

УДК 533.924,538.971,538.975

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ ПЛЕНОК Pt С РАЗЛИЧНОЙ ОСТРОТОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ

© 2020 г. Р. В. Селюков^{а, *}, М. О. Изюмов^а, В. В. Наумов^а

^аЯрославский филиал Физико-технологического института им. К.А. Валиева РАН,
Ярославль, 150007 Россия

*e-mail: rvselyukov@mail.ru

Поступила в редакцию 16.12.2019 г.

После доработки 14.01.2020 г.

Принята к публикации 17.01.2020 г.

С помощью сканирующего туннельного микроскопа исследована морфология поверхности текстурированных пленок Pt толщиной 100 нм, подвергнутых ионно-плазменной обработке (ИПО) в плазме аргона со средней энергией ионов Ar 25–200 эВ. Исходные пленки характеризуются одинаковой шероховатостью поверхности и одинаковым средним размером зерна, но различной остротой кристаллической текстуры. Найдено, что ИПО с энергиями ионов 25–65 эВ приводит к росту шероховатости пленок Pt. При этом шероховатость пленки с большей остротой текстуры на 25–30% меньше, чем шероховатость пленки с меньшей остротой текстуры. Это различие объяснено меньшей скоростью распыления межзеренных границ в процессе ИПО для пленки с большей остротой текстуры. ИПО с энергией ионов 200 эВ приводит к уменьшению шероховатости поверхности пленок Pt на 25% вне зависимости от остроты текстуры.

Ключевые слова: кристаллическая текстура, межзеренная граница, ионная бомбардировка, ионно-плазменная обработка, морфология поверхности, шероховатость, корреляционная длина, поверхностная диффузия.

DOI: 10.31857/S1028096020080142

ВВЕДЕНИЕ

Поверхность поликристаллических пленок, используемых в зеркалах для экстремального УФ и рентгеновского излучения должна иметь шероховатость не более 0.3–0.5 нм. При изготовлении зеркал, как правило, применяют бомбардировку поверхности ионами инертных газов с энергиями менее 1 кэВ [1, 2]. Разная скорость распыления зерен с разной кристаллографической ориентацией и дефекты кристаллической структуры (границы зерен, места выхода на поверхность дислокаций) способствуют развитию шероховатости при ионной бомбардировке [3, 4]. С целью минимизации шероховатости оптимизируются параметры ионной бомбардировки: тип ионов, их энергия и угол падения [1, 2, 5]. Другим средством достижения этой цели может стать получение пленок с такой структурой, которая препятствовала бы существенному развитию шероховатости при ионной бомбардировке. Вариация параметров структуры в широких пределах может быть осуществлена в рамках метода ионно-ассистированного осаждения пленок [6].

Из-за химической инертности и высокой температуры плавления платина является подходящим модельным материалом при исследовании различных методов осаждения пленок, а также их ионной бомбардировки. Кроме того, тонкие поликристаллические пленки Pt используются в качестве тыльного электрода в структурах с перовскитоподобными пьезо- и сегнетоэлектриками [7, 8] в многослойных спин-вентильных структурах [9], проводятся эксперименты по выращиванию на этих пленках графена [10]. Во всех этих случаях морфология поверхности Pt оказывает влияние на характеристики вышеупомянутых структур. Поэтому представляет самостоятельный интерес исследование методов модификации морфологии поверхности пленок Pt, в том числе с помощью ионной бомбардировки.

Одним из методов осуществления низкоэнергетической ионной бомбардировки является ионно-плазменная обработка (ИПО). В этом случае ионная бомбардировка образца, помещенного в плазму, происходит за счет подачи на него постоянного или ВЧ-потенциала.

Целью данной работы было исследование влияния исходной структуры поликристаллической пленки Pt на изменения морфологии ее поверхности в результате ИПО в аргоновой плазме ВЧ индукционного разряда низкого давления. Исследовались пленки, полученные методом магнетронного распыления, как с ионным ассистированием, так и без него.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пленки Pt толщиной 100 нм были осаждены методом магнетронного распыления на окисленную пластину Si (100) с толщиной термического SiO₂ 250 нм. Осаждение проводилось в установке SCR 651 "Tetra" (Alcatel) при комнатной температуре и давлении Ar 0.2 Па. Было изготовлено два типа пленок Pt. Во время осаждения пленки первого типа на подложке был плавающий потенциал. Пленки, полученные таким образом, исходные и подвергнутые дальнейшим обработкам, будут далее обозначаться как пленки типа 1. Второй тип был изготовлен с ионной бомбардировкой растущей пленки. Такая бомбардировка происходила из-за поддержания на подложке постоянного отрицательного потенциала –15 В за счет подачи на нее ВЧ-напряжения. Полученные таким способом пленки, исходные и подвергнутые дальнейшим обработкам, будут обозначаться как пленки типа 2.

