

Исследование корреляционных свойств структуры поверхности пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ с различной долей кристаллической фазы

© А.В. Алпатов⁺, С.П. Вихров⁺, А.Г. Казанский^{*}, В.Л. Лясковский^{‡,◇}, Н.Б. Рыбин⁺,
Н.В. Рыбина⁺, П.А. Форш^{*}

⁺ Рязанский государственный радиотехнический университет,
390005 Рязань, Россия

^{*} Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова,
119991 Москва, Россия

[‡] Всероссийский научно-исследовательский институт оптико-физических измерений,
119361 Москва, Россия

[◇] Московский институт электроники и математики НИУ ВШЭ,
109028 Москва, Россия

E-mail: pgnv@mail.ru

(Получена 16 июня 2015 г. Принята к печати 26 октября 2015 г.)

Методом двумерного флуктуационного анализа с исключенным трендом исследованы корреляционные свойства структуры пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ с различной объемной долей кристаллической фазы. Анализ рельефа поверхности экспериментальных образцов показал, что по мере увеличения объемной доли кристаллической фазы в пленках $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ наблюдалось увеличение размера и количества нанокластеров на их поверхности. Размеры нанокристаллов Si в матрице $a\text{-Si:H}$ (6–8 нм) указывают на то, что крупные нанокластеры образовались в результате самоорганизации нанокристаллов Si в группы при воздействии лазерного излучения. С помощью метода двумерного флуктуационного анализа с исключенным трендом выявлено, что по мере увеличения доли нанокристаллов в пленках $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ возрастало количество корреляционных векторов (гармонических составляющих) в их структуре.

1. Введение

Гидрогенизированный аморфный кремний ($a\text{-Si:H}$) на данный момент широко используется в тонкопленочных солнечных элементах. Главным недостатком, присущим $a\text{-Si:H}$, является деградация его фотоэлектрических свойств под действием освещения (так называемый эффект Стеблера-Вронского) [1]. Один из способов подавления эффекта Стеблера-Вронского заключается в частичной кристаллизации пленок $a\text{-Si:H}$ [2]. Считается, что наличие в структуре $a\text{-Si:H}$ нанокристаллов (наноразмерных кластеров) уменьшает степень беспорядка в расположении атомов в материале, приводя к увеличению подвижности носителей заряда, длины их амбиполярной диффузии [3] за счет значительного уменьшения плотности состояний дефектов в щели подвижности [4].

Наибольшее распространение среди способов получения $a\text{-Si:H}$ с нанокристаллами кремния ($nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$) получил метод плазмохимического осаждения из газовой фазы смеси моносилана и водорода. В последнее время рассматриваются возможности формирования $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ путем кристаллизации пленок $a\text{-Si:H}$ под воздействием лазерного излучения [5]. При воздействии фемтосекундных лазерных импульсов (порядка 100 фс) в материале возбуждаются в большом количестве электронно-дырочные пары [6]. При этом энергия электронной подсистемы значительно выше энергии решеточной подсистемы, поскольку длительность импульсов меньше времени обмена энергией между электронами и атомной решеткой. В дальнейшем возбужденные электроны релаксируют, передавая энергию атомной решетке, и за времена порядка единиц пикосекунд за

счет перестройки атомной структуры происходит кристаллизация материала [5].

В недавних работах, посвященных изучению влияния фемтосекундного лазерного облучения $a\text{-Si:H}$ на его свойства, было обнаружено, что облучение не только изменяет структуру материала, но и существенно модифицирует поверхность пленки [7–9]. Однако механизмы структурной модификации пленки $a\text{-Si:H}$ под действием фемтосекундного лазерного облучения до сих пор не установлены.

