

Оптические и электрические свойства тонких пластин, изготовленных из нанокристаллических порошков кремния

© Н.Н. Кононов[¶], Г.П. Кузьмин, А.Н. Орлов⁺, А.А. Сурков, О.В. Тихоневич

Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук,
119991 Москва, Россия

⁺ Центр естественно-научных исследований при Институте общей физики Российской академии наук,
119991 Москва, Россия

(Получена 25 октября 2004 г. Принята к печати 29 ноября 2004 г.)

Исследованы инфракрасные спектры пропускания и темновая проводимость пластин, изготовленных из порошков нанокристаллического кремния (*nc*-Si). Исходные порошки *nc*-Si синтезировались методом лазерно-индуцированной диссоциации силана в диапазоне температур окружающего буферного газа от 20 до 250°C и затем прессовались при давлениях от 10⁸ до 10⁹ Па. Обнаружено, что в процессе прессования порошков *nc*-Si в них формируются структуры Si-H, Si-CH_x и O_y-Si-H_x ($x, y = 1-3$). Образованные структуры разрушаются при отжиге пластин, причем наименьшая температура отжига ($t = 160^\circ\text{C}$) требуется для разрушения комплексов Si-H, Si-CH_x. Показано, что темновая проводимость пластин *nc*-Si возрастает с увеличением температуры буферного газа, при которой синтезировался исходный порошок. Обнаружено, что существуют две температурные области, в которых темновая проводимость пластин имеет качественно различный характер. При температурах пластин $T \geq 270\text{ K}$ проводимость связана со свободными носителями заряда, в то время как при меньших температурах электронный транспорт определяется прыжковой проводимостью по локализованным состояниям в запрещенной зоне.

1. Введение

Нанокристаллический кремний (*nc*-Si) является весьма перспективным материалом для производства опто-электронных приборов (таких, например, как солнечные батареи и тонкопленочные транзисторы [1], газовые сенсоры [2,3]), а также наноструктурной керамики [4].

Главным структурным элементом, который наиболее часто используется в исследованиях свойств нанокристаллического кремния, являются тонкие (10–100 нм) пленки на различных подложках. Основой технологии создания таких пленок является нанесение на подложку кластеров Si, которые образуются в плазме высокочастотного разряда при диссоциации молекул силана (plasma-enhanced chemical vapour deposition — PECVD).

Другим способом диссоциации молекул силана (SiH₄) является нагрев струи силана излучением непрерывного CO₂-лазера (laser-induced chemical vapour deposition — LICVD). Такой нагрев оказывается возможным вследствие того, что наиболее сильные линии генерации CO₂-лазера, такие, например, как $P(18)$ и $P(20)$ с волновыми числами $\nu_{18} = 945.98\text{ см}^{-1}$ и $\nu_{20} = 944.19\text{ см}^{-1}$, попадают в контур поглощения молекулы SiH₄, соответствующего деформационным колебаниям и центрирующегося вблизи волнового числа $\nu_{\text{SiH}_4} = 970\text{ см}^{-1}$ [5]. Однако вследствие значительной отстройки центра этой полосы от сильных линий лазерной генерации поглощение в силане является недостаточно сильным, что снижает эффективность лазерного нагрева. Данную трудность можно преодолеть, если с помощью дифракционной решетки, установленной в резонаторе CO₂-лазера, получать генерацию на других вращательных уровнях колебательного перехода 00⁰1–10⁰0 молекулы CO₂, однако

в этом случае неизбежны потери мощности лазерного излучения и соответствующее удорожание технологического процесса.

Для того чтобы обеспечить заметное поглощение CO₂-лазерного излучения, необходимо поддерживать достаточно большое давление в струе силана. Так как в схеме LICVD поперечное расширение струи ограничивается коаксиальным потоком буферного газа (аргон, гелий), распространяющегося параллельно струе и участвующего в формировании частиц кремния, в реакторной камере требуется также поддерживать достаточно большое давление буферного газа. По этой причине технология получения наноразмерных частиц Si, связанная с CO₂-лазерным разложением силана, может быть реализована только при давлениях буферного газа в реакторной камере ≥ 100 Торр. Вместе с тем, как показывают многочисленные исследования (см., например [6]), средние размеры частиц при прочих равных условиях увеличиваются с ростом давления буферного газа в реакторной камере. Поэтому использование описанной технологии позволяет получать порошки Si, в которых максимум распределения частиц по размерам находится в области ≥ 10 нм.