Последующую ИПО пленок обоих типов проводили в аргоновой плазме в реакторе ВЧ-индукционного разряда [11] при давлении Ar 0.08 Па и расходе Ar 10 нсм³/мин (в нормальных условиях). Бомбардировка ионами Ar во время ИПО осуществлялась за счет постоянного отрицательного потенциала на образце, образующегося при подаче на него ВЧ-напряжения. Значения средней энергии ионов E предполагались равными абсолютному значению постоянного потенциала на образце, потенциал плазмы при этом не учитывался. Плотность ионного тока вычислялась по методике, приведенной в работе [11], и составляла 7.5 мА/см². Во время ИПО температура образцов не превышала 170°C. Измерение температуры образцов проводилось с помощью термометра AZ8803 с термопарой хромель–алюмель сразу после извлечения их из реактора. ИПО пленок обоих типов проводили в следующих режимах (E /время ИПО/флуенс энергии H_e): 25 эВ/300 с/60 Дж · см⁻², 40 эВ/500 с/150 Дж · см⁻², 65 эВ/120 с/60 Дж · см⁻², 200 эВ/10 с/ 15 Дж · см⁻². Такие сочетания E и времени ИПО приводили к распылению слоя Pt толщиной 50 нм (за исключением режима 25 эВ/300 с/ 60 Дж · см⁻², в котором утонения пленки Pt не происходило).

Анализ морфологии поверхности пленки Pt до и после ИПО осуществлялся с помощью скани-

рующего туннельного микроскопа (СТМ) GPI-Cryo-SEM. Сканирующая головка микроскопа вместе с закрепленным на ней образцом размещалась в вакуумной камере сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Supra-40 (Carl Zeiss). В качестве зонда использовалась платиновая игла, такие зонды используются, в том числе, в СТМ-исследованиях тонких поликристаллических пленок металлов [12–14]. Использованные нами зонды из Pt обеспечивали атомарное разрешение на образцах высокоориентированного пирографита. Измерения проводились при комнатной температуре, в камере микроскопа поддерживался вакуум около 10⁻⁴ Па, во всех случаях сканирование проводилось при напряжении туннельного промежутка 130 мВ и туннельном токе 0.5 нА. Поверхность исходных пленок была также исследована с помощью СЭМ Supra-40, имеющего разрешающую способность 2 нм. На рис. 1 приведены СЭМ (рис. 1а) и СТМ (рис. 1б) изображения поверхности исходной пленки Pt типа 2. Из рисунка видно, что в обоих случаях получены четкие изображения зерен, разделенных ясно наблюдаемыми межзеренными границами. Это дает право утверждать, что разрешение, достигнутое при СТМ-измерениях, достаточно для определения количественных параметров морфологии поверхности пленок, а также, что полученные изображения не содержат артефактов. Каждый образец исследовался с помощью двух или трех разных Pt-игл, и для каждого образца были получены изображения, которые характеризовались примерно одинаковым распределением высот, шероховатостью, корреляционной длиной и площадью поверхности. Следовательно, можно утверждать, что полученные СТМ-изображения не зависят от состояния зонда. Анализ полученных данных проводился с помощью программ WSxM [15] и Gwyddion [16]. С помощью СТМ-изображений размером 1 × 1 мкм вычислялись среднеквадратичная шероховатость R , площадь поверхности S и корреляционная длина L . Корреляционная длина вычислялась путем аппроксимации соответствующей радиальной автокорреляционной функции (АКФ) функцией Гаусса, экспонентой или линейной комбинацией этих функций. Проводилось усреднение полученных результатов по 4–5 изображениям, полученным на разных участках поверхности образцов.

Были проведены рентгеноструктурные исследования исходных пленок типа 1 и 2, с помощью дифрактометра ДРОН-3М. Получены θ – 2θ -дифрактограммы, а также полюсные фигуры (ПФ) Pt(111) и Pt(200). С помощью дифрактограмм был оценен средний размер областей когерентного рассеяния, с помощью ПФ оценивалась острота кристаллической текстуры пленок.

