

УДК 533.924:538.975

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ НА ТЕКСТУРУ И МИКРОСТРУКТУРУ ПЛЕНОК Pt

© 2023 г. Р. В. Селюков^а, *, В. В. Наумов^а, М. О. Изюмов^а,
С. В. Васильев^а, Л. А. Мазалецкий^б

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

^бЯрославский государственный университет им. П.Г. Демидова,
Ярославль, 150003 Россия

*e-mail: rvselyukov@mail.ru

Поступила в редакцию 27.03.2022 г.

После доработки 09.05.2022 г.

Принята к публикации 09.05.2022 г.

Исследовано влияние низкоэнергетической ионной бомбардировки на текстуру и структуру пленки Pt толщиной 80 нм, осажденную при комнатной температуре. Обработку проводили в индуктивно связанной плазме Ag при подаче на образцы отрицательного напряжения 45–125 В и плотности ионного тока 3.3 мА/см². В результате серии обработок при каждом напряжении пленка утонялась, после каждой обработки ее структурные параметры определяли с помощью рентгеновской дифракции и сравнивали с параметрами пленок Pt толщиной 20–60 нм, осажденных в тех же условиях. Обработка при 75–125 В приводит к уменьшению среднего размера областей когерентного рассеяния на 10–25%, в режиме 45 В такое уменьшение не наблюдается. Результаты объяснены образованием и накоплением радиационных дефектов, скорость их образования меньше при напряжении 45 В. Распыление пленки во всех режимах не ухудшает остроты текстуры пленки.

Ключевые слова: тонкие пленки, платина, магнетронное распыление, ионная бомбардировка, индуктивно-связанная плазма, область когерентного рассеяния, кристаллическая текстура, кристаллическая фаза, рентгеновская дифракция, кривая качания.

DOI: 10.31857/S1028096023020097, EDN: DSNSPK

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что бомбардировка ионами инертных газов меняет кристаллическую текстуру [1–7], распределение размеров зерен [8–17] металлических пленок, а также напряжения в них [18–20]. Большинство работ посвящено исследованию влияния бомбардировки ионами с энергией более 0.5–1 кэВ, воздействие ионов с меньшей энергией изучено слабо. Вместе с тем ионную бомбардировку с энергией десятки–сотни электронвольт используют при осаждении пленок для управления их структурой и текстурой [21]. Кроме того, в [22, 23] было показано, что низкоэнергетическая ионная бомбардировка позволяет существенно менять механические напряжения в тонких пленках.

Поликристаллические пленки Pt являются подходящим модельным объектом для исследования влияния ионной бомбардировки на структуру и текстуру пленок металлов в силу химической инертности и высокой температуры плавления Pt. Кроме того, пленки Pt применяют в качестве тыльно-

го электрода в приборах с пленками перовскитоподобных сегнетоэлектриков [24, 25] и ZnO [26]. Обычно Pt в данных системах имеет аксиальную текстуру [111], характеристики которой определяют свойства пленок, осаждаемых на Pt. Таким образом, актуален поиск методов управления параметрами текстуры пленок Pt, в том числе с помощью ионной бомбардировки.

В настоящей работе исследовано воздействие бомбардировки ионами Ag на структуру и текстуру тонкой поликристаллической пленки Pt. Ионную бомбардировку осуществляли в аргоновой плазме высокочастотного (ВЧ) индукционного разряда при подаче на образцы ВЧ-смещения разной мощности [27]. На образцах возникал постоянный отрицательный потенциал 45–125 В, а плотность ионного тока была равна 3.3 мА/см². Ионная бомбардировка в данных условиях приводит к быстрому распылению материала. Структурные параметры пленки изменяются как в результате непосредственно ионной бомбардировки, так и в результате утонения пленки, так как

