

ПЛЕНКИ АМОРФНОГО ГИДРИРОВАННОГО КРЕМНИЯ, ОСАЖДЕННЫЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

© О.А.Голикова, М.М.Казанин, О.И.Коньков,
В.Х.Кудоярова, Е.И.Теруков

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия
(Получена 17 апреля 1995 г. Принята к печати 24 апреля 1995 г.)

Представлены результаты исследования оптических, электрических и структурных свойств пленок нелегированного $a\text{-Si:H}$, полученных методом тлеющего разряда при температурах $T_s = 200\div 400^\circ\text{C}$. Использовались реакторы разных типов (диод или триод), различное содержание SiH_4 в газовой смеси, разные газы-разбавители (Ar , He , H_2). Материал $a\text{-Si:H}$ приборного качества с низким содержанием водорода ($C \sim 3$ ат.%) получен при $T_s = 400^\circ\text{C}$, когда другие параметры и условия эксперимента были оптимизированы.

1. Введение

Нелегированный гидрированный аморфный кремний ($a\text{-Si:H}$), полученный при повышенных температурах ($T_s \simeq 400^\circ\text{C}$, T_s — температура осаждения пленки), но обладающий свойствами материала приборного качества, вызывает в настоящее время значительный интерес. Содержание водорода в таком материале по сравнению со «стандартным» ($T_s = 230\div 250^\circ\text{C}$) значительно снижается. Поэтому, если конверсия слабой связи в оборванную связь, т.е. образование дефекта, происходит при участии диффузии водорода [1], можно ожидать повышенной стабильности фотоэлектрических свойств под влиянием внешних воздействий, в частности ожидать «подавления» эффекта Стаблера-Вронского.

Далее, исследования свойств материала с минимизированным содержанием водорода (C_{H}) должны способствовать пониманию роли так называемого «лишнего» водорода: действительно, плотность дефектов (оборванных связей) в негидрированном аморфном кремнии $a\text{-Si}$ составляет $N_D \simeq 10^{19}\div 10^{20}$ см $^{-3}$, т.е. на порядки ниже, чем плотность атомов водорода в стандартном $a\text{-Si:H}$, хотя, как известно, водород пассивирует не все оборванные связи. Вопрос о том, какое содержание водорода в $a\text{-Si:H}$ оптимально с точки зрения его фотоэлектронных параметров, до сих пор не имеет однозначного ответа.

Наконец, существенно, что при увеличении T_s изменяется полоса состояний дефектов: образуются «низкоэнергетические» дефекты, которые отжигаются в процессе осаждения пленки [2]. Согласно [2], повышенные T_s должны способствовать стабильности фотоэлектрических свойств $a\text{-Si:H}$ и по этой причине. Во-первых, повышение энергетического уровня дефекта (оборванной Si-Si-связи) относительно уровня слабой связи затрудняет сам процесс конверсии. Во-вторых, полоса состояний дефектов имеет ограниченные, по крайней мере «снизу», размеры, и можно ожидать уменьшения максимальной плотности индуцированных дефектов (N_{sat}).

Вышесказанное, очевидно, затрагивает как фундаментальные, так и прикладные вопросы физики $a\text{-Si:H}$. Настоящее сообщение, не претендуя ответить на перечисленные вопросы, ставит своей целью представить результаты нашей работы, направленной на исследование $a\text{-Si:H}$, полученного при повышенных T_s методом высокочастотного (ВЧ) разложения силансодержащих смесей (методом тлеющего разряда). В заключение приводится сравнение наших результатов с результатами других недавних работ в том же направлении.

2. Пленки $a\text{-Si:H}$ и методы их исследований

Пленки нелегированного $a\text{-Si:H}$ получали как в диодном, так и в триодном реакторах при $T_s = 200 \div 400^\circ\text{C}$.