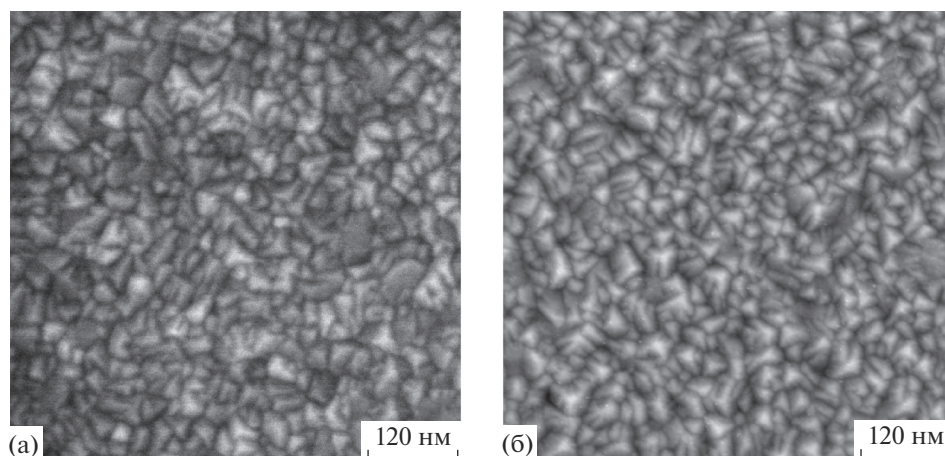


Рис. 1. СЭМ (а) и СТМ-изображение (б) поверхности исходной пленки Pt типа 2.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На дифрактограммах исходных пленок доминируют пики Pt(111) и Pt(222) (рис. 2), что свидетельствует о наличии кристаллической текстуры. Интегральная ширина пика Pt(111) для пленки типа 1 равна 0.84° , для пленки типа 2 – 0.85° . Средний размер области когерентного рассеяния, оцененный с помощью формулы Шеррера, примерно одинаков для пленок обоих типов и равен 11 нм. Анализ ПФ Pt(111) и Pt(200) показывает, что пленки типов 1 и 2 имеют аксиальную текстуру (111) с осью текстуры, сонаправленной с нормалью к поверхности (рис. 3). Остроту текстуры можно оценить с помощью ПФ Pt(111), измерив угол рассеяния текстуры [17] как полуширину сечения данной ПФ, проходящего через начало координат. Для пленки типа 1 этот угол оказывается равным 12° , для пленки типа 2 – 9° . Расчет угла рассеяния текстуры был выполнен после вычитания фона из ПФ, при этом учитывали поглощение рентгеновского излучения в пленке, изменение облучаемого объема пленки и дефокусировку при наклоне образца в процессе съемки ПФ [18]. Худшую остроту текстуры в случае пленки типа 1 можно интерпретировать как больший средний угол разориентации зерен в пленке этого типа.

На рис. 4 представлены СТМ-изображения поверхности исходных пленок Pt типов 1 и 2. Видно, что латеральные размеры зерен для пленки типа 2 лишь незначительно больше, чем таковые для пленки типа 1. На рис. 5 показаны СТМ-изображения поверхности пленки Pt типов 1 и 2 после ИПО. Поверхности пленки типа 1 и 2 после каждой ИПО похожи, однако (как будет показано ниже), количественные параметры поверхности для пленок разных типов для большинства режимов ИПО различаются.

Оценка среднего латерального размера объектов на поверхности пленки может быть сделана путем вычисления автокорреляционной функции (АКФ) [19–22]. Двумерная АКФ $G(x, y)$ представляет собой усредненное по всем точкам кадра (x_i, y_j) значение произведения $z(x_i, y_j)z(x_i + x, y_j + y)$:

$$G(x, y) = \langle z(x_i, y_j)z(x_i + x, y_j + y) \rangle, \quad (1)$$

где $z(x_i, y_j)$ – высота поверхности в точке (x_i, y_j) . Радиальная АКФ $G_r(\rho)$ получается из $G(x, y)$ усреднением по азимуту:

$$G_r(\rho) = \langle G(\rho \cos \varphi, \rho \sin \varphi) \rangle. \quad (2)$$

Определение латеральных размеров объектов с помощью радиальной АКФ вместо одномерной АКФ позволяет исключить влияние артефактов СТМ-изображений, связанных с выбором направления быстрого сканирования. В случае непериодических поверхностей радиальная АКФ имеет максимум при $\rho = 0$ и убывает до нуля с ро-

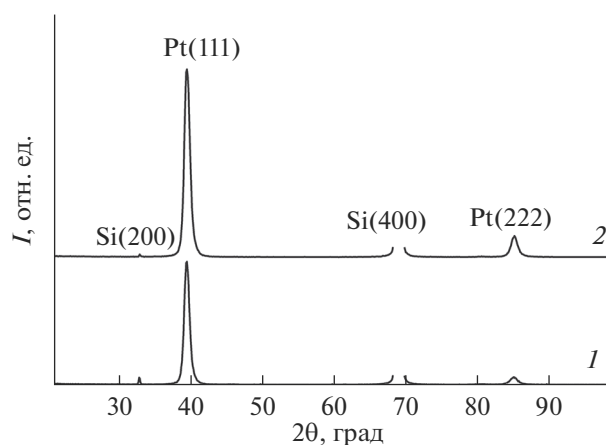


Рис. 2. Дифрактограммы исходных образцов с пленками Pt типа 1 (1) и типа 2 (2).

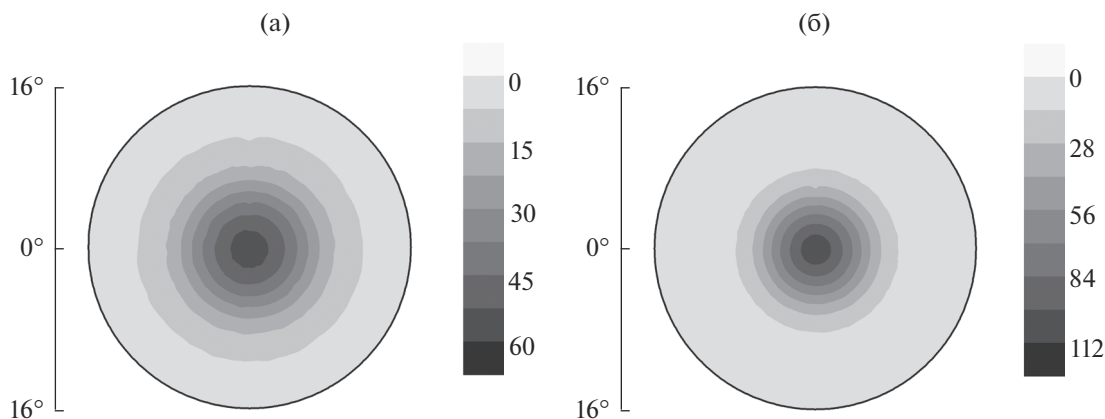


Рис. 3. Центральные части (в диапазоне углов наклона 0° – 16°) полюсных фигур Pt (111) исходных пленок Pt типа 1 (а) и типа 2 (б).