эти параметры неоднородно распределены по глубине [28, 29]. В работе использован метод, позволяющий выделить воздействие ионной бомбардировки, который основан на предположении о неподвижности межзеренных границ в процессе осаждения пленки. Известно, что при осаждении пленок ГЦК-металлов межзеренные границы неподвижны при гомологической температуре ниже 0.2–0.25 [30]. Таким образом, при осаждении пленки Pt при комнатной температуре (что соответствует гомологической температуре Pt 0.15) можно предположить, что межзеренные границы неподвижны. Если в одинаковых условиях при комнатной температуре провести осаждение серии пленок Pt разной толщины $h_1 < h_2 < \dots < h_N$, то можно утверждать, что распределения структурных и текстурных параметров по глубине пленки меньшей толщины h_i будут такими же, как в нижнем слое толщиной h_i пленки большей толщины h_j . Сравнивая результаты измерений структурных параметров пленок разных толщин с параметрами пленки h_N , подвергнутой серии ионных бомбардировок, при которых происходит утонение пленки, можно определить характер и степень воздействия ионной бомбардировки.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Пленки Pt толщиной 20, 40, 60, 80 нм осаждали на окисленную пластину Si(100) методом магнетронного распыления. Осаждение проводили в установке Alcatel SCR 651 Tetra при комнатной температуре с плавающим потенциалом на подложке. Давление Ar во время осаждения составляло 0.2 Па, ВЧ-мощность на мишени 400 Вт, скорость осаждения 30 нм/мин, расстояние между мишенью и подложкой 100 мм. После осаждения пленки толщиной 80 нм подвергались ионно-плазменной обработке в аргоновой плазме в реакторе индукционного ВЧ-разряда, подробно описанном в [27]. Ионно-плазменную обработку проводили при давлении Ar 0.08 Па при температуре образцов не более 45°C и плотности ионного тока 3.3 мА/см². Температуру образцов измеряли с помощью термометра AZ8803 с термопарой хромель-алюмель сразу после извлечения их из реактора. Охлаждение образцов было достигнуто путем приклеивания их вакуумной смазкой (high vacuum grease, Dow Corning) к охлаждаемому водой держателю. Ионная бомбардировка происходила в результате подачи на образец ВЧ-напряжения, что приводило к появлению на нем постоянного отрицательного потенциала. Один и тот же образец подвергался серии из четырех–шести ионно-плазменных обработок при одном и том же напряжении на нем. Серии ионно-плазменных обработок проводили при напряжении 45, 75

и 125 В. В результате каждой обработки удалялся приповерхностный слой пленки толщиной 10–20 нм. До и после каждой обработки измеряли h , а также проводили рентгеноструктурные измерения.

Толщину пленок до и после ионно-плазменной обработки измеряли с помощью рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии по методике [31]. С помощью приставки INCAx-act (Oxford Instruments) к растровому электронному микроскопу (РЭМ) Supra-40 (Carl Zeiss) при ускоряющих напряжениях 11 и 20 кВ получали энергодисперсионные спектры (EDS) исходных пленок толщиной $h_i = 20, 40, 60, 80$ нм, а также калибровочного образца – пленки Pt толщиной 100 нм, осажженной в тех же условиях, что и исследуемые пленки. Измеряли интенсивности M_α -линии Pt (~2.06 кэВ), $I_{EDS}(h_i)$ и $I_{EDS}(100 \text{ нм})$ соответственно. Далее строили калибровочную кривую – зависимость $I_{EDS}(h_i)/I_{EDS}(100 \text{ нм})$ от h_i , которую аппроксимировали кусочно-линейной функцией. Толщины исходных пленок были измерены по РЭМ-изображениям сколов соответствующих образцов. В тех же условиях получали спектры исследуемого (толщиной h нм) и калибровочного образцов. Толщину пленки находили с помощью калибровочной кривой по величине $I_{EDS}(h \text{ нм})/I_{EDS}(100 \text{ нм})$. Наличие в спектрах интенсивных пиков Si и O при 11 и 20 кВ свидетельствует о том, что при съемке спектра глубина возбуждения превышала толщину пленки. Таким образом, условия съемки спектров позволяют измерять h . Полученные результаты были одинаковыми для обоих ускоряющих напряжений.

Съемку дифрактограмм в режиме θ – 2θ -сканирования проводили с помощью дифрактометра ARL X'tra (Thermo Fisher Scientific) с шагом 0.02°, скорость сканирования составляла 0.15 град/мин. Использовали рентгеновскую трубку с медным анодом. Линию CuK_β устраняли, выбирая порог дискриминатора амплитуды импульсов, поступающих с детектора. Профили дифракционных максимумов исходно представляли собой сумму компонент $\text{CuK}_{\alpha 1}$ и $\text{CuK}_{\alpha 2}$, $\text{CuK}_{\alpha 2}$ -компоненту удаляли методом Речингера. Средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D и величину микродеформаций определяли с помощью анализа профиля дифракционного максимума Pt 111 методом аппроксимаций [32, 33]. Аппаратную функцию определяли методом аппроксимации профилей дифракционных максимумов эталона NIST SRM 1976a.