Стоит отметить, что формирование структуры $a\text{-Si:H}$ происходит в неравновесных условиях, в термодинамически открытой нелинейной системе [10]. Появление нанокристаллов кремния в матрице $a\text{-Si:H}$ изменяет его структуру. Изменения объемной структуры материала отражаются в рельефе его поверхности как результат формирования пленок. Для получения данных о рельефе поверхности целесообразно применять методы зондовой микроскопии. Однако изображения поверхности таких сложных гетерогенных систем дают только общую оценку рельефу. Для более детального анализа структурной сложности профиля поверхности, оценки его корреляционных свойств следует применять специальные методы обработки данных о структуре материалов. В качестве такого метода в данной работе используется двумерный флуктуационный анализ с исключенным трендом (2D detrended fluctuation analysis, 2D DFA).

Цель работы — выявить с помощью метода 2D DFA взаимосвязь между дальнедействующими корреляциями (на масштабах от десятков нанометров до единиц микрометров) и объемной долей кристаллической фазы в структуре пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$.

Таблица 1. Объемная доля кристаллической фазы и средний размер нанокристаллов для образцов *a-Si:H* при различных режимах их облучения

Номер	Длительность лазерных импульсов	Мощность лазерного излучения, мВт	Объемная доля кристаллической фазы, %	Средний размер нанокристаллов, нм
1	300 фс	360	50	7
2	300 фс	280	15	7
3	1 пс	360	60	6
4	1 пс	280	22	7
5	1 пс	200	7	8

2. Исследованные образцы и методика эксперимента

Пленки *a-Si:H* толщиной 300 нм были изготовлены методом плазмохимического осаждения из газовой фазы при разложении смеси моносила (SiH_4) и аргона (Ar). Объемное соотношение газов в реакционной камере составляло 25% SiH_4 + 75% Ar. Температура подложки (кварц) в процессе осаждения пленки была равна 240°C. Обработка пленок *a-Si:H* фемтосекундными импульсами осуществлялась излучением лазерной системы на основе кристалла Yb:KGW с частотой повторения импульсов 200 кГц и длиной волны 1030 нм. Длительность импульсов для разных образцов была различна и составляла либо 300 фс, либо 1 пс. Использовался сканирующий метод обработки поверхности *a-Si:H*. Скорость сканирования равнялась 5 мм/с. Диаметр лазерного пучка в сечении пленки составлял 100 мкм. Мощность лазерного излучения изменялась от 200 до 360 мВт. Номера исследованных образцов и использованные при их облучении параметры представлены в табл. 1.

Информацию о доле кристаллической фазы и среднем размере нанокристаллов получали из анализа спектров комбинационного рассеяния света, измеренных с помощью Horiba Jobin Yvon HR800 микро-раман-спектрометра при возбуждении образцов излучением с длиной волны 488 нм в геометрии обратного рассеяния. Методика определения объемной доли кристаллической фазы и размера нанокристаллов из анализа спектров комбинационного рассеяния света детально описана в работах [11–13]. Значения объемной доли кристаллической фазы и среднего размера нанокристаллов для исследованных образцов приведены в табл. 1.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1. Результаты исследования рельефа поверхности пленок *nc-Si/a-Si:H*

Рельеф поверхности образцов был исследован с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Carl Zeiss NVision 40. Сканирование проводилось при ускоряющем напряжении 10 кВ, фокусном расстоянии 2.5 мм,

с увеличением 130 000 раз, в режиме вторичных электронов. Диаметр электронного зонда составлял порядка 3–5 нм.

В данном случае на морфологию пленки *a-Si:H* с нанокристаллами кремния влияет исходный рельеф подложки и самой пленки *a-Si:H* до обработки. В этой связи для кварцевой подложки и необработанной пленки *a-Si:H* также были получены РЭМ-изображения их поверхности и проведен анализ ее рельефа. Морфология поверхностей существенно менялась при обработке пленки. Кварцевая подложка обладала достаточно гладким рельефом с нечеткими полусферическими