Для того чтобы уменьшить давление буферного газа и при этом не допустить уменьшения поглощения лазерного излучения в струе силана, мы использовали нагрев буферного газа в зоне синтеза наночастиц до температур 200–300°C. Следствием такого нагрева явилось увеличение первоначальной температуры струи силана и значительное увеличение поглощения в ней излучения CO₂-лазера. В результате при интенсивности сфокусированного лазерного излучения $\sim 10^3\text{ Вт/см}^2$ мы смогли зажечь оптический разряд при давлениях буферного газа ≥ 50 Торр.

[¶] E-mail: nnk@kapella.gpi.ru

Повышение температуры буферного газа в зоне синтеза позволяет также управлять структурой образующихся частиц Si. Это в первую очередь связано с увеличением диффузионной подвижности атомов Si, что приводит к формированию нанокристаллов с меньшей концентрацией дефектов [7]. Кроме того, при более высоких температурах буферного газа атомы водорода, которые присутствуют в продуктах диссоциации силана, более интенсивно внедряются в структурную сетку наночастиц Si, пассивируя такие дефекты кристаллической решетки, как моно- и дивакансии, возникающие при синтезе частиц.

2. Детали эксперимента

Исходные порошки наноразмерного кремния формировались в проточном газодинамическом реакторе при скоростях потоков SiH_4 $100 \text{ см}^3/\text{мин}$ и аргона (в качестве буферного газа) $1000 \text{ см}^3/\text{мин}$. Средние размеры частиц порошков *nc*-Si, полученных при температуре буферного газа $t_{\text{Ar}} = 20^\circ\text{C}$, составляли $\sim 20 \text{ нм}$ [8].

Буферный газ вблизи зоны синтеза наночастиц мог нагреваться до температуры 300°C нихромовой спиралью, заключенной в высокотемпературную керамику, смонтированную на вертикальном цилиндрическом стакане из кварца. Температура газа измерялась с помощью термомпары, расположенной на внутренней стенке стакана (см. рис. 1). На противоположных стенках стакана были сделаны отверстия, через которые проходило сфокусированное излучение CO_2 -лазера, греющее струю силана.

Изготовленные порошки в специальной пресс-форме из закаленной стали подвергались прессованию при

давлениях от 10^8 до 10^9 Па, в результате которого получались пластины толщиной от 50 до 100 мкм, имевшие форму дисков диаметром 1 см.

Пластины из *nc*-Si и исходные порошки могли отжигаться в атмосфере аргона при температурах вплоть до 400°C и в вакууме до 800°C .

Спектры пропускания исходных порошков *nc*-Si и сделанных из них пластин регистрировались с помощью 2-лучевого спектрофотометра „Specord-M80“ с разрешением 4 см^{-1} .

Для измерения темновой проводимости пластины нанокристаллического кремния зажимались между двумя титановыми дисками диаметром 1 см, которые играли роль электродов. Титановые электроды были выбраны после серии измерений с электродами из разных металлов, так как при контакте с эталонными пластинами из легированного кристаллического кремния *n*-типа проводимости с удельным сопротивлением $10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ эти электроды имели наименьшее контактное сопротивление, равное 0.8 Ом .

Измерения темновой проводимости проводились в течение первых часов после получения порошков и изготовления из них пластин с тем, чтобы слой поверхностного окисла был достаточно тонким. Омический характер контактов титан/*nc*-Si проверялся по линейности вольт-амперной характеристики для каждого образца. Для измерения силы тока через пластину *nc*-Si последовательно с ней соединялся прецизионный резистор, падение напряжения на котором измерялось с помощью высокоомного вольтметра Ш-68003. В этой же геометрии определялся знак термоэдс, откуда установлено, что все изучаемые пластины имеют проводимость *n*-типа.

