

УДК 539.216.2

О ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ФОРМИРОВАНИЯ ФРАКТАЛЬНЫХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ

© 2023 г. Д. В. Иванов¹, А. С. Антонов¹, Н. Б. Кузьмин¹, Н. Ю. Сдобняков^{1, *}, М. С. Афанасьев^{2,3}

¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования “Тверской государственный университет”, Тверь, Россия

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования “МИРЭА – Российский технологический университет”, Москва, Россия

³Фрязинский филиал Федерального государственного бюджетного учреждения науки “Института радиотехники и электроники имени В.А. Котельникова Российской академии наук”, Фрязино, Россия
*E-mail: nsdobnyakov@mail.ru

Поступила в редакцию 20.04.2023 г.

После доработки 22.05.2023 г.

Принята к публикации 28.06.2023 г.

С помощью сканирующего туннельного микроскопа изучена морфология поверхности наноразмерных пленок меди и никеля на слюде. Определены высотные параметры и значения фрактальной размерности для пленок меди и никеля разной толщины. Указаны характерные размеры структурных агломератов для пленок меди и никеля в зависимости от толщины. Выбор толщины пленки и условий ее получения позволяют формулировать рекомендации по развитию технологии “выращивания” структур с заданной морфологией поверхности.

DOI: 10.31857/S0367676523702435, EDN: KMLFFJ

ВВЕДЕНИЕ

Концепция фрактальной геометрии находит свое применение в различных сферах, включая медицину, геофизику, порошковую металлургию, биометрику и т.д. Огромное количество систем в природе показывают свойства самоподобия, например, береговые линии, горы, облака. Подобные системы не могут быть описаны евклидовой геометрией, а нуждаются в использовании фрактальной геометрии [1].

При изучении тонких пленок фрактальный анализ используется чаще всего при осаждении и формировании поверхностного слоя. Так, в работе [2], исследовалась эволюция выращиваемых тонких пленок серебра и меди в зависимости от времени осаждения. Ожидалось, что эволюция тонкой пленки, выращенной в неравновесных условиях, приведет к образованию самоаффиной поверхности, в связи с чем для оценки данных поверхностей использовался фрактальный анализ. По изображениям, полученным с использованием атомно-силового микроскопа (АСМ), была оценена фрактальная размерность, а также показателю Хёрста. Авторами работы [3] была предложена процедура по выращиванию тонких пленок, состоящих из частиц меди и никеля. Данные пленки выращивались на подложках из стекла и кремния, и в процессе осаждения формировались

наноконкомпозиты, причем время осаждения варьировалось. Показана зависимость показателя фрактальной размерности от времени осаждения. С увеличением времени осаждения растет и фрактальная размерность, причем этот рост имеет нелинейный характер. То же самое было показано и автором статьи [4], но для тонких пленок титана.

Работа [5] посвящена исследованию пленок, полученных при осаждении на поверхность атомарного потока, что происходит, например, при взаимодействии плазмы с внутренней поверхностью термоядерной установки. Была предложена модель, объясняющая особенности рельефа таких пленок, исходя из роста структур из одиночных атомов, диффундирующих по поверхности. Причиной того, что пленка имеет сложную фрактальную структуру, является образование устойчивых кластеров либо в результате флуктуационного образования зародышей критического размера, либо их образования на аддитивных атомах, служащих центрами зарождения кластеров. При высоких температурах возможен перенос атомов на более горячие элементы рельефа за счет уменьшения энергии активации диффузии, происходящего при повышении температуры. Это способствует формированию фрактальной структуры пленки.

В [6] рассмотрено формирование наноструктур на поверхности прокатанных тонких плати-

новых фольг при нагревании и циклах “растяжение–сжатие” в условиях сверхвысокого вакуума. Поверхность была охарактеризована методами дифракции медленных электронов (ДМЭ), оже-электронной спектроскопии, АСМ, оптической микроскопии и микрорамановской спектроскопии. Количественную характеристику рельефа поверхности производили методом фрактального анализа. При приложенном растяжении наблюдались изменения картин ДМЭ и АСМ, а также было установлено, что перед образованием магистральной трещины поверхность становится дифракционно неупорядоченной с переходом фрактальности рельефа в изотропную.

В работе [7] методами высоковакуумной сканирующей зондовой микроскопии и спектроскопии с атомарным разрешением исследовано формирование нанорельефа поверхности золота, меди и индия при их термическом испарении на поверхность монокристалла кремния. Начальная стадия формирования наноструктур меди, как и золота, носит фрактальный характер. Механизм роста заключается в образовании конгломератов наночастиц с последующим превращением их в эллипсоидальные частицы, после чего происходит формирование нанокристаллов.