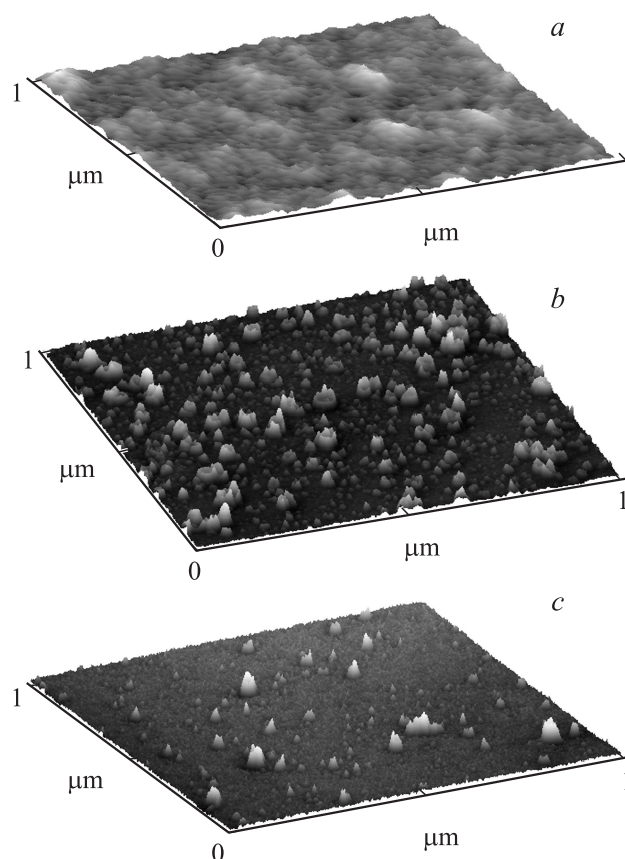


Рис. 1. РЭМ-изображения поверхности образцов: *a* — исходная пленка *a-Si:H*. *b* — образец 3 (табл. 1). *c* — образец 4 (табл. 1).

Таблица 2. Характеристики нанокластеров на поверхности пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$

Объемная доля кристаллической фазы	Размер (диаметр) нанокластеров, нм	Расстояние между нанокластерами, нм	Диапазон преобладающих высот, нм
60% (3)	30–50	100–200	172–220
	10–20	40–80	
50% (1)	20–30	250–300	270–315
	5–15	40–60	
22% (4)	10–20	20–50	305–385
15% (2)	20–30	90–120	290–482
	5–15	40–60	
7% (5)	15–20	100–300	580–800
	5–10	50–100	

образованиями, нанокластеры на ее поверхности не наблюдались. После осаждения пленки $a\text{-Si:H}$ на подложку структура поверхности стала более мелкодисперсной, рельеф еще был подобен исходной подложке, но проявилась упорядоченность за счет образования островков на поверхности почти одинакового размера (рис. 1, *a*). Обработка поверхности пленок $a\text{-Si:H}$ лазерным излучением привела к образованию на ней нанокластеров различного размера, визуально наблюдалась упорядоченность в структуре (рис. 1, *b, c*). По форме нанокластеры представляли собой конусообразные фигуры различной высоты. Образцы 1–3 имели на поверхности значительно больше нанокластеров, чем образцы 4 и 5. В табл. 2 приведены диаметры основания нанокластеров на поверхности пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ и средние расстояния между ними, а также диапазоны преобладающих высот, полученные из гистограмм высот поверхности образцов $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$. Диапазон преобладающих высот рассчитывался по срезу плотности точек p на уровне 70% от максимальной.

В целом на поверхности пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ наблюдались крупные нанокластеры, размер которых составлял от 20 до 50 нм в диаметре, и мелкие нанокластеры — с диаметром от 5 до 15 нм. При этом считаем, что среди мелких нанокластеров встречаются и отдельные нанокристаллы. Учитывая размер нанокристаллов Si в матрице $a\text{-Si:H}$ (6–8 нм), предполагаем, что крупные нанокластеры образовались в результате самоорганизации нанокристаллов Si в группы при воздействии лазерного излучения. Также было выявлено, что крупные нанокластеры располагались на средних расстояниях 100–300 нм друг от друга, а мелкие — на средних расстояниях 40–80 нм (табл. 2).