3. Инфракрасные спектры поглощения

Спектры пропускания исходных порошков *nc*-Si, синтезированных при различных температурах буферного газа, практически не отличаются и содержат очень слабо выраженные колебательные полосы (см. кривую 1 на рис. 2). Однако в процессе прессования порошков в них возникают интенсивные полосы поглощения, центры которых (отмечены стрелками) расположены вблизи волновых чисел: 2070, 2170, 2210, 2850, 2930, 2990 и 3420 см^{-1} .

Характерной особенностью образующегося пика поглощения вблизи 2070 см^{-1} является зависимость его высоты от температуры потока буферного газа t_{Ar} в зоне синтеза наночастиц. На рис. 2 показаны спектры пропускания пластин, которые были изготовлены из порошков *nc*-Si, синтезированных при различных температурах потока буферного аргона (кривые 2 и 3). Из сравнения этих спектров видно, что интенсивность пика при 2070 см^{-1} заметно возрастает по сравнению с пиками вблизи 2170 и 2210 см^{-1} в том случае, когда исходный порошок формируется при более высокой температуре. Так как полоса вблизи 2070 см^{-1} определяется колебательным поглощением на связях Si-H [9], увеличение

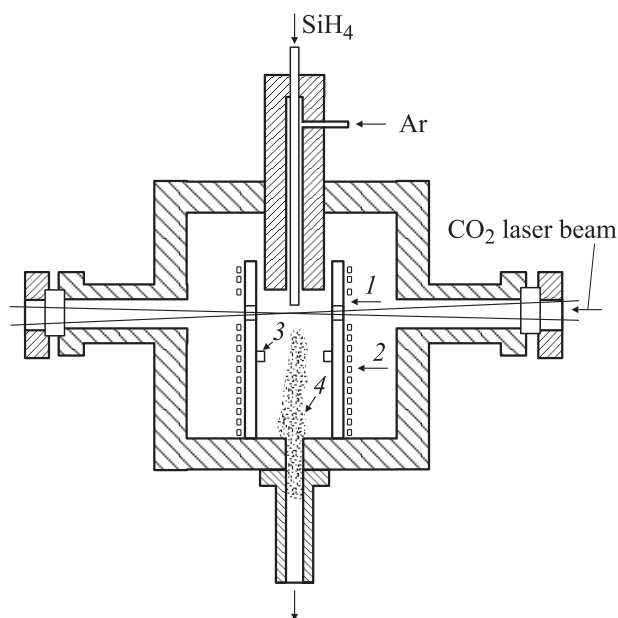


Рис. 1. Схематическое изображение камеры для синтеза порошков нанокристаллического кремния. 1 — кварцевый цилиндр, 2 — нагреватель потока буферного газа, 3 — термомпара, 4 — синтезированный порошок *nc*-Si.

интенсивности пика указывает на рост концентрации водорода в порошках *nc*-Si, синтезированных при более высоких температурах.

При отжиге пластин в атмосфере аргона в течение 30 мин пики, центрирующиеся вблизи 2070, 2170, 2850, 2930 и 2990 см^{-1} , исчезают, причем для исчезновения пиков 2070, 2850, 2930 и 2990 см^{-1} требуется наименьшая температура отжига $t = 160^\circ\text{C}$, в то время как пик 2170 см^{-1} исчезает только при температурах, ббльших 300 $^\circ\text{C}$.

В то же самое время интенсивность поглощения в пике при 2210 см^{-1} практически не изменяется при отжиге пластины в аргоне вплоть до температур $t = 300^\circ\text{C}$. Заметные изменения формы этого пика наблюдаются, когда температура отжига достигает 400 $^\circ\text{C}$. Отжиг же в вакууме в течение 30 мин при температуре 700 $^\circ\text{C}$ приводит к его полному исчезновению. При температуре отжига в аргоне, большей 400 $^\circ\text{C}$, заметно уменьшается широкая полоса поглощения с центром 3420 см^{-1} , причем характерно, что одновременно с процессом исчезновения этой полосы происходит формирование довольно узкого пика с волновым числом 3750 см^{-1} .