Авторами [8] методом АСМ была исследована поверхность монокристалла висмута, облученная потоком атомарного водорода. При увеличении времени обработки происходит формирование на поверхности крупных выступов субмикронных размеров. Фрактальный анализ обнаружил присутствие четырех разнородных групп объектов со значениями фрактальной размерности порядка ~ 2.002 – 2.030 . Анализ результатов позволяет предположить определяющую роль дефектов поверхности монокристаллов висмута в формировании микрорельефа поверхности в результате обработки в атмосфере водорода.

В [9] методами электронной микроскопии исследовались оптические свойства медь-полимерного нанокompозита, а также фрактальная агрегация частиц меди размером около 10 нм внутри полимерной матрицы. Их фрактальная структура и значение фрактальной размерности указывают на то, что в данной системе существует кластерно-кластерный процесс агрегации.

Авторами статьи [10] с помощью технологии Ленгмюра–Блоджетт исследовались фрактальные агрегаты наночастиц золота, покрытых бромидом цетилтриметиламмония на границе раздела воздух/вода после нанесения их раствора в хлороформе на поверхность воды. Было выяснено, что такие фрактальные агрегаты могут хаотично перемещаться по водным поверхностям и обладают высокой сжимаемостью, что позволяет им объединяться в крупные сети, которые также имеют фрактальную структуру. При промежуточных по-

верхностных давлениях фрактальная размерность агрегатов составляет порядка ~ 1.67 .

В современных технологических процессах, как правило, используются наноразмерные металлические пленки с заданным значением фрактальной размерности. Кроме того, необходимо контролировать высотные параметры таких пленок [11, 12]. В работах [13–15] нами исследовались наноразмерные металлические пленки меди и никеля. Однако определенный интерес вызывают исследования процессов деградации/создания фрактального рельефа при изменении толщины пленок. При изучении эволюции рельефа поверхности тонкопленочных структур наиболее удобной величиной, описывающей характер рельефа, является фрактальная размерность.

Авторами работы [16] величина фрактальной размерности была выбрана для изучения эволюции тонкопленочных проводников при пропускании электрического тока высокой плотности. Причем изучалось различие влияния тока высокой плотности на образцы с промежуточным слоем диэлектрика между подложкой и слоем проводника и без такого слоя. Показано, что деградация поверхностного слоя проводника обуславливается двумя факторами: механическим напряжением и процессами электромиграции. Для описания самой деградации поверхности были выбраны показатели среднеквадратичной шероховатости, перепад высот и фрактальная размерность. Последняя представляет для нас наибольший интерес. Установлено, что величина фрактальной размерности может быть использована как критерий предразрушения поверхностного слоя, что позволяет предсказывать события деградации, так как при воздействии внешних факторов (в данном случае при пропускании тока высокой плотности) величина фрактальной размерности сначала постепенно возрастает, что обуславливается появлением микропор и отслаиванием, а затем резко уменьшается. Перед тем как поверхностный слой разрушается полностью величина фрактальной размерности достигает своего максимального значения.

Таким образом, к настоящему времени закономерности создания и деградации нанорельефа, включая образование фрактальных структур, изучены в недостаточной степени. Целью данной работы является изучение закономерностей изменения высотных параметров и фрактальной размерности пленок никеля и меди при изменении их толщины.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА И ЭКСПЕРИМЕНТ

Как известно [17], фрактальная размерность объекта может быть найдена из соотношения

$$D_f = \lim_{\delta \rightarrow 0} \frac{\ln N(\delta)}{\ln(1/\delta)}, \quad (1)$$

где N определяет число кубов размеров δ , покрывающих исследуемый объект. Для фрактального агрегата, содержащего N частиц и линейным размером R , согласно [18] может быть записано соотношение

$$N = k_0 (R/a)^{D_f}, \quad (2)$$

где коэффициент k_0 называют префактором, структурным фактором или лакунарностью, a – размер мономеров. В [19] данный безразмерный параметр интерпретировался как приведенная плотность фрактального объекта и обозначался как ρ . Как правило [11, 19–22], для нахождения кластерной фрактальной размерности используется соотношение (2), в котором значение префактора устанавливается равным 1. В [23] такой вывод подтверждается на основе анализа данных численного моделирования и натурального эксперимента именно для металлических агломератов, хотя и оговорено, что значение префактора может зависеть от механизма образования поверхности образца. Кроме того, в [19] произведена численная оценка префактора и доказана адекватность данного подхода, хотя и с определенными оговорками в частности конечности размера агрегата нанокластеров, состоящих из конкретных мономеров с характерным линейным размером a , при этом, исходя из соотношения (1) должно выполняться условие $\delta \rightarrow 0$. Кроме того, переписав выражение (2) в другом виде