Съемку дифрактограмм, полюсных фигур Pt{111} и Pt{200} а также кривых качения отражений 111 Pt проводили с помощью дифрактометра ДРОН-3М с шагом по ω 0.05°. С помощью кривых качения оценивали остроту текстуры пленок, а также относительную долю кристаллической

фазы δ . В качестве количественной меры остроты текстуры принято использовать полуширину кривой качания $\Delta\omega$. Доля кристаллической фазы есть отношение количества этой фазы к общему количеству материала в образце. Существует ряд трудностей при определении δ в пленках. Методики измерения δ , основанные на определении размеров зерен [34, 35] и модуля Юнга [36], применимы только к материалам с равноосными зёрнами, в то время как пленки часто состоят из столбчатых зерен. В рентгеновской дифрактометрии δ часто определяют, как отношение интенсивностей дифракционных пиков исследуемого образца и эталона из того же материала с известным значением δ [37]. Подобный эталон можно получить не всегда, поэтому таким методом часто определяют значения δ относительно одного из образцов, для которого δ принимают равным единице [38–40], однако при этом пренебрегают различием в остроте текстур разных образцов. Это различие учитывает предложенная в [41] методика определения относительных значений δ для пленок с аксиальной текстурой $[hkl]$ с помощью кривых качания. Методика предусматривает суммирование интенсивности излучения, дифрагированного на зернах различной ориентации $[hkl]$ относительно нормали к поверхности. Однако данная методика может быть применена к пленкам, содержащим только одну кристаллическую фазу. Учитывая неоднородность распределения структурных параметров пленки по ее глубине t , правильно характеризовать пленку зависимостями $\Delta\omega(t)$ и $\delta(t)$. Однако получить такие распределения с помощью рентгеновской дифрактометрии затруднительно, поэтому при расчетах пренебрегали зависимостью $\Delta\omega$ и δ от t и, таким образом, вычисляли эффективные значения $\Delta\omega_{\text{eff}}$ и δ_{eff} . Параметр $\Delta\omega_{\text{eff}}$ определяли, как полуширину кривой качания 111 Pt с учетом фона, поглощения рентгеновского излучения в пленке и изменения облучаемого объема в процессе съемки кривой качания. Параметр δ_{eff} находили как $\Delta_{\text{eff}}/\Delta_{\text{eff max}}$ – отношение количества кристаллической фазы Δ_{eff} к количеству такой фазы в образце сравнения $\Delta_{\text{eff max}}$. Параметры Δ_{eff} и $\Delta_{\text{eff max}}$ определяли с помощью интегрирования кривой качания с учетом тех же поправок, что и при вычислении $\Delta\omega_{\text{eff}}$ [41]:

$$\Delta_{\text{eff}} = \beta(h) \int_0^{2\theta} \frac{I_{\text{RC}}(h, \omega) - I_{\text{RCbg}}(h, \omega)}{1 - \exp(-h/L)} \times \times \frac{\sin \omega}{I_0 S L} \sin |\theta_{111} - \omega| d\omega, \quad (1)$$

где β – ширина дифракционного пика 111 пленки толщиной h , θ_{111} – угол дифракции, при котором наблюдается максимум 111, при съемке кривой качания детектор установлен в положение θ_{111} ,

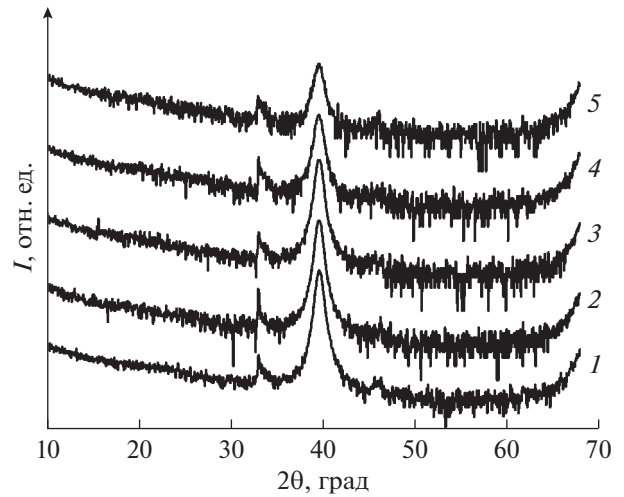


Рис. 1. Дифрактограмма образца с пленкой Pt толщиной 80 нм исходной (1), а также после одной (2), двух (3), трех (4) и четырех (5) ионно-плазменных обработок при напряжении на образце 75 В.

