]$ от расстояния d до поверхности образца после диффузии никеля с поверхности при $T_D = 600^\circ\text{C}$ в течение 60 мин. Штриховые кривые соответствуют начальной концентрации вакансий $[Si_V]_{init}$ равной равновесной при $T = T_D$, сплошные — $[Si_V]_{init} = 10^{13}\text{ см}^{-3}$

Что касается межузельных атомов Ni_I , за счет их очень большого коэффициента диффузии,

$$D(Ni_I) = 0.002 \exp\left(-\frac{0.47\text{ эВ}}{k_B T}\right) \frac{\text{см}^2}{\text{с}},$$

они даже при быстром охлаждении выпадают в преципитаты $NiSi_2$, которые имеют низкую плотность состояний в запрещенной зоне кремния, составляющую лишь очень малую долю от изначального числа атомов Ni_I (см. работы [22, 23]). К тому же DLTS-сигнал преципитатов существенно отличается от DLTS-сигнала для Ni_S , что позволяет их легко разделить.

На рис. 4 приведены результаты нашего компьютерного моделирования процесса диффузии атомов никеля с учетом их реакций с вакансиями и межузельными атомами кремния для двух значений начальной концентрации вакансий, $[Si_V]_{init} = [Si_V]^{eq}$

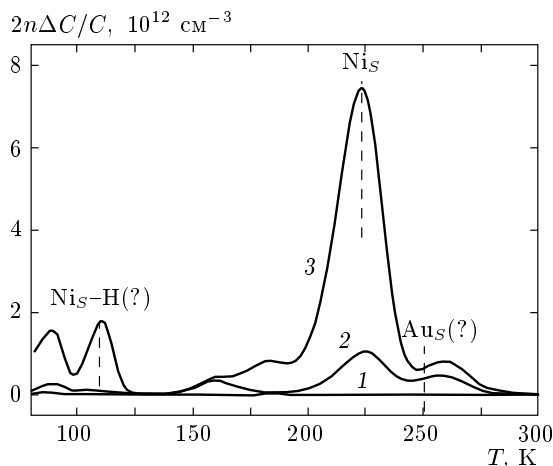


Рис. 5. Типичные DLTS-спектры, измеренные на глубине $d \approx 20\text{ мкм}$ после диффузии никеля ($T_D = 600^\circ\text{C}$, $t_D = 60\text{ мин}$) на расстоянии от края образца $L = 10\text{ мм}$ (1), 12 мм (2), 16 мм (3). Доминирующий пик в спектрах при $T \approx 224\text{ К}$ соответствует акцепторному уровню Ni_S с энергией $E = E_c - 0.44\text{ эВ}$. Параметры измерения и обозначения такие же, как в случае рис. 2

и $[Si_V]_{init} = 10^{13}\text{ см}^{-3}$. Показаны расчетные зависимости концентрации $[Ni_I]$, $[Ni_S]$, $[Si_I]$ и $[Si_V]$ от расстояния d до поверхности образца после диффузии никеля с поверхности при $T_D = 600^\circ\text{C}$ в течение 60 мин. Видно, что, согласно расчету, концентрация $[Ni_S]$ на глубине $d > 20\text{--}30\text{ мкм}$ должна практически совпадать с начальной концентрацией вакансий $[Si_V]_{init}$ в образце.

На рис. 5 показаны типичные DLTS-спектры, измеренные нами на глубине $d \approx 20\text{ мкм}$ после диффузии никеля при $T_D = 600^\circ\text{C}$ в течение 60 мин на различных расстояниях от края образца. Видно, что в спектрах (при $L > 12\text{ мм}$) доминирует пик при $T \approx 224\text{ К}$, который соответствует глубокому акцепторному уровню с энергией $E = E_c - 0.44\text{ эВ}$ и сечением захвата $\sigma \approx 7 \cdot 10^{-17}\text{ см}^2$, что хорошо коррелирует с известными литературными данными для глубокого уровня атомов Ni_S в узлах решетки кремния [21].

Остальные DLTS-пики связаны с некоторыми другими примесями и комплексами. В частности, пик в области 110 К , соответствующий энергии $E = E_c - 0.21\text{ эВ}$ и сечению захвата $\sigma \approx 10^{-15}\text{ см}^2$, возможно связан с комплексом $Ni_S\text{--H}$, возникающим за счет реакции атомов никеля с атомарным водородом, инжектированным в кремний при химической полировке образца в растворе $\text{HF} : 7\text{HNO}_3$ [24, 25].

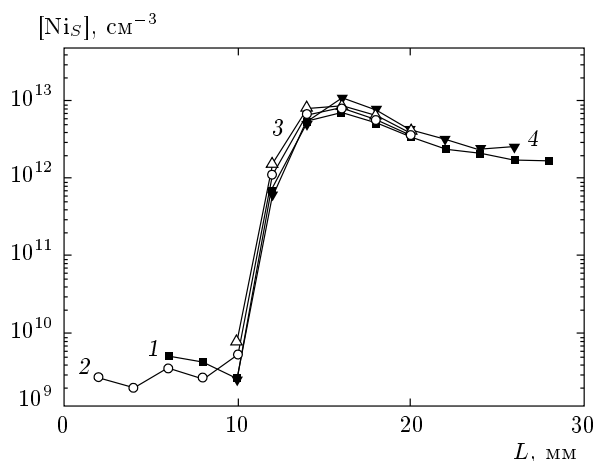


Рис. 6. Зависимости концентрации никеля $[Ni_S]$ от расстояния L до края слитка, измеренные на глубинах $d = 20$ мкм (2) и $d = 50$ мкм (3) DLTS-методом после диффузии никеля при $T_D = 500$ °C, $t_D = 90$ мин (1), $T_D = 600$ °C, $t_D = 60$ мин (2, 3), $T_D = 650$ °C, $t_D = 40$ мин (4)