$$\ln(N) = \ln(k_0) + D_f \ln(R/a) \quad (2a)$$

можно видеть, что величина $\ln(k_0)$ прямо не влияет на наклон кривой, построенной в логарифмических координатах, а определяет лишь ее смещение, т.е., в конечном счете, определение погрешности для линейной аппроксимации (2) косвенно, но учитывает ненулевое значение величины префактора k_0 . Хотя ради справедливости отметим, что в достаточно ранних работах [24] отмечается, что частичное спекание агломератов (т.е. отсутствие точечного контакта, используется термин “necking” – формирование перешейка) приводит к расхождению между значениями фрактальной размерности, отвечающей проекции и самому трехмерному агломерату [25]. При этом оценки, приведенные в работах [24, 25] относятся к органическим агломератам, а не металлическим. Кроме того, под R в (2) в [24, 26] понимается радиус инерции. В наших исследованиях мы анализируем изображения сканирующего туннельного или атомно-силового микроскопа и под R понимается линейный размер агломерата.

Существует четыре основных метода расчета фрактальной размерности: метод подсчета кубов, метод триангуляции, метод спектра мощности и вариационный метод. Метод подсчета кубов

(be counting) [27, 28] следует непосредственно из определения фрактальной размерности. На изображение накладывается кубическая решетка с некоторой постоянной l , которая при каждой итерации уменьшается в 2 раза. Наклон графика зависимости логарифма количества кубов $N(l)$ от логарифма $1/l$ напрямую и определяет фрактальную размерность. Метод триангуляции (triangulation method) [27, 28] весьма похож на предыдущий и также выводится напрямую из определения фрактальной размерности, отличие лишь в том, что в основе подсчета за единицу измерения берется треугольник. Вариационный метод (variance method) [29, 30] основан на зависимости от масштаба дробного броуновского движения, а метод спектра мощности (power spectrum method) [29–31] на зависимости спектра мощности от дробного броуновского движения. Все эти методы реализованы, например, в программном обеспечении (ПО) [32]. С точки зрения практической реализации первые два метода нам представляются наиболее удобными, так как логарифмические зависимости (для случая фрактального рельефа) на графиках специализированного ПО выглядят линейными, в то время как в последних двух методах приходится выбирать наиболее линейный участок вручную, так как на всем диапазоне размеров и числа агрегатов линейной размерности, как правило, не наблюдается.

Очевидно [14, 33], что фрактальная размерность поверхности, найденная любым из вышеперечисленных способов, может отождествляться с соответствующей кластерной размерностью трехмерных агрегатов. По крайней мере, нами экспериментальных оценок параметра k_0 для металлических наноразмерных пленок не обнаружено. Таким образом, при анализе изображений в дальнейшем без ограничения общности мы будем использовать соотношение вида

$$N = (R/a)^{D_f}. \quad (3)$$

Пленки из никеля и меди формировались на подложке из слюды методом электронно-лучевого напыления на установке A700QE/DI12000. Величина вакуума в процессе напыления составляла 10^{-4} Па. Скорость напыления 2.0 ± 0.2 Å/с. Размер подложки 50×40 мм². Толщина получаемых пленок определена с погрешностью ± 2 нм. Температура подложки в процессе напыления была 70°C . В камере установлены шесть инфракрасных нагревателей, которые перед началом напыления нагревают подложку для улучшения адгезионных свойств поверхности. Также в камере установлен кварцевый осциллятор, который в режиме реального времени контролирует скорость напыления с ангстремной точностью.