Пик 2210 см^{-1} определяется колебательным поглощением структур $\text{O}_3\text{-Si-H}$ [10,11], полоса поглощения вблизи 2170 см^{-1} может быть связана с наличием как цепочечных структур $\text{SiH}_2\text{-SiH}_3$ [12], так и групп $\text{O}_2\text{-Si-H}_2$ [13]. Для того чтобы определить принадлежность данной полосы к одной из указанных структурных групп, был проведен сравнительный анализ спектров пропускания пластины, подвергнутой отжигу в аргоне, и пластины, изготовленной из предварительно отожженного в таких же условиях порошка *nc*-Si (см. кривые 5 и 4 на рис. 2). Обнаружено, что предварительный отжиг порошка практически не влияет на интенсивность полос поглощения с центрами при 2210 и

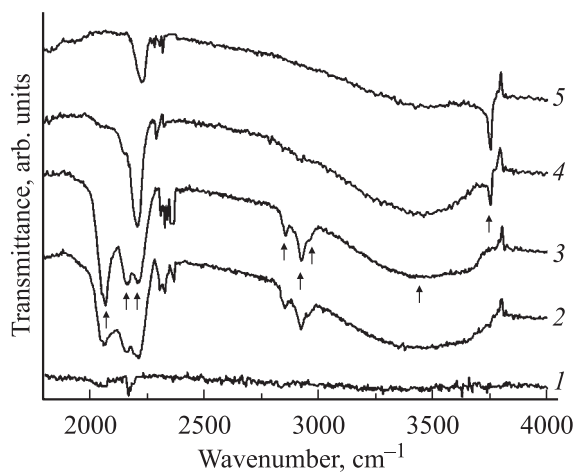


Рис. 2. Инфракрасные спектры пропускания исходного порошка (1) и пластин *nc*-Si, изготовленных при давлении $5 \cdot 10^8$ Па (2–5). Температура аргона, при которой синтезированы исходные порошки *nc*-Si, t_{Ar} , $^\circ\text{C}$: 1, 2 — 20, (3–5) — 200. 4 — проведен отжиг исходного порошка при 400 $^\circ\text{C}$ в течение 30 мин; 5 — проведен отжиг пластины при 400 $^\circ\text{C}$ в течение 30 мин.

3420 см^{-1} , в то время как остальные полосы с помощью такого отжига можно ликвидировать. Следовательно, полосы 2210 и 3420 см^{-1} должны быть обусловлены наличием структурных кислородсодержащих связей в пластинах наноразмерного кремния. Изменение интенсивности пика поглощения пластины с центром вблизи 2170 см^{-1} при предварительном отжиге порошка имеет промежуточный характер между динамикой полос 2210, 3420 см^{-1} и остальных полос поглощения. Именно, высота пика 2170 см^{-1} при предварительном отжиге исходного порошка уменьшается относительно пика 2210 см^{-1} , однако ослабление поглощения существенно меньше по сравнению с остальными пиками. Поэтому с большой долей достоверности можно утверждать, что пик 2170 см^{-1} также определяется наличием кислородсодержащих связей, т.е. групп $\text{O}_2\text{-Si-H}_2$, в структурной сетке наночастиц, из которых состоит изучаемая пластина. Если полосу с центром при 3420 см^{-1} связать с колебательным поглощением на молекулах воды [5], то можно утверждать, что наиболее вероятной причиной появления указанных выше пиков является экспозиция исходных порошков во влагосодержащей атмосфере.

Наличие воды, адсорбированной на поверхности наночастиц, может служить также причиной формирования пика поглощения вблизи 3750 см^{-1} , который, как уже отмечалось, возникает при отжиге пластин при температурах $t > 400^\circ\text{C}$. В соответствии с [14,15] этот пик можно приписать колебательному поглощению групп O–H в связях $\equiv\text{Si-OH}$. Образование таких связей в данном случае определяется следующей реакцией: $\text{H}_2\text{O} + \equiv\text{Si-O-Si} \rightleftharpoons \equiv\text{Si-OH} + \text{HO-Si} \equiv$.