Исходя из анализа РЭМ-изображений и размеров нанокластеров, прослеживается взаимосвязь между объемной долей кристаллической фазы и характеристиками нанокластеров. Для образца с максимальной объемной долей кристаллической фазы (60%) наблюдаются самые крупные нанокластеры на поверхности (рис. 1, *b*) с высокой плотностью их распределения. Гистограмма высот показала наличие узкого диапазона преобладающих зна-

чений высот (172–220 нм). По мере уменьшения объемной доли кристаллической фазы в структуре пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ наблюдалось уменьшение размера и количества нанокластеров на поверхности, диапазон преобладающих высот на гистограмме расширялся. Рельеф образца с минимальной объемной долей кристаллической фазы (7%) имеет более однородный вид по сравнению с остальными, при этом диапазон преобладающих высот был самым максимальным (580–800 нм).

Для дополнительной оценки рельефа поверхности экспериментальных образцов была рассчитана среднеквадратичная шероховатость. Для этого использовалось программное обеспечение Gwyddion. Данное ПО производит разделение исходного профиля поверхности на шероховатость и так называемую волнистость.

Для исходной пленки $a\text{-Si:H}$ величина среднеквадратичной шероховатости получилась равной 34 нм. При этом по гистограмме высот максимальная высота ее рельефа составляла 180 нм. Согласно этим значениям и изображению РЭМ, считаем, что исходная пленка $a\text{-Si:H}$ обладает достаточно сглаженным рельефом. Вероятно, это связано с технологическими режимами плазмохимического осаждения, в частности температурой подложки 240°C.

В дальнейшем при обработке $a\text{-Si:H}$ с помощью лазерного излучения параметры рельефа менялись. В большей степени лазерное излучение воздействовало на величины максимальных высот, которые возросли до 400–900 нм. Среднеквадратичная шероховатость пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ изменилась незначительно (увеличилась до 20–60 нм).

Таким образом, основная задача работы — изучить, как меняется структура пленок $a\text{-Si:H}$ в процессе обработки лазерным излучением. Результаты исследования с помощью комбинационного рассеяния света показали, что в структуре пленок $a\text{-Si:H}$ образуется кристаллическая фаза (с размером нанокристаллов 6–8 нм). Нанокристаллы объединяются в кластеры, которые имеют различный размер. По изображениям РЭМ оценили размеры и форму кластеров. Расчет параметров шероховатости также позволил оценить лишь общие особенно-

сти структуры поверхности пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$. В этой связи, поскольку кластеры являются самоорганизующимися структурами, для более детального исследования и поиска конкретных векторов корреляций в структуре поверхности пленок $a\text{-Si:H}$ с нанокристаллами кремния был применен метод 2D DFA.

3.2. Результаты исследования пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ методом 2D DFA

Особенности, возможности и апробация метода 2D DFA на тестовых и реальных структурах подробно описаны в работах [14–16]. Основное преимущество метода заключается в том, что он позволяет определять корреляционные векторы между самоорганизующимися структурами материала, соответствующие величинам периодов гармонических составляющих в рельефе поверхности. Если кратко описать методику, то вначале исходный массив данных (изображение поверхности материала, полученное, например, методами зондовой микроскопии) разбивается на сегменты различного масштаба и на каждом исследуются флуктуации рельефа поверхности. В результате строится график зависимости флуктуационной функции F от масштаба s в логарифмическом масштабе. Если функция F линейно возрастает с увеличением масштаба (без перегибов), то это означает, что в структуре присутствует шумовая или фрактальная составляющая в зависимости от тангенса угла наклона (скейлингового показателя α). Если же на графике имеются перегибы, то в структуре присутствуют гармонические составляющие и их период (корреляционный вектор) можно определить непосредственно по этому перегибу [14–16].