стом ρ . Размер области, в которой АКФ существенно отлична от нуля, называют корреляционной длиной L . Данный параметр принято рассматривать как меру среднего латерального размера объектов на поверхности [19, 23]. Используются разные методы вычисления L с помощью АКФ, часто зависимость $G_r(\rho)$ аппроксимируется экспонентой $\exp(-\rho/L)$ [19, 20] или функцией Гаусса $\exp(-\rho^2/L^2)$ [21, 22]. В нашем случае было найдено, что $G_r(\rho)$ лучше аппроксимируется функцией Гаусса для исходных и обработанных в режиме 25 эВ пленок, экспонентой – для обработанных в режиме 200 эВ пленок, линейной комбинацией функции Гаусса и экспоненты – для пленок, обработанных в режимах 40 и 65 эВ (рис. 6). В качестве L было выбрано расстояние, на котором аппроксимирующая АКФ-функция уменьшается до 10% от своего максимального значения. Значения R и L для поверхности пленок

обоих типов, исходных и подвергнутых ИПО, приведены в табл. 1.

Выше упоминалось, что для одних поверхностей АКФ описывается экспонентой (например, поверхности, подвергнутые полировке, плазмохимическому травлению [19, 20]), для других поверхностей АКФ может быть описана профилем Гаусса (например, поверхности металлических пленок [20, 21]). В нашем случае для исходных пленок, а также для пленок, обработанных в режиме с наименьшей энергией ионов ($E = 25$ эВ) характерно описание зависимости $G_r(\rho)$ профилем Гаусса, что в случае исходной пленки согласуется с результатами, приведенными в работах [20, 21]. Для пленок, обработанных в режиме с наибольшей энергией ионов ($E = 200$ эВ), характерно описание зависимости $G_r(\rho)$ экспонентой. В этом отношении результат распыления ионами Ag и плазмохимического травления оказывается одинаковым. Для пленок, обработанных в режимах с промежуточными значениями энергии ионов ($E = 45$ и 60 эВ) $G_r(\rho)$ одинаково плохо описывается функцией Гаусса и экспонентой, но хорошо аппроксимируется линейной комбинацией этих функций. Переход от поверхности с АКФ, описываемой гауссианой, через промежуточное состояние к поверхности с экспоненциальной АКФ происходит при увеличении E . Вид функции, описывающей АКФ, по всей видимости, определяется формой объектов, составляющих поверхность. Таким образом, трансформацию вида функции $G_r(\rho)$ с ростом E можно объяснить следующим образом. В случае исходной поверхности и при обработке с низкими E доминируют объекты с формой, характерной для поликристаллических пленок (рис. 4 и 5а), но при увеличении E морфология поверхности пленки становится характерной для поверхностей, подвергнутых травлению.

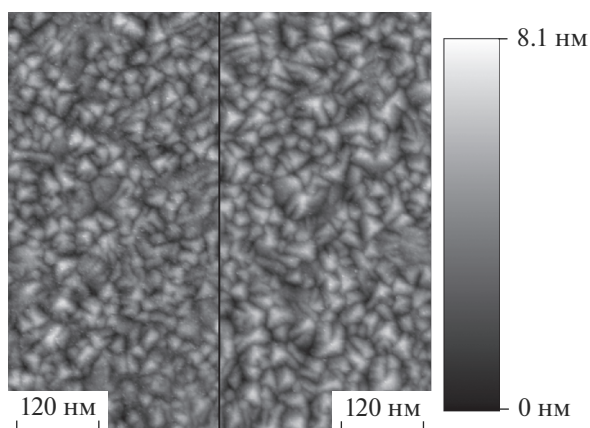


Рис. 4. СТМ-изображения поверхности исходных пленок Pt. Левый кадр – пленка типа 1, правый кадр – пленка типа 2.