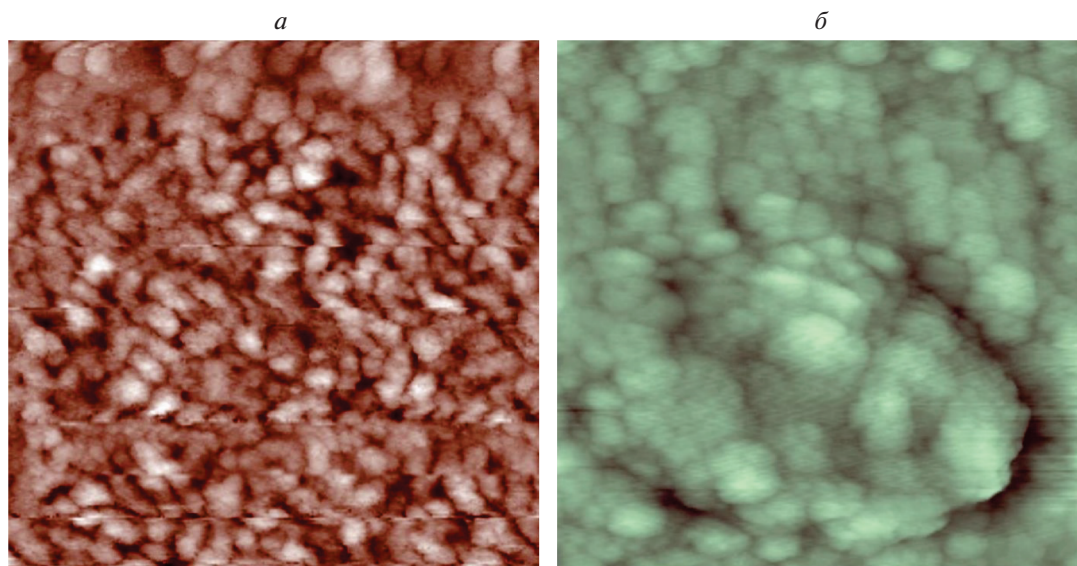


Рис. 1. СТМ-изображения пленок меди (а) и никеля (б) разной толщины 1000 нм. Масштаб изображений – 500 нм.

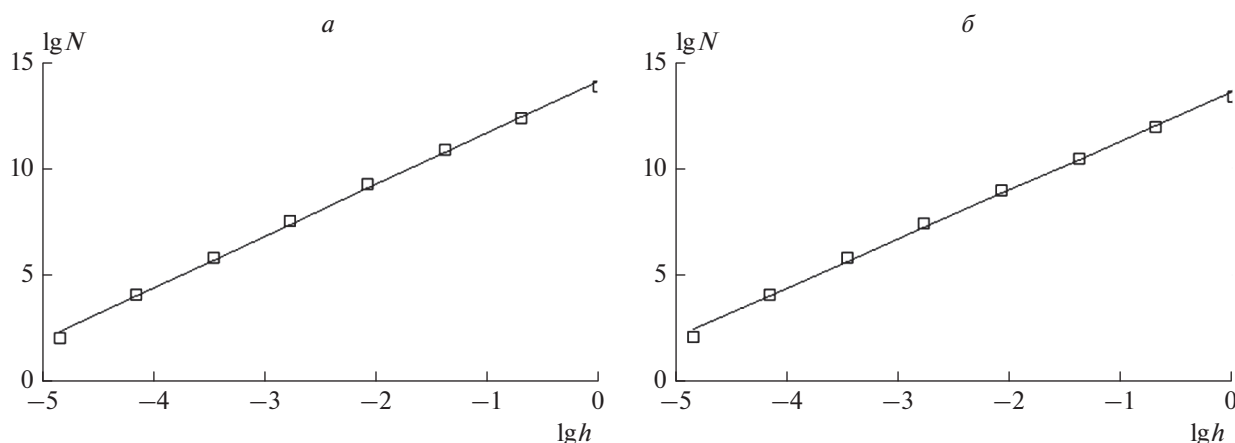


Рис. 2. Зависимость логарифма количества кубов $N(l)$ от логарифма $h = l^{-1}$, полученная при использовании метода подсчета кубов для пленок меди (а) и никеля (б).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В качестве примера на рис. 1 представлены типовые изображения (полученные на сканирующем туннельном микроскопе – СТМ) пленок меди и никеля толщиной 1000 нм. Хотя аналогичные изображения были получены нами и анализировались также для толщин 500 и 1400 нм соответственно. Изображения, представленные на рис. 1, обрабатывались ПО [32] для определения как высотных параметров (см. табл. 1), так и значения фрактальной размерности методом подсчета кубов. Высотные параметры вычислялись вдоль главной диагонали (линия, соединяющая верхний левый угол с нижним правым углом, для каждого изображения), фрактальная размерность также определена

для конкретного изображения, а с учетом серии измерений определен диапазон погрешности.

На рис. 2 (здесь и далее масштаб изображения и толщины пленок соответствуют рис. 1) представлены зависимости логарифма количества кубов $N(l)$ от логарифма величины, обратной постоянной используемой кубической решетки. Угол наклона данной зависимости и определяет фрактальную размерность. Погрешность значения фрактальной размерности оценивалась на основе серии измерений на одном образце.