На рис. 6 приведены зависимости концентрации никеля $[Ni_S]$ от расстояния L до края слитка, измеренные на глубинах $d = 20$ мкм и $d = 50$ мкм DLTS-методом после диффузии никеля при различных температурах. Как видно из рис. 6, при всех температурах диффузии на расстоянии $L < 10$ мм от края слитка концентрация $[Ni_S]$ не превышает $5 \cdot 10^9$ см⁻³, а при $L > 11$ мм величина $[Ni_S]$ резко возрастает на три порядка, достигая максимума при $L \approx 15$ мм. При этом концентрация $[Ni_S]$ при данной величине L почти не зависит от температуры диффузии и соответствует начальной концентрации вакансий $[Si_V]_{init}$, полученной нами из анализа профилей диффузии золота.

Замечательно, что хотя величина $[Ni]^{eq}$ при увеличении температуры T_D от 500 до 650 °C увеличивается от $1.5 \cdot 10^{13}$ до $8.5 \cdot 10^{14}$ см⁻³, т.е. в 60 раз, измеренные при $T_D = 500$ °C и $T_D = 650$ °C зависимости $[Ni_S]$ от L практически совпадают (см. рис. 6). Кроме того, концентрации $[Ni_S]$ на глубинах 20 и 50 мкм практически равны (см. рис. 6, зависимости 2 и 3). Это полностью соответствует теоретическим расчетам (см. рис. 4) и является весомым аргументом в пользу того, что концентрация $[Ni_S]$ соответствует начальной концентрации вакансий $[Si_V]_{init}$ в данном месте образца.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментально показано, что для определения неравновесной концентрации вакансионных дефектов в кремнии может быть использован простой

и эффективный метод, основанный на диффузии никеля с поверхности образца при сравнительно низких температурах (550–700 °C) и последующем измерении концентрации атомов никеля $[Ni_S]$ в узлах решетки DLTS-методом на глубине больше нескольких десятков микрон. Эксперименты, проведенные нами на образцах FZ-Si, центральная часть которых содержала порядка $[Si_V]_{init} \approx 10^{13}$ см⁻³ вакансионных дефектов, показали, что концентрация $[Ni_S]$ с хорошей точностью соответствует начальной неравновесной концентрации $[Si_V]_{init}$ вакансионных дефектов.

Данный метод определения концентрации вакансий гораздо проще, чем метод, основанный на диффузии золота и платины, имеет очень высокую чувствительность и позволяет использовать более низкие тепловой бюджет и температуру.

Работа выполнена в рамках и при финансовой поддержке Программы Президиума РАН «Квантовая физика конденсированных сред».

ЛИТЕРАТУРА

1. V. V. Voronkov, J. Cryst. Growth **59**, 625 (1982).
2. A. J. R. de Kock, P. J. Roksnoer, and P. G. T. Boonen, J. Cryst. Growth **30**, 279 (1975).
3. P. J. Roksnoer and M. M. B. Van Den Boom, J. Cryst. Growth **53**, 563 (1981).
4. V. I. Talanin, I. E. Talanin, and D. I. Levinson, Semicond. Sci. Technol. **17**, 104 (2002).
5. H. Lemke and W. Sudkamp, Phys. Stat. Sol. (a) **176**, 843 (1999).
6. T. L. Larsen, L. Jensen, A. Ludge et al., J. Cryst. Growth **230**, 300 (2001).
7. M. E. Law and R. W. Dutton, IEEE Trans. Computer-Aided Design **7**, 181 (1988).
8. P. Pichler, R. Durr, N. Holzer et al., NASE CODE VI, Boole Press, Dublin (1989).
9. H. Zimmermann and H. Ryssel, Appl. Phys. A **55**, 121 (1992).
10. H. Zimmermann, Defect Diffusion Forum **153–155**, 111 (1998).
11. M. Jacob, P. Pichler, H. Ryssel, and R. Falster, J. Appl. Phys. **82**, 182 (1997).
12. O. V. Feklisova and E. B. Yakimov, Sol. St. Phen. **95–96**, 495 (2004).

13. U. Gosele, W. Frank, and A. Seeger, *Appl. Phys.* **23**, 361 (1980).
14. F. C. Frank and D. Turnbull, *Phys. Rev.* **104**, 617 (1956).
15. E. Weber, *Appl. Phys. A* **30**, 1 (1983).
16. Shuji Tanaka, Tetsuo Ikari, and Hajime Kitagawa, *Jpn. J. Appl. Phys.* **41**, 6305 (2002).
17. Shuji Tanaka, Tetsuo Ikari, and Hajime Kitagawa, *Jpn. J. Appl. Phys.* **43**, 7458 (2004).
18. V. Kveder, W. Schroeter, A. Sattler, and M. Seibt, *Mater. Sci. Eng. B* **71**, 175 (2000).
19. N. A. Stolwijk, J. Holzel, W. Frank et al., *Appl. Phys. A* **39**, 37 (1986).
20. A. Rodriguez, H. Bracht, and I. Yonenaga, *J. Appl. Phys.* **95**, 7841 (2004).
21. H. Kitagawa and M. Yoshida, *Jpn. J. Appl. Phys.* **31**, 2859 (1992).
22. F. Riedel and W. Schöter, *Phys. Rev. B.* **62**, 7150 (2000).
23. M. Seibt and K. Graff, *J. Appl. Phys.* **63**, 4444 (1988).
24. H. Lemke, *Phys. Stat. Sol. (a)* **99**, 1449 (1987).
25. H. Kitagawa and H. Nakashima, *Jpn. J. Appl. Phys.* **28**, 305 (1989).