Получение пленок в диодном реакторе (частота $f = 40$ МГц) проводилось в широком диапазоне составов силан-аргоновой смеси: содержание SiH_4 изменялось от 5 до 100%. Кроме Ar в качестве газаразбавителя использовали также H_2 (смесь 10% $\text{SiH}_4 + 90\%\text{H}_2$). Скорость осаждения пленок составляла $r = 0.8 \div 4 \text{ \AA} \cdot \text{c}^{-1}$. Получение пленок в другом диодном реакторе (частота $f = 13.56$ МГц) проводилось при использовании в качестве газаразбавителя He (25% $\text{SiH}_4 + 75\%\text{He}$) и скорости осаждения $r = 5 \div 6 \text{ \AA} \cdot \text{c}^{-1}$. На базе той же камеры был создан триодный реактор, где получение пленок осуществлялось при заземленной сетке [3] и при оптимальном расстоянии ВЧ электрод-сетка $b = 40$ мм. Использовались смесь 25% $\text{SiH}_4 + 75\%\text{He}$ и неразбавленный силан. Скорость осаждения составила $r = 1 \div 2 \text{ \AA} \cdot \text{c}^{-1}$.

Проводились следующие исследования пленок $a\text{-Si:H}$ в зависимости от температуры их осаждения.

Содержание водорода (C_{H}) определялось на основе исследований инфракрасных (ИК) спектров (анализировалась полоса при 630 см^{-1}). Для идентификации кремний-водородных комплексов (SiH_2 и SiH) и определения соотношения содержания их в структурной сетке рассматривались интенсивности полос (I) при 2090 и 2000 см^{-1} соответственно. Микроструктурный параметр определялся как

$$R = \frac{I(2090 \text{ см}^{-1})}{I(2000 \text{ см}^{-1}) + I(2090 \text{ см}^{-1})}$$

Оптическая ширина запрещенной зоны находилась по методу Таупа, в дальнейшем она обозначается E_g^T . Измерения коэффициента поглощения проводились при комнатной температуре.

Плотность дефектов (оборванных связей), N_D , определялась на основе данных о дефектном поглощении, измеренном методом постоянного фототока (СРМ). В ряде случаев были получены данные о плотности дефектов методом электронного парамагнитного резонанса (ЭПР). Первый из указанных методов дает, как известно, плотность дефектов независимо от их зарядового состояния, второй — плотность только нейтральных дефектов (D_0).

Параметр Урбаха, ε_U , определенный на основе данных о коэффициенте поглощения методом постоянного фототока, рассматривался как характеристика степени упорядочения «подрешетки» Si:Si.

Проводились также исследования температурной зависимости электропроводности σ . Если проводимость осуществляется по делокализованным состояниям, то

$$\sigma \sim \exp(-\Delta E/kT),$$

где $\Delta E = (\varepsilon_c - \varepsilon_F)_{T=0}$, т.е. ΔE характеризует положение уровня Ферми ε_F в щели подвижности. В настоящее время, однако, чаще приводят величину $(\varepsilon_c - \varepsilon_F)_{T=300\text{ К}}$,

$$(\varepsilon_c - \varepsilon_F)_{T=300\text{ К}} = kT \ln(\sigma_0/\sigma),$$

где $T = 300\text{ К}$, а $\sigma_0 = 150\text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$. Исходя из экспериментальных величин σ легко получить соотношение между ΔE и $(\varepsilon_c - \varepsilon_F)_{T=300\text{ К}}$, однако оно справедливо лишь в том случае, если $\Delta E = \text{const}$ начиная с комнатной температуры. Поскольку последнее условие для наших образцов не всегда выполняется, в дальнейшем мы будем рассматривать не $(\varepsilon_c - \varepsilon_F)_{T=300\text{ К}}$, а ΔE как параметр, характеризующий положение уровня Ферми.

Фотопроводимость σ_{ph} образцов исследовали при комнатной температуре; для удобства сравнения с литературными данными в настоящей работе везде приводится σ_{ph} , измеренная от источника излучения АМ1, поток фотонов — $10^{15}\text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Рассмотрим сначала результаты исследования образцов, полученных в диодных реакторах.