Поскольку нанокластеры на поверхности пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ присутствовали в достаточно большом количестве и располагались на различных расстояниях друг от друга, то основной задачей обработки методом 2D DFA было выявление корреляционных векторов, соответствующих гармоническим составляющим в структуре поверхности пленок. Поэтому на зависимости флуктуационной функции от масштаба интересовали перегибы, которые появлялись при переходе от большего скейлингового показателя к меньшему. Чтобы это пояснить, предположим, что в структуре поверхности присутствуют две синусоидальные составляющие с разным периодом. В этом случае график 2D DFA фактически будет представлять собой наложение двух зависимостей флуктуационной функции синусоидальных поверхностей с разным периодом, если бы они исследовались по отдельности. При этом наблюдаются три перегиба, два из которых образуются в результате перехода от большего скейлингового показателя к меньшему, а один — в результате перехода от меньшего скейлингового показателя к большему. Но такой перегиб в этом случае физического смысла не имеет, поскольку показывает лишь переход между флуктуациями рельефа поверхности двух различных составляющих. Таким образом, в

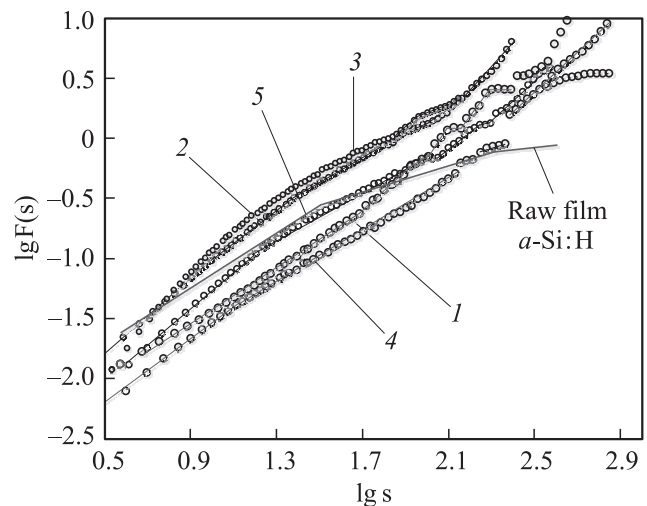


Рис. 2. Зависимости флуктуационной функции от масштаба для пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ и исходной пленки $a\text{-Si:H}$ (номера образцов указаны согласно табл. 1).

работе анализировались только перегибы, возникшие в результате перехода от большего скейлингового показателя к меньшему.

С помощью метода 2D DFA проводилась обработка нескольких изображений пленок $a\text{-Si:H}$ с нанокристаллами кремния на различных масштабах. На рис. 2 представлены графики 2D DFA для каждого образца, обработанного лазерным излучением, а также для исходной пленки $a\text{-Si:H}$.

Из рис. 2 видно, что 2D DFA графики для образцов $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ имеют существенные отличия друг от друга. Некоторые зависимости флуктуационной функции близки к прямолинейным, в то время как другие имеют большое количество перегибов. Наличие нескольких перегибов на зависимости флуктуационной функции от масштаба соответствует существованию нескольких корреляционных векторов в структуре исследованных образцов. Фактически это означает наложение друг на друга нескольких самоорганизующихся структур с гармонической составляющей различных периодов. Полученные значения скейлингового показателя, определенные по тангенсу угла наклона зависимости флуктуационной функции, находились в диапазоне 0.5–2. Это говорит о наличии в структуре всех исследованных образцов гармонических составляющих с наложением шумовых составляющих [14–16].

В табл. 3 приведены рассчитанные по перегибам на 2D DFA графиках величины корреляционных векторов для экспериментальных образцов. Анализ проводился для значений корреляционных векторов, не превышающих 1 мкм. Из табл. 3 видно, что диапазон полученных значений корреляционных векторов является достаточно широким — от единиц нанометров до 1 мкм. При этом количество корреляционных векторов в структуре пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ было различным. Анализ взаимо-

Таблица 3. Величины корреляционных векторов для пленок *nc*-Si/*a*-Si:H и исходной пленки *a*-Si:H