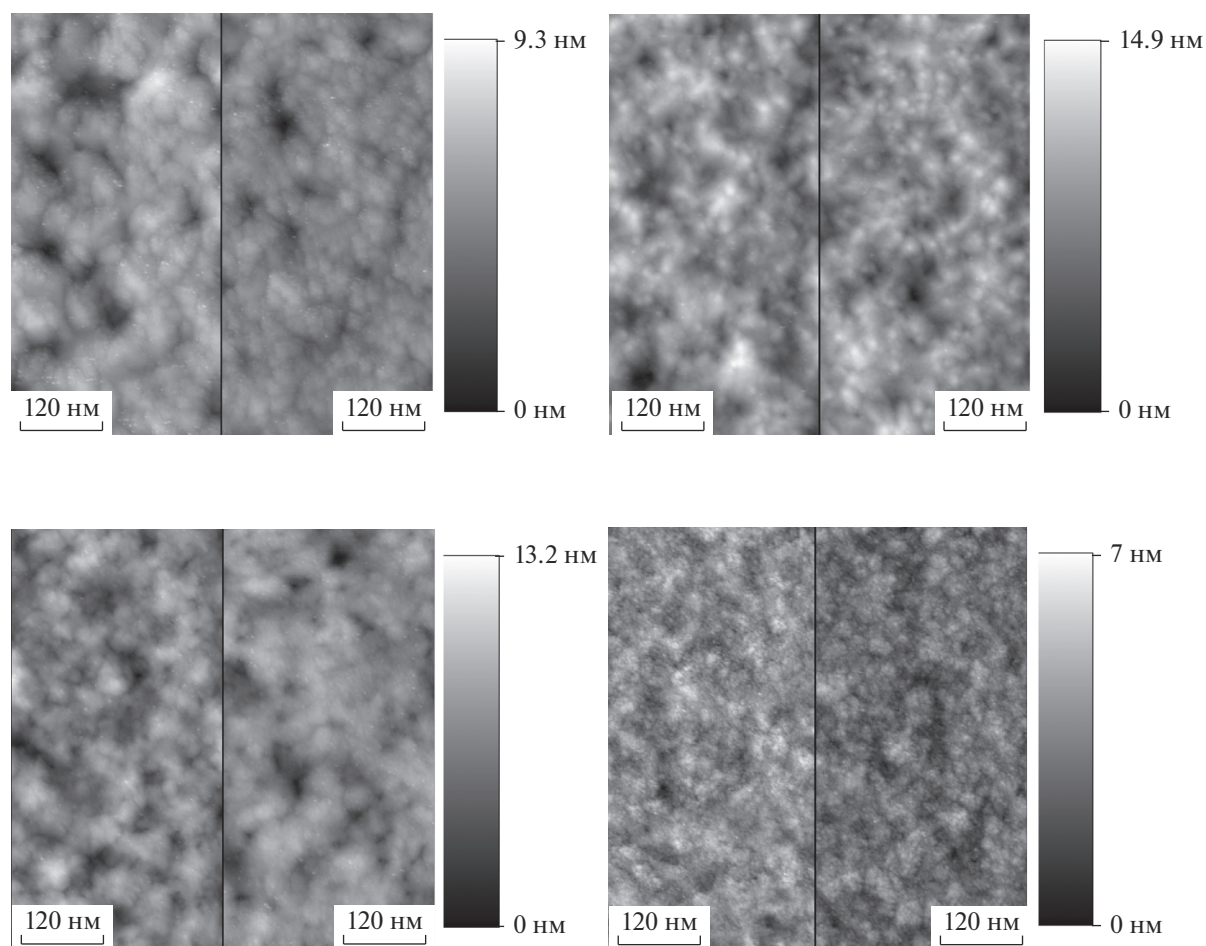


Рис. 5. СТМ-изображения поверхности пленок Pt после ИПО: а – 25 эВ/300 с, б – 40 эВ/500 с, в – 65 эВ/120 с, г – 200 эВ/10 с. Левый кадр – пленка типа 1, правый кадр – пленка типа 2.

Значения R и L исходных пленок обоих типов близки, R равна 1.09 и 1.14 нм, а L равна 11.5 нм и 13.2 нм для Pt типа 1 и типа 2 соответственно. После ИПО в режимах 40 и 65 эВ значения R и L пленок значительно больше таковых для исходных пленок, в результате ИПО 200 эВ R по сравнению с исходными пленками уменьшается на 25%, а ИПО с энергией ионов 25 эВ приводит к незначи-

тельному увеличению R для пленки типа 1 и незначительному уменьшению R для пленки типа 2. Значения R и L после ИПО с $E = 25$ эВ заметно меньше, чем R и L после ИПО с $E = 65$ эВ, хотя значение H_e для этих режимов одинаково. Заслуживает внимания факт, что после ИПО в режимах с $E = 25, 40$ и 65 эВ R и L для пленки типа 2 меньше, чем для пленки типа 1 на 25–30%. Измерения

Таблица 1. Шероховатость R и корреляционная длина L поверхности пленок типов 1 и 2 до и после ИПО

E , эВ	Исходная пленка	25	40	65	200
t , с		300	500	120	10
H_e , Дж · см ⁻²		60	150	60	15
R (тип 1), нм	1.09 ± 0.07	1.24 ± 0.19	2.55 ± 0.11	2.12 ± 0.18	0.77 ± 0.05
R (тип 2), нм	1.14 ± 0.05	0.92 ± 0.18	2.03 ± 0.20	1.66 ± 0.21	0.84 ± 0.04
L (тип 1), нм	11.5 ± 0.3	45.6 ± 5.6	55.0 ± 2.5	61.8 ± 3.7	26.4 ± 2.5
L (тип 2), нм	13.2 ± 0.5	36.5 ± 3.8	45.9 ± 4.9	48.4 ± 3.5	26.1 ± 1.5