Пики с волновыми числами 2850, 2930 и 2990 см^{-1} мы связываем с колебательным поглощением групп CH_x ($x = 1-3$) в структурах Si-CH_x [16]. Примечательно, что интенсивность пиков поглощения Si-CH_x в пластинах возрастает с увеличением времени нахождения исходных порошков в открытом виде. Это означает, что порошки *nc*-Si хорошо адсорбируют углерод, находящийся в атмосферном воздухе. Аналогичное свойство было обнаружено у наноразмерных частиц, полученных в результате ультразвукового измельчения образцов пористого кремния [16].

Таким образом, при сильном сжатии нанокристаллических порошков происходит эффективное формирование связей между атомами кремния, водорода, кислорода и углерода. Этот процесс мы в первую очередь объясняем разрушением структурных связей Si–Si в порошке, подвергнутом сжатию. Вследствие этого в порошке возникает значительная концентрация ненасыщенных валентных связей атомов кремния, которые в дальнейшем насыщаются, образуя структуры Si–H, $\text{O}_y\text{-Si-H}_x$ и Si-CH_x .

4. Темновая проводимость

Зависимости темновой проводимости (σ) от обратной температуры ($1/T$) для двух пластин, изготовленных из порошков *nc*-Si, синтез которых проводился при различ-

ных температурах потока буферного аргона, показаны на рис. 3. В дальнейшем для краткости порошки *nc-Si*, синтезированные при температурах $t_{Ar} = 20$ и 200°C , мы будем называть низкотемпературными и высокотемпературными порошками соответственно.

Из приведенных зависимостей видно, что проводимость пластины, изготовленной из высокотемпературного порошка, почти на порядок величины превышает проводимость пластины, изготовленной из низкотемпературного порошка. Из кривых 1 и 2 также видно, что для обеих пластин существуют две температурные области, в которых поведение темновой проводимости описывается различными законами. В области температур $T > 270$ К проводимость хорошо аппроксимируется законом $\sigma = \sigma_0 \exp(-\Delta E/kT)$ (ΔE — энергия активации,

Характеристики проводимости пластин

Образец	$t_{Ar}, ^\circ\text{C}$	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$	$\sigma_0, \text{Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$	$\Delta E, \text{эВ}$
1	20	—	$4 \cdot 10^{-10}$	$5.5 \cdot 10^{-1}$	0.53
2	200	—	$2 \cdot 10^{-9}$	$6.5 \cdot 10^1$	0.6
3	200	350	$2 \cdot 10^{-8}$	$4 \cdot 10^2$	0.6

k — постоянная Больцмана), в то время как при более низких температурах наблюдается отклонение от этого закона. Однако отжиг пластины в атмосфере аргона при температурах $t > 300^\circ\text{C}$ приводит к тому, что экспоненциальный закон становится хорошим приближением для темновой проводимости пластины практически во всем измеренном температурном диапазоне, т. е. в пределах $180 \leq T \leq 400$ К (рис. 3, кривая 3).

Величины темновой проводимости при комнатной температуре ($T = 290$ К), константы σ_0 и энергии активации ΔE для пластин, изготовленных из низкотемпературного и высокотемпературного порошков *nc-Si*, а также для пластины, сделанной из высокотемпературного порошка и подвергнутой в течение 1 ч отжигу в атмосфере аргона при температуре $t = 350^\circ\text{C}$, приведены в таблице. Проводимость указанных пластин соответствует кривым 1, 2 и 3 рис. 3.

Из приведенной таблицы видно, что темновая проводимость при комнатной температуре увеличивается на порядок величины в том случае, когда пластина изготавливается из высокотемпературного порошка *nc-Si*, и еще на порядок при часовом отжиге пластины в аргоне при $t = 350^\circ\text{C}$, достигая значений $\sigma = 2 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$, что сравнимо с характерными значениями проводимости для тонких пленок нелегированного аморфного кремния [17,18].

Экспоненциальная температурная зависимость проводимости указывает на то, что электронный транспорт в исследованных образцах при температурах $T \gtrsim 270$ К осуществляется свободными носителями заряда. Величины энергий активации ΔE при этом весьма близки к половине ширины запрещенной зоны в кристаллическом кремнии. Ширина запрещенной зоны для низкотемпературного порошка была определена нами ранее из анализов спектров поглощения в видимой области [8] и составляет 1.1 эВ. Так как для пластины, изготовленной из этого порошка, $\Delta E = 0.53$ эВ, можно утверждать, что уровень Ферми в этой пластине располагается вблизи середины запрещенной зоны.