На рис. 1,а приведена энергия активации электропроводности, ΔE , в зависимости от температуры осаждения, T_s , с использованием смеси 5%SiH₄ + 95%Ar ($f = 40\text{ МГц}$, удельная мощность разряда 0.4 Вт/см^2). Видно, что $\Delta E \simeq \text{const}$ и близка к $E_g/2$. С учетом измеренной при $T = 300\text{ К}$ E_g^T и ее известного температурного коэффициента — при $T = 0$ $E_g \simeq 1.9\text{ эВ}$. Казалось бы, был получен «собственный» a-Si:H, однако плотность дефектов N_s , определенная методом ЭПР, т.е. дефектов в нейтральном состоянии (D^0), очень велика (рис. 1,б): по порядку величины она равна максимальной плотности дефектов, индуцированных светом или облучением электронами, ионами (Ar, Si) с энергиями в несколько кэВ, $N_{\text{sat}} [^{4-6}]$. Индуцированные дефекты, как известно, тоже находятся в состоянии D^0 и в пределе приводят к тому,

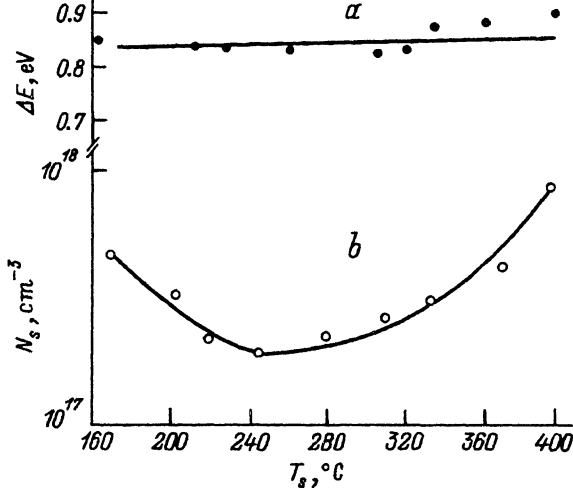


Рис. 1. Зависимость энергии активации электропроводности (а) и концентрации дефектов N_s (b) от температуры осаждения пленки $a\text{-Si:H}$ в диодном реакторе. $f = 40$ МГц, смесь 5%SiH₄ + 95%Ar.

что $\Delta E \approx E_g/2$. В данном случае (рис. 1) дефекты (D^0), по-видимому, индуцируются в процессе роста пленки за счет ее интенсивной бомбардировки ионами плазмы. Отметим также, что если в интервале температур $T_s = 200 \div 400^\circ\text{C}$ C_H падает от 12 до 4 ат.%, то отношение числа кремний-водородных комплексов $[\text{SiH}_2]/[\text{SiH}]$ независимо от T_s колеблется в пределах $0.4 \div 0.6$ (микроструктурный параметр R составляет $0.22 \div 0.3$). Таким образом, несмотря на то что при $T_s = 400^\circ\text{C}$ $\Delta E \approx E_g/2$ и $C_H = 4$ ат.%, материал, полученный с использованием «бедной» смеси SiH₄, далек от $a\text{-Si:H}$ приборного качества: высокие N_s резко снижают σ_{ph} (как известно, $\sigma_{ph} \sim N_s^{-1}$ [7]).

Использование в том же реакторе более «богатых» смесей SiH₄ приводит к другому характеру зависимостей ΔE от T_s (рис. 2): очевидно, что о решающем влиянии ионной бомбардировки на свойства пленок $a\text{-Si:H}$ теперь сказать нельзя. Несмотря на то что кривые $\Delta E = f(T_s)$ несколько отличаются друг от друга, видно, что ΔE падает с ростом T_s , т.е. ϵ_f сдвигается в сторону ϵ_c , как при легировании донорами (в интервале $T_s = 200 \div 400^\circ\text{C}$ $E_g^T = 1.8 \div 1.7$ эВ). Этот эффект был назван нами псевдолегированием [3,8]: его можно рассматривать как легирование путем образования дефектов (оборванных связей) в процессе роста пленки. Действительно, говоря недавно о различного рода влияниях оборванных связей на свойства $a\text{-Si:H}$, Н.Хата (N.Hata) и С.Вагнер (S.Wagner) в первую очередь назвали их донорное или акцепторное действие [2].