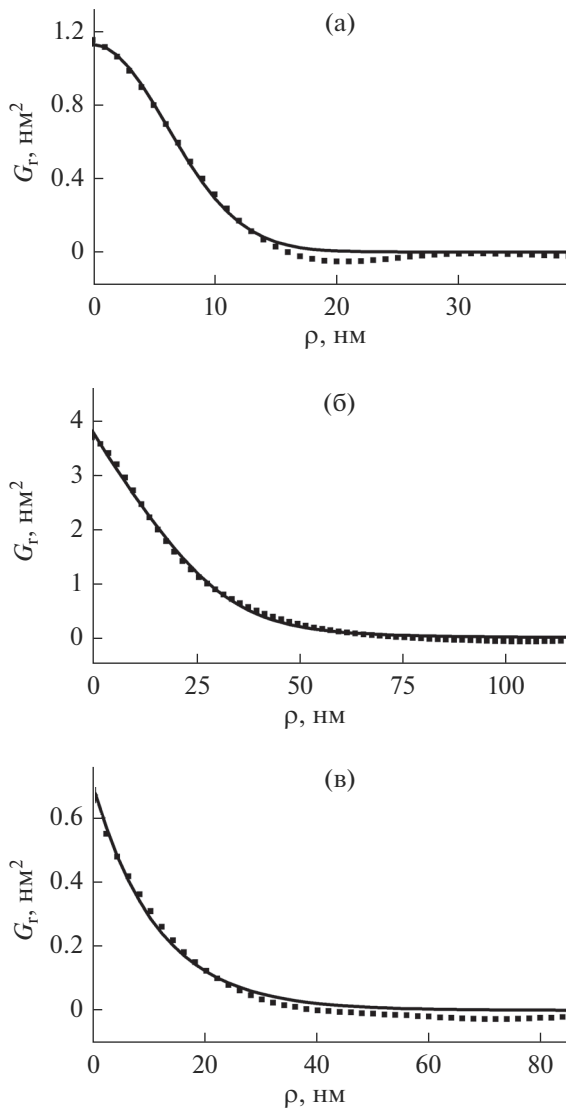


Рис. 6. Радиальные АКФ поверхности пленок Pt типа 2: а – исходная пленка, б – после ИПО 40 эВ/500 с, в – после ИПО 200 эВ/10 с. Линии – аппроксимации радиальной АКФ функцией Гаусса (а), линейной комбинацией функции Гаусса и экспоненты (б), экспонентой (в).

S для СТМ изображений размером 1×1 мкм показали, что во всех случаях S превышает значение 1 мкм^2 не более чем на 5%.

Развитие шероховатости в процессе ионной бомбардировки является типичным процессом и в случае кристаллических материалов объясняется, в том числе, дефектами кристаллической решетки [4]. Известно, что R поликристаллических материалов увеличивается из-за разной скорости распыления зерен с разными кристаллографическими ориентациями [24, 25]. Кроме того, известно, что средняя энергия связи атомов в межзеренных границах меньше, чем таковая для атомов, находящихся внутри зерна [26]. Так как порог

распыления прямо пропорционален энергии связи [27], то его среднее значение для межзеренных границ будет меньше, чем для зерен. Поэтому при ионной бомбардировке эрозия межзеренных границ происходит быстрее, чем зерен, что приводит к росту R . Преимущественное распыление межзеренных границ для поликристаллических материалов многократно наблюдалось ранее [28–31]. Можно ожидать, что для тонких текстурированных пленок, латеральные размеры зерен которых составляют единицы–десятки нанометров, данный механизм оказывает значительное влияние на развитие шероховатости во время ионной бомбардировки.

С другой стороны, в результате ионной бомбардировки нередко происходит сглаживание поверхности, что в случае металлов объясняется преимущественно поверхностной диффузией [32]. Поверхностная диффузия усиливается под действием ионной бомбардировки в результате увеличения концентрации частиц на поверхности (в основном адатомов и вакансий в приповерхностных слоях) [33]. Кроме того, ионная бомбардировка увеличивает подвижность частиц на поверхности [34–36]. В нашем эксперименте для всех режимов ИПО поверхностная диффузия, по всей видимости, интенсивна достаточно, чтобы при увеличении R (до 2.5 крат при 40 и 65 эВ) значение S не менялось. С увеличением R в процессе ИПО при постоянном значении S должны синхронно увеличиваться латеральные размеры объектов на поверхности, что и наблюдается в нашем эксперименте (табл. 1).

Латеральные и вертикальные размеры зерен, а также исходные значения R и L для пленок обоих типов примерно одинаковы, следовательно, различиями микроструктуры и морфологии поверхности исходных пленок нельзя объяснить различие R и L для пленок разных типов после ИПО с 25–65 эВ. В работе [28] было показано, что скорость распыления межзеренной границы тем выше, чем больше угол разориентации зерен, разделенных этой границей. Это означает, что при распылении поверхности поликристалла R будет расти со временем тем быстрее, чем больше среднее значение угла разориентации зерен для этого поликристалла. В нашем случае угол рассеяния текстуры для пленки типа 1 больше, чем для пленки типа 2 на 30%. Это означает, что средний угол разориентации зерен в пленке типа 1 больше, чем в пленке типа 2. Согласно сказанному выше, при распылении поверхности в одних и тех же условиях R пленки типа 1 будет больше, чем R пленки типа 2, что и наблюдается в эксперименте для ИПО с $E = 25$ –65 эВ. Таким образом, большая острота кристаллической текстуры пленки препятствует значительному развитию шероховатости и увеличению L в процессе ионной бомбардировки.