При температурах $T < 270$ К обнаруживаются значительные отклонения в поведении темновой проводимости от экспоненциального закона. Вместе с тем, построив температурные зависимости в координатных осях $\lg(\sigma T^{1/2}) - T^{-1/4}$ (см. рис. 4), мы обнаружили, что хорошим приближением является закон $\sigma = AT^{-1/2} \exp(-BT^{-1/4})$. Этот закон дает основание полагать, что при температурах $T < 270$ К основным механизмом, ответственным за транспорт носителей тока в пластинах, является прыжковая проводимость

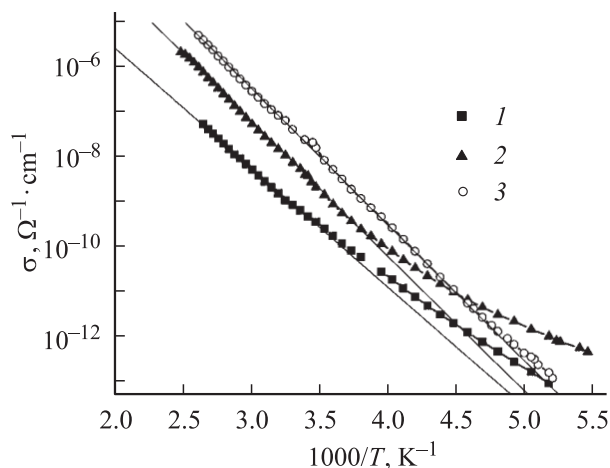


Рис. 3. Темновая проводимость пластин в зависимости от обратной температуры $1/T$. Температура аргона, при которой синтезированы исходные порошки, $t_{Ar}, ^\circ\text{C}$: 1 — 20, 2, 3 — 200. 3 — проведен отжиг пластины в аргоне при 350°C в течение 1 ч.

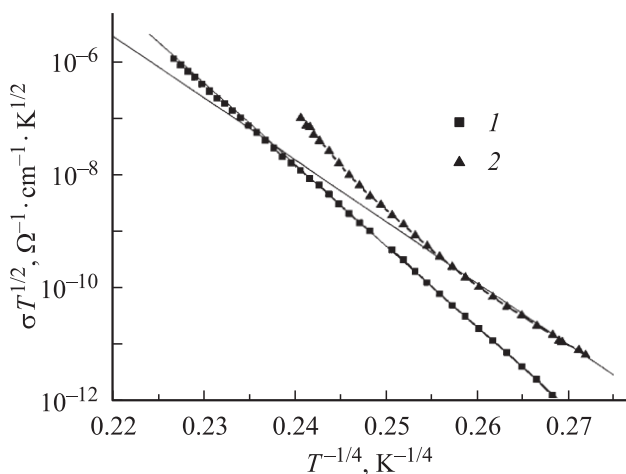


Рис. 4. Температурные зависимости проводимости пластин в координатах $\lg(\sigma T^{1/2}) - T^{-1/4}$. Температура аргона, при которой синтезированы исходные порошки, $t_{Ar} = 20$ (1) и 200°C (2) (см. рис. 3, кривые 1 и 2).

по локализованным состояниям, находящимся в запрещенной зоне вблизи уровня Ферми [17]. Наличие таких состояний может быть связано, во-первых, со свободными валентными связями атомов кремния на границах наночастиц и, во-вторых, с дефектами решетки в аморфной компоненте кремния, которая присутствует в исходных порошках [8].

На основании численного анализа постоянных A и B , входящих в аппроксимационную формулу для прыжковой проводимости, была оценена плотность электронных состояний в запрещенной зоне вблизи уровня Ферми $N(E_F)$. Обнаружено, что в пластине, изготовленной из низкотемпературного порошка, $N(E_F)$ много больше значения $10^{18} \text{ эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$, характерного для тонких пленок аморфного кремния [17]. Однако для пластины, изготовленной из высокотемпературного порошка, $N(E_F) \approx 4 \cdot 10^{15} \text{ эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$, что существенно ниже этого значения и сравнимо с плотностью состояний в малодефектном полиморфном кремнии, о котором сообщалось в [19,20].