Наименьшее изменение ΔE с ростом T_s отмечается при использовании силан-водородной смеси (рис. 2). В данном случае, поскольку образцы обладают высокой фоточувствительностью ($\sigma_{ph}/\sigma \approx 10^5$, $T_s = 400^\circ\text{C}$), сравнительно малое изменение ΔE можно отнести на счет менее резкого роста плотности дефектов с ростом T_s . В литературе неоднократно отмечалось (см., например, [9]), что эффекты «травления»

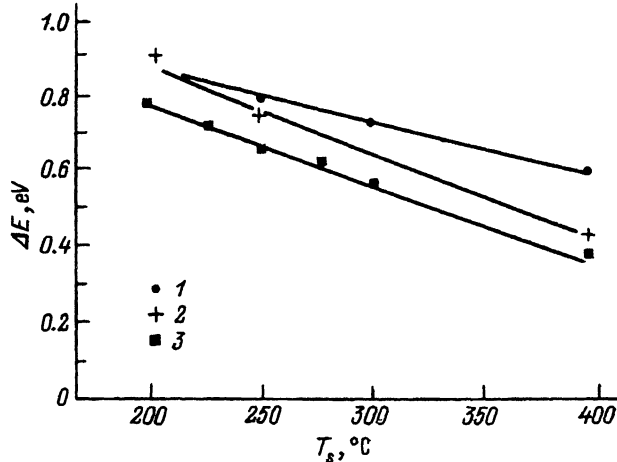


Рис. 2. Зависимость энергии активации электропроводности от температуры осаждения пленки в диодных реакторах.

Смеси: 1 — 10%SiH₄ + 90%Н₂, 2 — 25%SiH₄ + 75%Ar, ($f = 40$ МГц), 3 — 25%SiH₄ + 75%He ($f = 13.56$ МГц).

и «химического отжига» пленок α -Si:H при получении их с использованием сильно разбавленных смесей SiH₄+H₂ обеспечивают более «плотную» структуру (иначе говоря, менее выраженную микроструктуру), В таких пленках, действительно, можно было бы ожидать снижения N_D , однако в литературе имеются и другие данные. Согласно [10], например, богатая водородом смесь при прочих равных условиях приводит даже к некоторому росту N_D .

Судя по всему, вопрос о влиянии повышенного содержания водорода в газовой смеси находится пока еще в стадии решения. Здесь же мы отметим, что использование богатой водородом смеси не привело к требуемому результату: при $T_s = 400^\circ\text{C}$ $\Delta E = 0.6$ эВ, т.е. уровень ϵ_F находится далеко от $E_g/2$ (приведенная выше величина σ_{ph}/σ характерна для данной ΔE [8]).

Рассмотрим, как изменяется содержание водорода, C_H , в зависимости от T_s при использовании смеси 25%SiH₄+75%Ar. На рис. 3 представлены данные о коэффициенте поглощения α при $\hbar\omega \approx 1.2$ эВ (СРМ). Этот параметр часто приводят в литературе как характеризующий величину плотности дефектов в пленках α -Si:H. На рис. 3 следует, что с ростом T_s содержание водорода, C_H , падает, а N_D возрастает и, судя по параметру Урбаха, ϵ_U , неупорядоченность кремниевой «подрешетки» (network) несколько возрастает.

В [11] при использовании другого реактора ($f = 13.56$ МГц) и смеси 25%SiH₄ + 75%He получались результаты, подобные приведенным на рис. 3.

Представлялось интересным проследить тенденции изменений C_H , а также соотношение содержания комплексов SiH₂ и SiH ([SiH₂]/[SiH]) при $T_s = \text{const}$, но при повышении содержания SiH₄ в газовой смеси. Такие данные, полученные при использовании силан-аргоновых смесей, $T_s = 290^\circ\text{C}$ и удельной мощности разряда 0.4 Вт/см², показаны на рис. 4, a, b.