Образец	Корреляционные векторы, нм
1	$47 \pm 2, 408 \pm 2, 417 \pm 2, 589 \pm 2, 795 \pm 2$
2	$16 \pm 1, 47 \pm 1, 205 \pm 1, 370 \pm 3, 521 \pm 2, 548 \pm 3, 774 \pm 3, 825 \pm 2$
3	1000 ± 2
4	$51 \pm 2, 417 \pm 2, 531 \pm 3, 590 \pm 2, 892 \pm 2$
5	$81 \pm 1, 148 \pm 1, 230 \pm 1$
Исходная пленка <i>a</i> -Si:H	387 ± 12

связи между объемной долей кристаллической фазы в пленках *a*-Si:H и дальнедействующими корреляциями в их структуре показал, что наибольшее количество корреляционных векторов (гармонических составляющих) было выявлено в структуре образцов с объемной долей кристаллической фазы в диапазоне от 15 до 50% (образцы 1, 2, 4). На наш взгляд, это связано с тем, что эти пленки содержали на своей поверхности большое количество нанокластеров, расположенных на различных расстояниях друг от друга.

Поэтому в рельеф поверхности они вносят свой вклад в виде гармонических составляющих различного периода, что удалось зафиксировать с помощью метода 2D DFA. Но образец 3 (с объемной долей кристаллической фазы 60%) содержал на поверхности наибольшее количество нанокластеров, что в итоге должно проявиться в наличии еще большего количества гармонических составляющих в структуре (корреляционных векторов). Однако на графиках 2D DFA перегибы на масштабах менее 1 мкм не наблюдались. В данном случае считаем, что для структуры поверхности этого образца характерно слишком большое количество корреляционных векторов, так что в итоге зависимости флуктуационной функции от масштаба для всех гармонических составляющих сливаются в прямую линию. Поэтому чтобы выявить величины этих корреляционных векторов, необходимо обработать с помощью метода 2D DFA изображения поверхности с более высоким разрешением, т.е. более мелкого масштаба. Для образца с наименьшей объемной долей кристаллической фазы (7%) на 2D DFA графиках выявлено меньшее количество перегибов, что говорит о меньшем количестве корреляционных векторов в структуре. Таким образом, в работе выявлена взаимосвязь между объемной долей кристаллической фазы и корреляционными свойствами структуры пленок *nc*-Si/*a*-Si:H. По мере увеличения количества нанокристаллов в пленках *nc*-Si/*a*-Si:H на их поверхности увеличивалась плотность в расположении нанокластеров и возрастало количество корреляционных векторов в структуре.

Далее проведем анализ полученных значений корреляционных векторов. Величина корреляционного вектора для исходной пленки *a*-Si:H получилась равной 387 ± 12 нм. Подобное значение для пленок *a*-Si:H, обработанных лазерным излучением, не наблюдалось.

В это связи можно заключить, что при обработке лазерным излучением структура поверхности *a*-Si:H приобретает новые корреляционные свойства.

Рассмотрим наиболее подробно результаты флуктуационного анализа для образца 2, поскольку он имеет больше всего корреляционных векторов в широком диапазоне масштабов. На малых масштабах для него выявлены векторы величиной 16 и 47 нм. Согласно табл. 2, значение 47 нм входит в диапазон расстояний между нанокластерами малого диаметра. Следует отметить, что вектор величиной 47–51 нм наблюдается и у других пленок *nc*-Si/*a*-Si:H (образцы 1 и 4), который по табл. 2 также соответствует диапазону расстояний между нанокластерами малого диаметра. В этой связи предполагаем, что данный корреляционный вектор является результатом самоорганизации нанокристаллов Si в нанокластеры малого диаметра на поверхности.

Для образца 2 на более крупных масштабах (от 205 до 825 нм) было выявлено еще несколько корреляционных векторов, но согласно табл. 2 они не попадают в диапазон средних расстояний между нанокластерами. На наш взгляд, это связано с тем, что нанокластеры сильно различались по размерам и форме. На средних расстояниях (табл. 2) могли находиться нанокластеры, существенно отличающиеся друг от друга (по высоте, форме или диаметру), и поэтому они не имели корреляций между собой. Следовательно упорядоченность в расположении подобных кластеров проявлялась на более крупных масштабах. Таким образом, среднестатистическая оценка особенностей рельефа поверхности образца 2 не выявила корреляций на больших масштабах, в то время как метод 2D DFA позволил это сделать.