Режим ИПО-200 эВ характеризуется тем, что приводит к уменьшению R , при этом значения R и L для пленок типа 1 и типа 2 примерно одинаковы. Обе этих особенности можно объяснить доминированием сглаживания поверхности в результате поверхностной диффузии над ростом шероховатости. Так как ИПО происходит при наибольшей энергии ионов, то можно предположить, что в данном режиме поверхностная диффузия наиболее интенсивна. Данный режим обеспечивает низкую шероховатость поверхности, но не очень удобен для обработки тонких пленок из-за высокой скорости распыления.

В результате ИПО с $E = 25$ эВ в случае пленок обоих исходных типов R не меняется значительно, что можно объяснить низкой скоростью распыления для данной E . В то же время L увеличивается значительно (в 3, 4 раза), в целом, существенно меняется морфология поверхности (рис. 5а), что свидетельствует о значительной поверхностной диффузии и в этом режиме. Таким образом, можно предположить, что оптимизация параметров ИПО с E , равной ниже порога распыления, даст возможность уменьшить шероховатость обрабатываемой поверхности без заметного удаления материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе было исследовано влияние ИПО в плазме аргона со средней энергией ионов Ar 25–200 эВ на морфологию поверхности пленок Pt, осажденных как с ионным ассистированием, так и без него. Было показано, что энергии ионов 25–65 эВ при ИПО пленки Pt, полученной в результате ионно-ассистированного осаждения (типа 2), приводит к меньшим значениям R и L , чем для Pt, осажденной без ионного ассистирования (типа 1). При этом исходные пленки типов 1 и 2 характеризуются одинаковым размером зерен и одинаковой морфологией поверхности, но разной остротой текстуры. Таким образом, меньшая шероховатость после ИПО пленки типа 2 может быть объяснена меньшим средним углом разориентации зерен, приводящим к меньшей средней скорости распыления межзеренных границ. ИПО в режиме 200 эВ для пленок обоих типов приводит к примерно одинаковому уменьшению R , что может быть объяснено значительной поверхностной диффузией.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках Государственного задания ФТИАН им. К.А. Валиева РАН Минобрнауки РФ по теме № 0066-2019-0002. СТМ-исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП "Диагностика микро- и наноструктур" при финансовой поддержке Минобрнауки РФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chkhalo N.I., Mikhailenko M.S., Mil'kov A.V. et al. // Surf. Coat. Technol. 2017. V. 311. P. 351. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.01.023>
2. Chkhalo N.I., Klunakov E.B., Pestov A.E. et al. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. A. 2009. V. 603. P. 62. <https://doi.org/10.1016/j.nima.2008.12.160>
3. Технология тонких пленок. Т. 1 / Под ред. Майссела Л., Глэнга Р. М.: Советское Радио, 1977. 664 с.
4. Распыление твердых тел ионной бомбардировкой. Вып. II / Под ред. Бериша Р. М.: Мир, 1986. 488 с.
5. Csahok Z., Farkas Z., Menyhard M. et al. // Surf. Sci. 1996. V. 364. P. L600. [https://doi.org/10.1016/0039-6028\(96\)00772-8](https://doi.org/10.1016/0039-6028(96)00772-8)
6. Наумов В.В., Бочкарев В.Ф., Трушин О.С. и др. // ЖТФ. 2001. Т. 71. № 8. С. 92.
7. Афанасьев В.П., Богачев С.В., Зайцева Н.В. и др. // ЖТФ. 1996. Т. 66. № 6. С. 160.
8. Venkata Saravanan K., Ghanashyam Krishna M., James Raju K.C. // J. Appl. Phys. 2009. V. 106. P. 114102. <https://doi.org/10.1063/1.3256160>
9. Kim J.H., Shin S.C. // J. Appl. Phys. 1996. V. 80. P. 3121. <https://doi.org/10.1063/1.363124>
10. Byung Jin Kang, Jeong Hun Mun, Chan Yong Hwang, Byung Jin Cho // J. Appl. Phys. 2009. V. 106. P. 104309. <https://doi.org/10.1063/1.3254193>
11. Амиров И.И., Изюмов М.О., Наумов В.В. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2016. № 8. С. 82. <https://doi.org/10.7868/S0207352816080047>
12. Mitchell Morgan W., Bonnell Dawn A. // J. Mater. Res. 1990. V. 5. P. 2244. <https://doi.org/10.1557/JMR.1990.2244>
13. Krim J., Heyvaert I., van Haesendonck C., Bruynseraede Y. // Phys. Rev. Lett. 1993. V. 70. P. 57. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.70.57>
14. Salvadori M.C., Melo L.L., Cattani M., Monteiro O.R., Brown I.G. // Surface Review and Letters. 2003. V. 10. P. 1. <https://doi.org/10.1142/S0218625X03004561>
15. Horcas I., Fernandez R., Gomez-Rodriguez J.M. et al. // Rev. Sci. Instrum. 2007. V. 78. P. 013705. <https://doi.org/10.1063/1.2432410>
16. Necas D., Klapetek P. // Cent. Eur. J. Phys. 2012. V. 10. P. 181. <https://doi.org/10.2478/s11534-011-0096-2>
17. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Распоргуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
18. Schulz L.G. // J. Appl. Phys. 1949. V. 20. P. 1030. <https://doi.org/10.1063/1.1698268>
19. Yatsui T., Hirata K., Tabata Y. et al. // Nanotechnology. 2010. V. 21. P. 355303. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/21/35/355303>
20. Ladouceur F. // J. Lightwave Technol. 1997. V. 15. P. 1020. <https://doi.org/10.1109/50.588676>