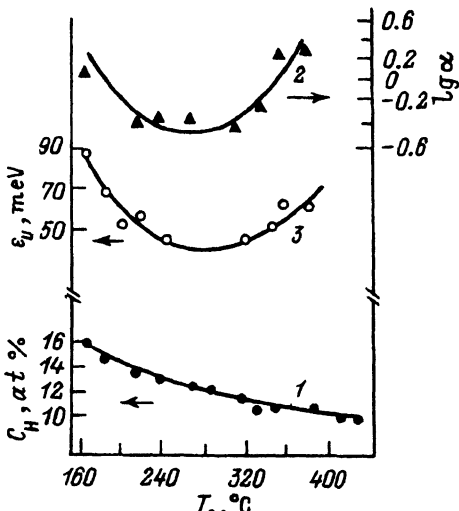


Рис. 3. Зависимости содержания водорода (1), коэффициента поглощения при $\hbar\omega = 1.2$ эВ (2) и параметра Урбаха (3) от температуры осаждения пленки в диодном реакторе. $f = 40$ МГц, смесь 25%SiH₄ + 75%Ar.

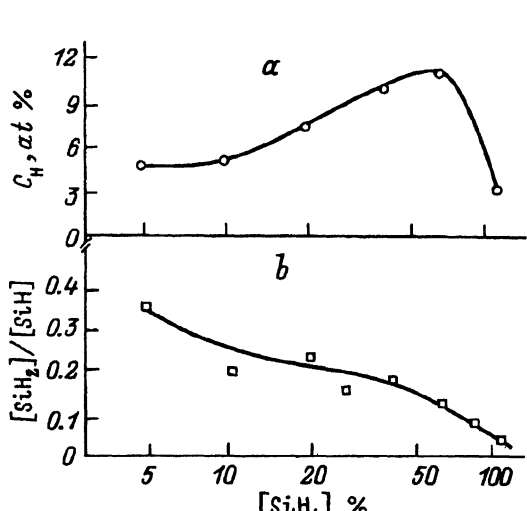


Рис. 4. Зависимости содержания водорода (а) и соотношения комплексов SiH₂ и SiH (б) в пленках a-Si:H в зависимости от содержания SiH₄ в смеси SiH₄+Ar, $T_s = 290^\circ\text{C}$, диодный реактор.

Обращает на себя внимание немонотонный ход C_H в зависимости от T_s , в то время как $[\text{SiH}_2]/[\text{SiH}]$ все время падает (рис. 4). Отметим, что при использовании неразбавленного SiH₄ содержание водорода в пленках минимально. Минимален также и микроструктурный параметр R . Тем не менее тенденция сдвига ε_F в сторону края зоны проводимости (рис. 2) сохраняется и в этом случае. Так, например, согласно [12], при $T_s = 350^\circ\text{C}$ и $\tau = 1 \div 2 \text{ \AA} \cdot \text{с}^{-1}$ $\Delta E = 0.53$ эВ. Действительно, плотность дефектов (СРМ) в этих условиях не менее чем 10^{16} см^{-3} [2]. Таким образом, псевдолегирование и здесь препятствует получению a-Si:H приборного качества при повышенных T_s .

Очевидно, что повышение T_s в диодном реакторе приводит к решающему влиянию эффузии водорода на величину N_D : несмотря на увеличение подвижности осаждаемых из плазмы различных Si-H-радикалов, они все же «не успевают» сформировать малодефектную структуру пленки. Этому способствует и бомбардировка растущей пленки частицами плазмы, особенно при использовании разбавленных газовых смесей.

Рассмотрим теперь наши результаты, касающиеся a-Si:H, полученного в триодном реакторе. В отличие от зависимостей, приведенных на рис. 2, здесь ΔE не падает с ростом T_s , а остается постоянной (рис. 5). Эти данные, а также данные относительно E_g^T на рис. 5 показывают, что независимо от T_s уровень Ферми находится вблизи $E_g/2$. Это впервые было показано в [3], когда при разложении использовалась смесь 25%SiH₄ + 75%He, и подтверждается в случае использования неразбавленного SiH₄ (рис. 5). Образцы обладают, также независимо от T_s , высокой фотопроводимостью: $10^{-5} \div 10^{-4} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$.