Для образцов 1 и 4 с помощью флуктуационного анализа также удалось выявить корреляционные векторы на больших масштабах (от 400 до 900 нм). А в структуре образца 5 были найдены корреляционные векторы от 80 до 230 нм. В соответствии с табл. 2 эти значения попадают в диапазон средних расстояний между нанокластерами. В этой связи считаем, что для образца 5 корреляционный вектор величиной 81 нм является результатом самоорганизации нанокристаллов Si в мелкие нанокластеры, а векторы величинами 148 и 230 нм — результатом самоорганизации нанокристаллов в более крупные нанокластеры. Объемная доля кристаллической фазы в образце 5 была наименьшей (7%). Плотность в

расположении нанокластеров на его поверхности была малой, поэтому в данном случае с помощью среднестатистической оценки рельефа поверхности удалось более точно определить диапазоны корреляционных векторов, чем для других образцов.

Кроме этого, было выявлено, что наиболее близкие по величине корреляционные векторы (47–51, 417, 589–590 нм) имеют образцы 1 и 4. Образец 1 был обработан с помощью лазерного излучения мощностью 360 мВ при длительности импульсов 300 фс. Вероятно, что увеличение длительности импульсов до 1 пс и одновременное уменьшение мощности лазерного излучения до 280 мВ при обработке образца 4 привели к тому, что в этих пленках образовались близкие по размерам самоорганизующиеся нанокластеры.

4. Заключение

В работе исследованы особенности рельефа поверхности пленок $a\text{-Si:H}$ с нанокристаллами кремния. Выявлено, что обработка поверхности пленок $a\text{-Si:H}$ лазерным излучением привела к образованию на ней нанокластеров различного размера (от 10 до 50 нм в диаметре). Размер нанокристаллов Si в матрице $a\text{-Si:H}$ (6–8 нм) указывает на то, что нанокластеры образовались в результате самоорганизации нанокристаллов Si в группы при воздействии лазерного излучения. Характеристики нанокластеров взаимосвязаны с объемной долей кристаллической фазы в пленках $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$. По мере уменьшения объемной доли кристаллической фазы наблюдалось уменьшение размера и количества нанокластеров на поверхности пленок, диапазон преобладающих высот, полученный из их гистограмм, расширялся.

Методом двумерного флуктуационного анализа с исключенным трендом исследованы корреляционные свойства структуры пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$. Наличие корреляционных векторов в структуре поверхности экспериментальных образцов, определенных по перегибам на зависимости флуктуационной функции от масштаба, указывает на присутствие гармонических составляющих в структуре. По значениям скейлингового показателя определено, что в структуре пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ также присутствуют шумовые составляющие.

С помощью метода 2D DFA проведен анализ взаимосвязей между дальнедействующими корреляциями (на масштабах от десятков нанометров до единиц микрометров) в структуре пленок $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ и объемной долей кристаллической фазы в них. Выявлено, что по мере увеличения доли нанокристаллов в пленках $nc\text{-Si}/a\text{-Si:H}$ возрастало количество корреляционных векторов (гармонических составляющих) в их структуре. Диапазон полученных значений корреляционных векторов составлял от единиц нанометров до 1 мкм. При этом с помощью метода 2D DFA были получены значения корреляционных векторов, не входящие в диапазон средних расстояний между нанокластерами. Это говорит о том,

что среднестатистическая оценка рельефа поверхности экспериментальных образцов выявила не все особенности, в то время как метод 2D DFA позволил это сделать.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках проекта RFMEFI57414X0006 с использованием оборудования Регионального центра зондовой микроскопии коллективного пользования (РЗЦМкп) Рязанского государственного радиотехнического университета.