Для выявления закономерностей процессов создания и деградации рельефа в процессе роста пленок меди и никеля на рис. 3 показаны трехмерные изображения рельефа пленок. Визуаль-

Таблица 1. Типичные значения высотных характеристик и фрактальной размерности для пленок меди и никеля на слюде различной толщины

Параметры	Медь			Никель		
	500	1000	1400	500	1000	1400
S_a , нм	3.00	2.32	0.70	2.29	0.60	0.41
S_q , нм	4.05	3.02	0.92	2.87	0.82	0.54
S_z , нм	24.00	26.32	6.31	15.77	6.71	4.22
S_{10z} , нм	21.41	14.62	4.88	14.55	4.43	2.75
S_{ku}	3.95	9.10	3.91	3.12	6.68	4.86
S_{sk}	-0.42	-1.29	-0.16	-0.42	-0.59	-0.58
\bar{D}_c	2.25 ± 0.04	2.44 ± 0.05	2.40 ± 0.03	2.35 ± 0.04	2.40 ± 0.03	2.35 ± 0.07

Обозначения: средняя арифметическая шероховатость $S_a = \frac{1}{M \cdot N} \sum_{k=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} |z(x_k, y_l)|$; среднеквадратичное отклонение $S_q = \sqrt{\frac{1}{M \cdot N} \sum_{k=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} [z(x_k, y_l)]^2}$; максимальная высота от пика до впадины на поверхности образца $S_z = z_{\max} - z_{\min}$; сумма средних абсолютных значений высот пяти наибольших выступов профиля и глубин пяти наибольших впадин профиля в пределах базовой длины $S_{10z} = (\sum_{i=1}^5 |z_{\max i}| + \sum_{i=1}^5 |z_{\min i}|) / 5$; коэффициент эксцесса – параметр, учитывающий форму функции распределения амплитуды (определяет степень изрезанности поверхности) $S_{ku} = \frac{1}{M \cdot N \cdot S_q^4} \sum_{k=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} [z(x_k, y_l)]^4$; коэффициент асимметрии – параметр, который описывает форму функции распределения амплитуды (показывает симметрию изменения поверхности относительно ее средней линии) $S_{sk} = \frac{1}{M \cdot N \cdot S_q^3} \sum_{k=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} [z(x_k, y_l)]^3$.

ный анализ в совокупности с данными, представленными в табл. 1, позволяют сделать вывод о том, что с ростом толщины пленок может происходить как деградация фрактального рельефа (значения \bar{D}_c уменьшаются), так и формирование более развитого фрактального рельефа (см. данные для толщины 1000 нм). При этом для пленок никеля удалось обеспечить повторяемость значения фрактальной размерности, соответствующей толщинам 500 и 1400 нм. Кроме того, как можно видеть в табл. 1, профили поверхности как меди, так и никеля имеют отрицательный коэффициент асимметрии S_{sk} , что говорит о наличии ряда четких впадин (лакун) в гладких участках типа “плато”. Как и значение фрактальной размерности, так и значения коэффициентов асимметрии и эксцесса ведут себя нелинейным образом при росте толщины пленок (максимальные значения соответствуют толщине пленок 1000 нм), что говорит об увеличении изрезанности профиля поверхности пленок именно при данной толщине, т.е. наличие более развитого фрактального рельефа.

Полученные значения фрактальной размерности хорошо согласуются с результатами следующих работ: так в [34] наблюдались участки с фрактальной размерностью $\bar{D}_c = 2.25 \pm 0.03$, а в [35] фрактальная размерность находилась в пределах $\bar{D}_c = 2.29-2.49$. При этом начало диапазона

соответствует модели k – корреляции для автоковариантной функции для пространственной частоты (the k – correlation model for the auto-covariance function for spatial frequency), а конец диапазона – использованию встроенного программного обеспечения в используемом атомно-силовом микроскопе. Заметим, что пленки никеля в [35] были получены методом электроосаждения. Для пленок меди к настоящему времени получены противоречивые результаты. Так в [36] на установке плазменной фокусировки не удалось получить фрактальные структуры на пленках меди на поверхности слюды, в то время как в [37] исследовались пленки меди толщиной 5–50 нм и были получены значения фрактальной размерности в диапазоне $\bar{D}_c = 2.31-2.50$, что также хорошо согласуется с результатами, представленными в табл. 1.