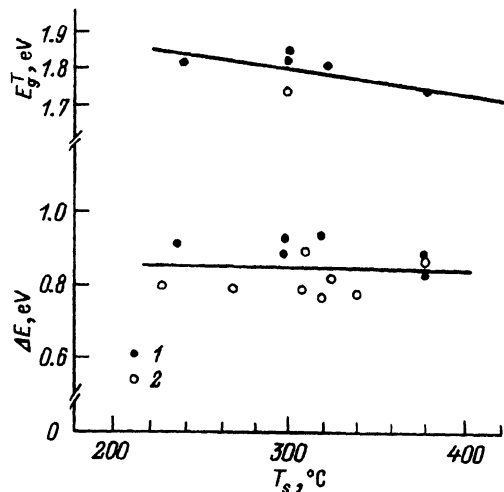


Рис. 5. Зависимости энергии активации электропроводности ΔE (внизу) и E_g^T (вверху) от температуры осаждения пленки в триодном реакторе при использовании смеси 25%SiH₄ + 75%He (1) и SiH₄ (2).

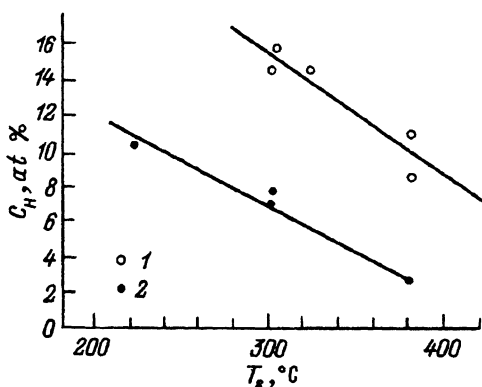


Рис. 6. Содержание водорода в пленках в зависимости от температуры осаждения пленки в триодном реакторе.

1 — смесь 25%SiH₄ + 75%He, 2 — SiH₄.

Отсутствие эффекта псевдолегирования говорит об иных закономерностях формирования структуры пленок $\alpha\text{-Si}:\text{H}$. Триодный реактор был предложен для «сепарации радикалов» плазмы, чтобы в процессе роста участвовали только радикалы SiH₃, отличающиеся по сравнению с другими более высокой подвижностью [13]. При этом очень важно оптимизировать величину расстояния ВЧ электрод–сетка. Согласно [13], оптимальная величина составляет $b_{\text{opt}} = 40$ мм, такая же величина была эмпирически установлена и для нашего реактора. Кроме того, если катод, где находится подложка, и сетка имеют один и тот же потенциал ($V \neq 0$, см. разд. 2), плазменный промежуток ограничивается расстоянием ВЧ электрод–сетка, и бомбардировка растущей пленки частицами плазмы исключается. Действительно, если $V \neq 0$, или $b \neq b_{\text{opt}}$, ΔE снижается [3].

Рассмотрим теперь, как изменяется содержание водорода, C_H , в зависимости от T_s (рис. 6). Видно, что C_H падает с ростом T_s , причем при $T_s = \text{const}$ в случае использования смеси 25%SiH₄ + 75%He содержание водорода в пленке выше, чем при использовании неразбавленного SiH₄. Аналогичная по характеру картина наблюдается и при получении пленок $\alpha\text{-Si}:\text{H}$ в диодном реакторе (рис. 4,а). Однако имеются различия в микроструктуре: для пленок, полученных в триодном реакторе при $T_s \geq 300^\circ\text{C}$, $R = 0$ при использовании как неразбавленного, так и разбавленного сырья. Для пленок, полученных в диодном реакторе, наблюдается другая картина — рис. 4,б.

Пленки, полученные в триодном реакторе, отличаются низкой плотностью дефектов: независимо от T_s , $N_D \lesssim 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

Совокупность всех вышеперечисленных свойств позволяет сделать вывод о получении нами $\alpha\text{-Si}:\text{H}$ приборного качества при $T_s = 300 \div 400^\circ\text{C}$ с содержанием H до 3 ат. %.