Как отмечалось ранее, после отжига в аргоне пластины, изготовленной из высокотемпературного порошка nc -Si, ее проводимость в области низких температур приобрела зонный характер (рис. 3, кривая 3). Этот факт означает, что часовой отжиг при температуре $\gtrsim 350^\circ\text{C}$ позволяет эффективно уменьшать плотность дефектных состояний, по крайней мере на 2 порядка.

5. Заключение

В статье сообщается о компактизации порошков нанокристаллического кремния при прессовании их под давлением до 10^9 Па. В результате получают достаточно прочные пластины, состоящие из nc -Si, имеющие толщину до 100 мкм. Порошки nc -Si, которые использовались для изготовления пластин, могли синтезироваться в диапазоне температур потока аргона в зоне синтеза от 20 до 250°C .

Свойства полученных пластин изучены на основе анализа ИК спектров пропускания и темновой проводимости. Обнаружено, что в процессе прессования в этих пластинах формируются связи между атомами кремния, составляющими основу порошков, и атомами водорода, кислорода и углерода, находящимися на поверхности кремниевых наночастиц. Пластины, изготовленные из порошков nc -Si, синтезированных при более высоких температурах потока буферного аргона, обнаруживают более ярко выраженную водородную микроструктуру по сравнению с пластинами, изготовленными из низкотемпературных порошков. Отжиг пластин в атмосфере аргона приводит к разрыву большинства из образовавшихся связей, причем наименьшая температура отжига требуется для разрыва связей Si-H и Si-CH_x ($x = 1-3$). Молекулы воды, адсорбированные на поверхности наночастиц, при отжиге являются одним из источников для формирования структурных групп Si-OH.

Изучение температурной зависимости темновой проводимости показало, что при температурах $T \geq 270$ К

перенос заряда в пластинах nc -Si осуществляется свободными носителями. При $T < 270$ К транспорт носителей связан с прыжковой проводимостью по локализованным состояниям в запрещенной зоне вблизи уровня Ферми. Из численного анализа аппроксимационной закономерности, характерной для этого типа проводимости, установлено, что порошки nc -Si, изготовленные при более высоких температурах потока буферного аргона, позволяют получить материал с меньшей плотностью состояний в запрещенной зоне по сравнению с низкотемпературными порошками. Показано, что плотность состояний в запрещенной зоне значительно уменьшается при отжиге пластин при температурах, больших 350°C .

Мы полагаем, что оптимизация параметров синтеза исходных порошков наноразмерного кремния и создание технологической линии для их легирования позволит делать такие пластины, свойства которых будут удовлетворять требованиям, предъявляемым к конструктивным элементам, используемым при создании фотовольтаических приборов и тонкопленочных транзисторов.

В заключение авторы искренне благодарят В.Г. Плотниченко за весьма полезное обсуждение особенностей инфракрасных спектров, а также А.А. Белого за обсуждение проблемы, связанной с механически активируемыми химическими реакциями.