21. Eisenmenger-Sittner C. // J. Appl. Phys. 2001. V. 89. P. 6085.
<https://doi.org/10.1063/1.1368864>
22. Trofimov V.I. // MRS Symp. Proc. 1997. V. 440. P. 401.
<https://doi.org/10.1557/PROC-440-401>
23. Jeffries J.H., Zuo J.-K., Craig M.M. // Phys. Rev. Lett. 1996. V. 76. P. 4931.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.76.4931>
24. Ogilvie G.J., Sanders J.V., Thomson A.A. // J. Phys. Chem. Solids. 1963. V. 24. P. 247.
[https://doi.org/10.1016/0022-3697\(63\)90130-6](https://doi.org/10.1016/0022-3697(63)90130-6)
25. Zdanuk E.J., Wolsky S.P. // J. Appl. Phys. 1965. V. 36. P. 1683.
<https://doi.org/10.1063/1.1703109>
26. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зерен. М.: Мир, 1975. 375 с.
27. Stuart R.V. and Wehner G.K. // J. Appl. Phys. 1962. V. 33. P. 2345.
<https://doi.org/10.1063/1.1728959>
28. Deo P.G., Sharma B.D. // Nature. 1956. V. 178. P. 812.
<https://doi.org/10.1038/178812a0>
29. Hauffe W. // Phys. Status Solidi B. 1969. V. 36. P. K83.
<https://doi.org/10.1002/pssb.19690360247>
30. Milic M., Popovic N., Nenadovic T., Bogdanov Z. // Vacuum. 1990. V. 40. P. 145. DOI (90)90141-K
<https://doi.org/10.1016/0042-207X>
31. Panayotou N.F., Tien J.K., and Gross R.A. // J. Nucl. Mater. 1976. V. 63. P. 137.
[https://doi.org/10.1016/0022-3115\(76\)90316-0](https://doi.org/10.1016/0022-3115(76)90316-0)
32. Frost F., Fechner R., Ziberi B. et al. // J. Phys.: Cond. Matt. 2009. V. 21. P. 224026.
<https://doi.org/10.1088/0953-8984/21/22/224026>
33. Gregov B., Lawson R.P.W. // Can. J. Phys. 1972. V. 50. P. 791.
<https://doi.org/10.1139/p72-112>
34. Cavaillie J.Y., Drechsler M. // Surf. Sci. 1978. V. 75. P. 342.
[https://doi.org/10.1016/0039-6028\(78\)90256-X](https://doi.org/10.1016/0039-6028(78)90256-X)
35. Robinson R.S., Rossnagel S.M. // J. Vac. Sci. Technol. 1982. V. 21. P. 790.
<https://doi.org/10.1116/1.571826>
36. Rossnagel S.M., Robinson R.S., Kaufman H.R. // Surf. Sci. 1982. V. 123. P. 89.
[https://doi.org/10.1016/0039-6028\(82\)90131-5](https://doi.org/10.1016/0039-6028(82)90131-5)

The Influence of Low-Energy Ion-Plasma Treatment on the Surface Morphology of Pt Films with the Various Strength of Crystalline Texture

R. V. Selyukov¹ *, M. O. Izyumov¹, V. V. Naumov¹

¹Valiev Institute of Physics and Technology of RAS, Yaroslavl Branch, Yaroslavl, 150007 Russia

*e-mail: rvselyukov@mail.ru

The surface morphology of 100 nm textured Pt films subjected to ion-plasma treatment (IPT) in argon plasma with Ar ion energy 25–200 eV is investigated using scanning tunneling microscope. As-deposited films are characterized by the close values of surface roughness and average grain size, but their texture strength are different. It is found that IPTs with ion energy 25–65 eV lead to the increasing of roughness, but the roughness of film with stronger texture is 25–30% less than for film with weaker texture. This result is caused by smaller average grain misorientation angle in case of stronger texture which results in the slower sputtering of grain boundaries. IPT with ion energy 200 eV leads to the decreasing of Pt surface roughness by 25% independently of Pt texture strength.

Keywords: crystalline texture, grain boundary, ion bombardment, ion-plasma treatment, surface morphology, roughness, correlation length, surface diffusion.