Таким образом, комбинируя методы получения пленок (электронно-лучевое, термовакуумное, магнетронное) и управляя толщиной пленок, можно получать фрактальные структуры, отвечающие требуемым значениям фрактальной размерности. Причем зависимость фрактальной размерности \bar{D}_c от толщины пленок носит нелинейный характер, что демонстрируют данные, полученные как для пленок меди, так и для пленок никеля. Кроме того, из рис. 3 можно выявить еще одно отличие пленок меди от пленок

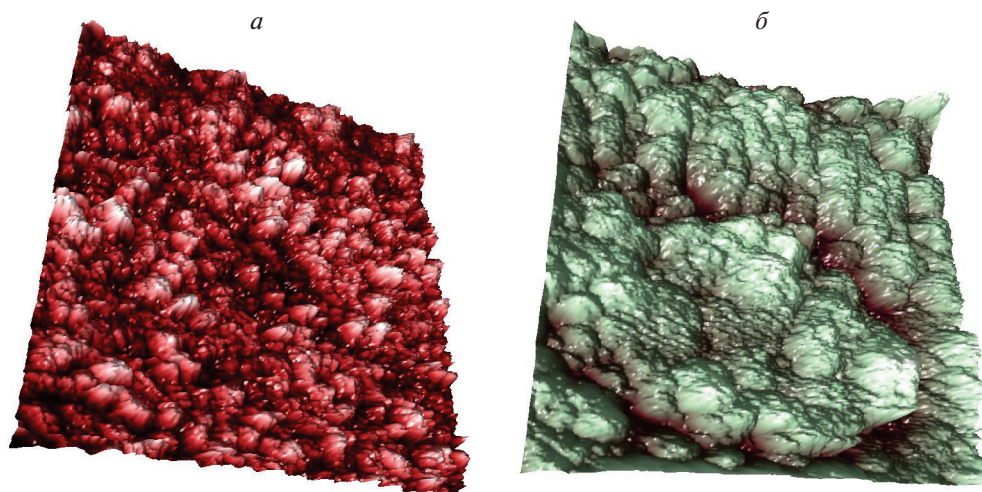


Рис. 3. 3D-изображения пленок меди (а) и никеля (б) разной толщины.

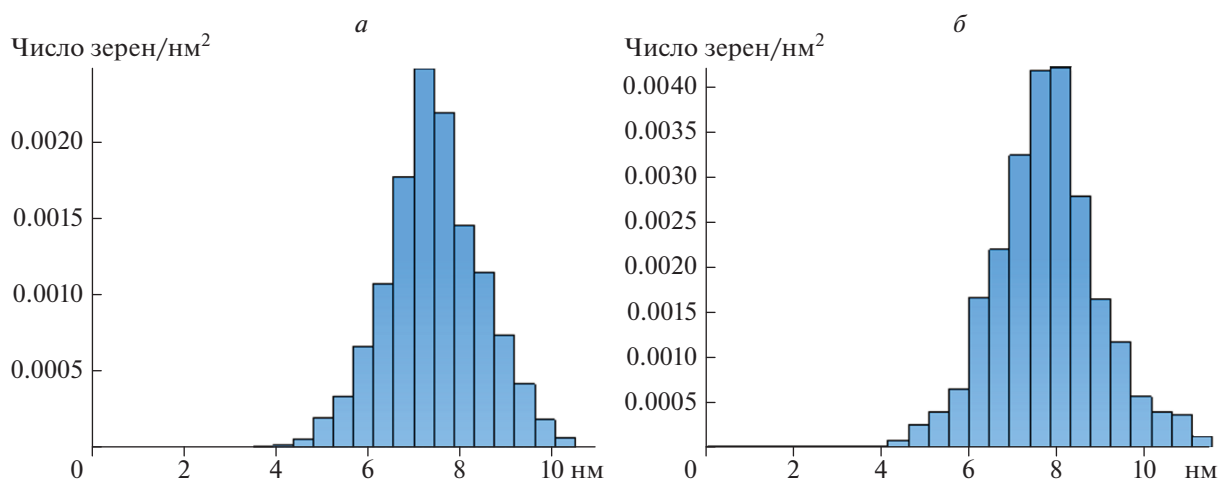


Рис. 4. Гистограммы плотности зерен для пленок меди (а) и никеля (б) разной толщины.

никеля: визуализированные структурные элементы поверхности для пленок меди характеризуются более крупными размерами, по сравнению с пленками никеля. С целью определения типичных размеров агломератов, образующихся на поверхности пленок меди и никеля в процессе напыления, были построены гистограммы плотности зерен для пленок меди и никеля в ПО [38] (см. рис. 4). Пик плотности, отвечающий самому малому и самому крупному масштабам измерений, для пленок меди по сравнению с пленками никеля смещен в сторону больших размеров зерен, в то время как для толщины 1000 нм наблюдается обратная ситуация. Возможно, это связано с разной размерной зависимостью основных параметров, определяющих особенности роста пленок (поверхностное натяжение, коэффициент диффузии) для меди и никеля. Кроме того, имен-