Список литературы

- [1] J. Meier, R. Fluckiger, H. Keppner, A. Shar. Appl. Phys. Lett., **65**, 860 (1994).
- [2] O.I. Bomk, L.G. Ilchenko, V.V. Ilchenko, A.M. Pinchuk, V.M. Pinchuk, G.V. Kuznetsov, V.I. Strykha. Sens. Actuators B, **62**, 131 (2000).
- [3] V. Strikha, V. Skryshevsky, V. Polishuk, E. Souteyrand, I.R. Martin. J. Porous Mater., **7**, 111 (2000).
- [4] J. Costa, P. Poura, J.K. Morante, E. Bertran. J. Appl. Phys., **83**, 7879 (1998).
- [5] К. Накамото. *Инфракрасные спектры неорганических и координационных соединений* (М., Мир, 1966) с. 147.
- [6] P. Roca i Cabarrocas, S. Hammea, S.N. Sharma, G. Viera, E. Bertran, J. Costa. J. Non-Cryst. Sol., **227-230**, 871 (1998).
- [7] H. Shirai, T. Arai, T. Nakamura. Appl. Surf. Sci., **113-114**, 111 (1997).
- [8] G.P. Kuz'min, M.E. Karasev, E.M. Khokhlov, N.N. Kononov, V.G. Plotnichenko, O.V. Tikhonovich. Laser Phys., **10**, 934 (2000).
- [9] S. Shuppler, S.L. Friedman, M.A. Marcus, D.L. Adler, Y.H. Xie, F.M. Ross, Y.I. Chabal, T.D. Harris, L.E. Brus, W.L. Braun, E.E. Chaban, P.F. Sxajowski, S.B. Christman, P.H. Citrin. Phys. Rev. B, **52**, 4910 (1995).
- [10] H. Richter, L. Ley. J. Appl. Phys., **52**, 7281 (1981).
- [11] Xi-Mao Bao, Xiang He, Ting Gao, Feng Yau, Hui-Lau Chen. Sol. St. Commun., **109**, 169 (1999).
- [12] M.H. Brodsky, M. Cardona, J.J. Cuomo. Phys. Rev. B, **16**, 3556 (1977).
- [13] H. Fujiwara, Y. Toyoshima, M. Kondo, A. Matsuda. Phys. Rev. B, **60**, 13 598 (1999).
- [14] V.G. Plotnichenko, V.O. Sokolov, E.M. Dianov. J. Non-Cryst. Sol., **261**, 186 (2000).

- [15] T.D. Shen, I. Shmagin, C.C. Koch, R.M. Kolbas, Y. Fahmi, L. Bergman, R.J. Nemanich, M.T. McClure, Z. Sitar, M.X. Quan. *Phys. Rev. B*, **55**, 7615 (1997).
- [16] R.A. Bley, S.M. Kanzlarich, J.E. Davis, H.W.H. Lee. *Chem. Mater.*, **8**, 1881 (1996).
- [17] Н. Мотт, Э. Девис. *Электронные процессы в некристаллических веществах* (М., Мир, 1982).
- [18] *Аморфные полупроводники*, под ред. М. Бродски (М., Мир, 1982).
- [19] J.P. Kleider, C. Longeaud, M. Gautier, M. Meaudre, R. Meaudre, R. Butte, S. Vignoli, P. Roca i Cabarrocas. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 3351 (1999).
- [20] O. Saadan, S. Lebib, A.V. Kharchenko, C. Longeaud, P. Roca i Cabarrocas. *J. Appl. Phys.*, **93**, 9371 (2003).

Редактор Л.В. Шаронова

Optical and electrical properties of thin wafers obtained from nanocrystalline Si powders

N.N. Kononov, G.P. Kuz'min, A.N. Orlov*,
O.V. Tikhonevitch, A.A. Surkov

General Physics Institute,
Russian Academy of Sciences,
119991 Moscow, Russia

* The Natural Sciences Center at GPI

Abstract The transmission spectra and dark conductivities of thin wafers made of nanocrystalline silicon (*nc*-Si) powders have been investigated. The original *nc*-Si powders were synthesized by the laser induced dissociation of silan (LICVD) within the temperature region of the ambient buffer gas from 20 up to 250°C with subsequent compression from 10^8 to 10^9 Pa. It has been revealed that chemical bonds Si-H, Si-CH_x and O_y-Si-H_x ($x, y = 1-3$) are created during the compression of powders. These bonds are destroyed under annealing of wafers, the lowest temperature being required for breaking Si-H and Si-CH_x structures. We have found that the dark conductivity of the wafers that were fabricated from *nc*-Si powders and synthesized at higher temperatures of buffer gas was larger than at lower temperature. For wafers investigated two temperature regions with different character of the dark conductivity are found. At the wafer temperatures above 279 K the dark conductivity is determined by charge carrying between extended states in conduction and valence bands while at low temperatures the electronic transport is attributed to hopping conductivity between localized states in the energy gap region.