Список литературы

- [1] D.L. Staebler, C.R. Wronski. *J. Appl. Phys.*, **51**, 3262 (1980).
- [2] C.R. Wronski, R.W. Collins. *Solar Energy*, **77**, 877 (2004).
- [3] M.Y. Soro, M.E. Gueunier-Farret, J.P. Kleider. *J. Appl. Phys.*, **109**, 023 713 (2011).
- [4] J.P. Kleider, P. Roca i Cabarrocas. *J. Non-Cryst. Sol.*, **299–302**, 599 (2002).
- [5] T.Y. Choi, D.J. Hwang, C.P. Grigoropoulos. *Opt. Eng.*, **42**, 3383 (2003).
- [6] S.D. Sundaram, E. Masur. *Nature. Materials*, **1**, 217 (2002).
- [7] J. Shieh, Z. Chen, B. Dai, Y. Wang, A. Zaitzev, C. Pan. *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 1232 (2004).
- [8] X.C. Wang, H.Y. Zheng, C.W. Tan, F. Wang, H.Y. Yu, K.L. Pey. *Opt. Express*, **18**, 19 379 (2010).
- [9] B.K. Nayak, M.C. Gupta. *Appl. Phys. A*, **89**, 663 (2007).
- [10] G. Nicolis, I. Prigogine. *Self-organization in nonequilibrium systems. From dissipative to order through fluctuations* (N.Y., Wiley, 1977) p. 512.
- [11] А.В. Емельянов, А.Г. Казанский, П.К. Кашкаров, О.И. Коньков, Е.И. Теруков, П.А. Форш, М.В. Хенкин, А.В. Кукин, М. Beresna, P. Kazansky. *ФТП*, **46**, 769 (2012).
- [12] A.V. Emelyanov, A.G. Kazanskii, M.V. Khenkin, P.A. Forsh, P.K. Kashkarov, M. Gecevicius, M. Beresna, P.G. Kazansky. *Appl. Phys. Lett.*, **101**, 081 902 (2012).
- [13] A.V. Emelyanov, M.V. Khenkin, A.G. Kazanskii, P.A. Forsh, P.K. Kashkarov, M. Gecevicius, M. Beresna, P.G. Kazansky. *Thin Sol. Films*, **556**, 410 (2014).
- [14] А.В. Алпатов, С.П. Вихров, Н.В. Гришанкина, С.М. Мурсалов. *Вестн. РГРТУ*, **4** (42), ч. 2, 12 (2012).
- [15] А.В. Алпатов, С.П. Вихров, Н.В. Гришанкина. *ФТП*, **47** (3), 340 (2013).
- [16] А.В. Алпатов, С.П. Вихров, Н.В. Рыбина. *ФТП*, **49** (4), 467 (2015).

Редактор Г.А. Оганесян

The investigation of surface structure correlation properties of *nc*-Si/*a*-Si:H films with different percent of crystalline phase

A.V. Alpatov⁺, S.P. Vikhrov⁺, A.G. Kazanskii^{*},
V.L. Lyaskovskii[‡], N.B. Rybin⁺, N.V. Rybina⁺,
P.A. Forsh^{*}

⁺ Ryazan State Radio Engineering University,
390005 Ryazan, Russia

^{*} Lomonosov Moscow State University,
119991 Moscow, Russia

[‡] All-Russian Research Institute
for Optical and Physical Measurements,
119361 Moscow, Russia

Abstract The correlation properties of the structure of *nc*-Si/*a*-Si:H films with different volume proportion of crystalline phase were studied by two-dimensional detrended fluctuation analysis. The surface relief analysis of the experimental samples revealed that with increase of the volume proportion of crystalline phase in the *nc*-Si/*a*-Si:H films increase of size and number of nanoclusters on their surface was observed. The size of the Si nanocrystals in the *a*-Si:H matrix (6–8 nm) point out that the big nanoclusters had appeared as a result of Si nanocrystals self-organization in the groups under the laser irradiation influence. By two-dimensional detrended fluctuation analysis it was elicited that with increase of the nanocrystals proportion in the *nc*-Si/*a*-Si:H films the number of correlations vectors (harmonic components) in their structure is increased.