4. Заключение

Сравним теперь результаты нашей работы и других работ, касающихся получения α -Si:H приборного качества при повышенных T_s .

В последние годы удалось усовершенствовать метод тлеющего разряда ($f = 13.56$ МГц) в диодном реакторе [14]. Увеличение скорости осаждения ($r \geq 9 \text{ \AA} \cdot \text{с}^{-1}$) за счет повышения удельной мощности разряда при оптимизации скорости прокачки газа (SiH_4 или его смеси с H_2) позволило получить α -Si:H приборного качества при $T_s = 400^\circ\text{C}$.

Кроме того, в последние годы был развит ряд новых методов: разложение SiH_4 при повышенных частотах разряда ($70 \div 100$ МГц) [15], осаждение из газовой фазы, когда водородная плазма находится при

Параметры образцов α -Si:H при различных методах получения

Метод	T_s , °C	ΔE , эВ	σ , $\text{Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$	C_H , ат.%	E_g^T , эВ	ϵ_U , мэВ	N_D , см^{-3}	Литературный источник
Тлеющего разряда, $f = 13.56$ МГц	380	0.90	$7 \cdot 10^{-5}$	9	1.77	50	$< 10^{16}$ (CPM)	[3]
	400	0.92	10^{-5}	3	—	45	$5.3 \cdot 10^{14}$ (ЭПР)	[13]
	380	0.85	$4 \cdot 10^{-5}$	3	1.70	50	$< 10^{16}$ (CPM)	Данная работа
Повышенных частот, $f=70$ МГц	400	0.88	$5 \cdot 10^{-5}$	7	1.67 (E_{03})	50– –58	$4 \cdot 10^{16}$ (PDS)	[15]
	Удаленной плазмы	400	—	—	10	—	50	$3 \cdot 10^{15}$ (CPM)
350– –400		0.95	$4 \cdot 10^{-5}$	7–8	1.75– –1.78	45	$7.5 \cdot 10^{15}$ (CPM)	[17]
Каталитического разложения	400	1.0	$3 \cdot 10^{-5}$	4	1.77	53	$5.0 \cdot 10^{16}$ (PDS)	[18]
	400	—	—	—	—	48	$5 \cdot 10^{15}$ (CPM)	[19]

Примечание. 1) В [13], [15], [17], [18] приведены данные о σ . ΔE рассчитаны нами с использованием известной зависимости $\sigma(\Delta E)$. 2) PDS — спектроскопия фототермического отклонения; метод дает завышенные по сравнению с CPM величины N_D из-за вклада поверхностных дефектов. 3) Приведенные здесь данные [18] получены при температуре вольфрамовой проволоки 1600°C , расстояния проволока-подложка 2 см, давления SiH_4 2.7 Па, т.е. при условиях получения минимальной проводимости. Данные [19] получены при пониженных давлениях, когда C_H уменьшается, но ϵ_F сдвигается в сторону ϵ_c , а σ_{ph}/σ резко падает [18].

значительно более высоких частотах разряда (2.45 ГГц) вдали от подложки и создается поток атомарного водорода, взаимодействующего затем с SiH_4 ($\text{H} + \text{SiH}_4 \rightarrow \text{H}_2 + \text{SiH}_3$) [16], осаждение из газовой фазы, когда удаленная от подложки плазма находится в магнитном поле в режиме ЭПР [17], каталитическое разложение SiH_4 на горячей вольфрамовой проволоке [18].

В задачу настоящего сообщения не входит сравнительный анализ процессов, определяющих формирование структуры пленок $a\text{-Si:H}$, полученных этими методами, тем более, что это уже было сделано в [19]. Здесь же мы приведем данные о свойствах образцов $a\text{-Si:H}$, полученных при повышенных T_s в различных работах (таблица). Видно, что наши данные достаточно хорошо укладываются в общую картину и вместе с данными других работ создают предпосылки для решения ряда фундаментальных и прикладных проблем физики $a\text{-Si:H}$, перечисленных в разд. 1 настоящего сообщения.