но для толщины 1000 нм диапазоны наблюдаемых размеров зерен для пленок никеля и меди практически совпадают, т.е. толщину в 1000 нм формально можно рассматривать как границу изменения закономерностей процессов структурообразования в рассматриваемых металлических пленках. Такого рода распределения, в частности для наноразмерных пленок никеля и меди, были получены в [39].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Очевидно, что закономерности формирования фрактального рельефа поверхности на наноуровне во многом определяются как методом получения наноразмерных по толщине пленок, так и внешними условиями. На наш взгляд, комбинация схем напыления, применение различных

способов отжига образцов (температура и скорость ее изменения, время термического воздействия) позволяет активировать и управлять всеми основными типами морфологических изменений [40]: коалесценция, коагуляция, агрегирование, гетеродиффузия, миграция и т.д. Причем по сравнению с тонкими металлическими пленками [40] интенсивность обозначенных выше процессов на наноуровне будет существенно выше, при этом именно размерный эффект [41], может провоцировать создание рельефов с уникальными свойствами (например, высокоразвитого рельефа со значением фрактальной размерности близким к 3 [42]). Таким образом, развитие технологий эпитаксиального роста позволяет получать наноразмерные металлические пленки с заранее предопределенным спектром морфологических характеристик, включая фрактальную размерность, которые могут формироваться как за счет вышеперечисленных эффектов, так и за счет деградации уже имеющегося [16], в том числе фрактального рельефа [11, 12].

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2023-0006), а также в рамках государственного задания ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Mwema F.M., Akinlabi E.T., Oladipo O.P. et al.* // In: Modern manufacturing processes. Amsterdam: Elseviers, 2020. P. 13.
2. *Țălu Ș., Yadav R.P., Mittal A.K. et al.* // Opt. Quantum Electron. 2017. V. 49. No. 7. P. 256.
3. *Nikpasand K., Elahi S.M., Sari A.H., Boochani A.* // Mater. Sci. Poland. 2020. V. 38. No. 2. P. 328.
4. *Astinchap B.* // Optik (Stuttgart). 2019. V. 178. P. 231.
5. *Martynenko Y.V., Nagel M.Y.* // Nanotechnol. Russ. 2009. V. 4. No. 9. Art. No. 612.
6. *Korsukov V.E., Butenko P.N., Kadomtsev A.G. et al.* // Nanosyst. Phys. Chem. Math. 2018. V. 9. No. 1. P. 58.
7. *Karbiivska L., Karbiivskii V., Romansky A. et al.* // Proc. 39th ELNANO (Piscataway, 2019). P. 214.
8. *Марков О.И., Хрипунов Ю.В., Емельянов В.М., Жусубалиев Ж.Т.* // Изв. ЮЗГУ. Сер. Техн. и технол. 2019. Т. 9. № 1(30). С. 78.
9. *Huang C., Yang C.Z.* // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 74. No. 12. P. 1692.
10. *Cheng W., Dong S., Wang E.* // J. Phys. Chem. B. 2005. V. 109. No. 41. Art. No. 19213.
11. *Сдобняков Н.Ю., Антонов А.С., Иванов Д.В.* Морфологические характеристики и фрактальный анализ металлических пленок на диэлектрических поверхностях: монография. Тверь: Тверской гос. ун-т, 2019. 168 с.
12. *Сдобняков Н.Ю., Антонов А.С., Иванов Д.В., Семёнова Е.М.* // В кн: Перспективные материалы и технологии. Минск: Изд. центр БГУ, 2021. С. 253.
13. *Иванов Д.В., Антонов А.С., Сдобняков Н.Ю. и др.* // Физ.-хим. асп. изуч. класт. нанострукт. и наноматер. 2019. № 11. С. 138.
14. *Антонов А.С., Сдобняков Н.Ю., Иванов Д.В. и др.* // Хим. физика и мезоскопия. 2017. Т. 19. № 3. С. 473.
15. *Иванов Д.В., Антонов А.С., Сдобняков Н.Ю. и др.* // Физ.-хим. асп. изуч. класт. нанострукт. и наноматер. 2018. № 10. С. 291.
16. *Панин А.В., Шунуров А.Р.* // Физ. мезомеханика. 2000. Т. 3. № 5. С. 101.
17. *Федер Е.* Фракталы. М.: Мир, 1991. 254 с.
18. *Ролдугин В.И.* // Усп. хим. 2003. Т. 72. № 10. С. 823.
19. *Самсонов В.М., Кузнецова Ю.В., Дьякова Е.В.* // ЖТФ. 2016. Т. 86. № 2. С. 71; *Samsonov V.M., Kuznetsova Y.V., D'yakova E.V.* // Tech. Phys. 2016. V. 86. No. 2. P. 227.
20. *Иванов Г.С., Брылкин Ю.В.* // Геометрия и графика. 2016. Т. 4. № 1. С. 4.
21. *Брылкин Ю.В., Кусов А.Л., Флоров А.В.* // Изв. КБГУ. 2014. Т. 4. № 5. С. 86.
22. *Белко А.В., Никитин А.В., Стрекаль Н.Д., Герман А.Е.* // Поверхность. Рентген., синхротрон., нейтрон. иссл. 2009. № 5. С. 11.
23. *Wu M.K., Friedlander S.K.* // J. Colloid Interface Sci. 1993. V. 159. P. 246.
24. *Oh C., Sorensen C.M.* // J. Colloid Interface Sci. 1997. V. 193. P. 17.
25. *Tirado-Miranda M., Schmitt A., Callejas-Fernandez J. et al.* // Langmuir. 2000. V. 16. P. 7541.
26. *Wu M.K., Friedlander S.K.* // J. Colloid Interface Sci. 1993. V. 159. P. 246.
27. *Douketis C., Wang Z., Wang Z. et al.* // Prog. Surf. Sci. 1995. V. 50. No. 1–4. P. 187.
28. *Zahn W., Zösch A.* // Fresenius J. Analyt. Chem. 1995. V. 365. No. 1–3. P. 168.
29. *Van Put A., Vertes A., Wegryzynek D. et al.* // Fresenius J. Analyt. Chem. 1994. V. 350. No. 7–9. P. 440.
30. *Mannelquist A., Almquist N., Fredriksson S.* // Appl. Phys. A. 1998. V. 66. Suppl. № 1. P. S891.
31. *Zahn W., Zösch A.* // Fresenius J. Analyt. Chem. 1997. V. 358. No. 1–2. P. 119.
32. <http://gwyddion.net>.
33. *Иванов Д.В., Васильев С.А., Сдобняков Н.Ю. и др.* // Физ.-хим. асп. изуч. класт. нанострукт. и наноматер. 2020. № 12. С. 424.
34. *Makabe A., Oshikawa W., Saitou M.* // Trans. Japan. Soc. Mech. Engin. C. 2001. V. 67. No. 664. P. 1955.
35. *Torabi M., Dolati A.* // Int. J. Surf. Sci. Engin. 2016. V. 10. No. 5. P. 444.
36. *Kolokoltsev V., Borovitskaya I., Nikulin V. et al.* // Proc. 7th Int. Cong. EFRE 2020 (Tomsk, 2020). P. 971.
37. *Arman A., Țălu Ș., Luna C. et al.* // J. Mater. Sci. 2015. V. 26. P. 9630.
38. <https://www.digitalsurf.com>.

39. Кузьменко А.П., Динт Н., Кузько А.Е. и др. // Изв. вузов. Матер. электрон. техн. 2016. Т. 19. № 3. С. 195.
40. Трусов Л.И., Холмянский В.А. Островковые металлические пленки. М.: Металлургия, 1973. 320 с.
41. Сдобняков Н.Ю., Соколов Д.Н. Изучение термодинамических и структурных характеристик наночастиц металлов в процессах плавления и кристаллизации: теория и компьютерное моделирование: монография. Тверь: Твер. гос. ун-т, 2018. 176 с.
42. Соколов Ю.В., Железный Ю.В. // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29. № 8. С. 91; Sokolov Yu.V., Zheleznyĭ V.S. // Tech. Phys. Lett. 2003. V. 29. No. 8. P. 627.

On regularities of the formation of fractal structure on the surface of metal films of different thickness

D. V. Ivanov^a, A. S. Antonov^a, N. B. Kuz'min^a, N. Yu. Sdobnyakov^{a, *}, M. S. Afanasiev^{b, c}

^aTver State University, Tver, 170002 Russia

^bMIREA – Russian Technological University, Moscow, 119454 Russia

^cFryazino Branch of the Kotelnikov Institute of Radio Engineering and Electronics of the Russian Academy of Sciences, Fryazino, 141190 Russia

*e-mail: nsdobnyakov@mail.ru

The surface morphology of nanosized copper and nickel films on mica is studied using a scanning tunneling microscope. Altitude parameters and fractal dimension are determined for copper and nickel films of different thicknesses. The characteristic sizes of structural agglomerates for copper and nickel films are indicated depending on the thickness. The choice of the film thickness and the conditions for its production makes it possible to formulate recommendations for the development of the technology of “growing” structures with a given surface morphology.