Авторы благодарят М.М.Мездрогину и Х.Ю.Мавлянова за плодотворное сотрудничество.

Работа поддержана грантом INTAS № 931916.

Список литературы

- [1] R.A. Street, J. Kakalios, T.M. Hayes. *Phys. Rev. B*, **34**, 3030 (1988).
- [2] N. Hata, S. Wagner. *J. Appl. Phys.*, **72**, 2857 (1992).
- [3] О.А. Голикова, М.М. Казанин, М.М. Мездрогина, В.Х. Кудоярова, К.Л. Сорокина, У.С. Бабаходжаев. *ФТП*, **23**, 1737 (1989).
- [4] U. Schneider, B. Schröder. In: *Amorphous Silicon and Related Materials*, ed. by H. Fritzsche (World Scientific, Singapore, 1989) p. 687.
- [5] О.А. Голикова, Э.П. Домашевская, М.М. Казанин, М.М. Мездрогина, В.Х. Кудоярова, К.Л. Сорокина, В.А. Терехов, С.Н. Тростянский. *ФТП*, **23**, 450 (1989).
- [6] О.А. Голикова, Х.Ю. Мавлянов, И.Н. Петров, П.Г. Яфаев. *ФТП*, **29**, 577 (1995).
- [7] H. Dersch, A. Skumanich. *N. Amer. Phys. Rev. B*, **31**, 6913 (1985).
- [8] О.А. Голикова. *ФТП*, **25**, 1517 (1991).
- [9] M. Yamaguchi, K. Morigaki. *J. Non-Cryst. Sol.*, **137/138**, 200 (1991).
- [10] J. Yang, X. Xu, S. Guha. *MRS Symp. Proc.*, **336**, 687 (1994).
- [11] О.А. Голикова, М.М. Мездрогина, В.Х. Кудоярова, П.П. Серегин. *ФТП*, **21**, 1464 (1987).
- [12] R.M.A. Dawson, C.M. Fortmann, M. Gunes, Y.M. Li, S.S. Nag, R.W. Collins, C.R. Wronski. *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 955 (1993).
- [13] A. Matsuda, K. Tanaka. *J. Appl. Phys.*, **60**, 2351 (1986).
- [14] G. Ganguly, A. Matsuda. *Phys. Rev. B*, **47**, 3661 (1993).
- [15] U. Kroll, J. Meier, M. Goetz, A. Howling, J.-L. Dorier, J. Dutla, A. Shan, Ch. Hollenstein. *J. Non-Cryst. Sol.*, **164-166**, 59 (1993).
- [16] N.M. Johnson, P.V. Santos, C.E. Nebel, W.B. Jackson, R.A. Street, K.S. Stevens, J. Walker. *J. Non-Cryst. Sol.*, **137/138**, 235 (1991).
- [17] V.L. Dalal, M. Leonard, G. Baldwin. *J. Non-Cryst. Sol.*, **164-166**, 71 (1993).
- [18] R. Zedlitz, F. Kessler, M. Heintze. *J. Non-Cryst. Sol.*, **164-166**, 83 (1993).
- [19] M. Vanecek, B.P. Nelson, A.H. Mahan, R.S. Crandall. *J. Non-Cryst. Sol.*, **137/138**, 191 (1991).

Редактор Л.В. Шаронова

Films of amorphous hydrogenated silicon deposited at slight temperatures

O.A.Golikova, M.M.Kazanin, O.I.Konkov, V.Kh.Kudoyarova, E.I.Terukov

A.F.Ioffe Physicotechnical Institute, Russian Academy of Sciences,
194021 St.Petersburg, Russia

Results on optical, electrical and structural parameters of undoped a -Si:H films deposited at $T_s = 200$ – 400°C are presented. The reactor type (diode or triode), SiH_4 content in gas mixture, and gases (Ar, He, H_2) were varied. Prepared at $T_s = 400^\circ\text{C}$ and under optimization of other conditions, the a -Si:H film is characterized as a device-quality material with a low hydrogen content (down to 3 at.%).