ω – угол качания образца, при съемке кривой качания ω меняется в пределах от нуля до 2θ , I_0 – интенсивность падающего на образец излучения, S – площадь поперечного сечения пучка перед образцом, I_{RC} – кривая качания пленки толщиной h , I_{RCbg} – фон, съемку фона проводили при установке детектора на угол $2\theta_{111} + 3^\circ$, $1/L = \mu/\sin \omega + \mu/\sin(2\omega - \theta_{111})$, μ – коэффициент поглощения рентгеновского излучения.

С помощью полюсных фигур было найдено, что исходные пленки обладают аксиальной текстурой [111], также был определен угол отклонения оси текстуры от нормали к поверхности пленки. Во всех случаях данный угол не превышал 2° .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены дифрактограммы пленки Pt, исходной и подвергнутой серии ионно-плазменных обработок при напряжении на пленке 75 В. На дифрактограммах присутствуют только пики Si 200 при $2\theta \sim 33^\circ$ и Pt 111 при $2\theta \sim 39.7^\circ$. Таким образом, исходная пленка характеризуется текстурой [111], которая сохраняется в результате ионно-плазменной обработки. Серии обработок при 45 и 125 В также не меняют текстуру [111].

На рис. 2 представлены зависимости D от h для исходных пленок Pt с $h = 20$ –80 нм, а также для исходной пленки Pt толщиной 80 нм, подвергнутой серии ионно-плазменных обработок при 45, 75 и 125 В. Серии при 75 и 125 В были проведены дважды на пленках, осажденных в одном процессе, результаты повторных экспериментов приведены на рис. 2г, д. Для исходных пленок характе-

рен сублинейный рост D с h . Данный результат согласуется с зависимостями размера зерна от h тонких пленок Pt, найденными в [42]. Независимо от режима ионно-плазменной обработки (ИПО) размер ОКР $D_{\text{ИПО}}$ превышает размер ОКР исходных пленок равной толщины ($D_{\text{исх}}$) при $h > 30\text{--}40$ нм, разница составляет 10–20%. При меньших h наблюдается $D_{\text{ИПО}} \leq D_{\text{исх}}$, различие при этом также составляет 10–25%. Исключением является режим при 45 В, когда $D_{\text{ИПО}} > D_{\text{исх}}$ во всем диапазоне h . Результат $D_{\text{ИПО}} > D_{\text{исх}}$ для распыления приповерхностных областей пленки толщиной 80 нм может иметь два объяснения. Если придерживаться допущения о неподвижности межзеренных границ при осаждении, то данный результат можно объяснить увеличением размеров ОКР под действием ионной бомбардировки. Авторами не найдено данных об аналогичных экспериментах в литературе, однако известно, что осаждение, сопровождающееся ионной бомбардировкой растущей пленки, при энергии ионов, не превышающих определенное значение, улучшает ее структуру [21], что объясняется повышением подвижности адатомов. В частности, в [21] было найдено, что при ионно-ассистированном осаждении пленки Ni напряжение на подложке 30–60 В приводит к большим D по сравнению с режимами 0 В, а также 90–180 В. С другой стороны, результат $D_{\text{ИПО}} > D_{\text{исх}}$ может свидетельствовать о росте ОКР в процессе осаждения в результате движения, по крайней мере, малоугловых границ зерен. Однако одним лишь ростом ОКР при осаждении нельзя объяснить результат $D_{\text{ИПО}} \leq D_{\text{исх}}$, полученный для толщин пленок менее 30–40 нм. Уменьшение размеров ОКР для финальных циклов серии ионно-плазменной обработки при 75 и 125 эВ может быть объяснено образованием радиационных дефектов, как это было сделано в [43, 44] для объяснения появления зерен размером 10 нм в результате низкоэнергетической бомбардировки ионами Ag кристалла Ag. Похожий эффект наблюдался и при ионно-ассистированном осаждении пленки Ni, когда приложение к подложке смещения более 50 В привело к уменьшению D [21]. Также в [45] было найдено, что в пленке Pt, осажденной с использованием бомбардировки ионами Ag с энергией 150 эВ, параметр D на ~15% меньше по сравнению с пленкой, полученной без ионной бомбардировки. Таким образом, можно утверждать, что ионно-плазменная обработка в режимах 75–125 В приводит к незначительному уменьшению размеров ОКР, которое на начальных стадиях распыления не наблюдается из-за роста ОКР на 10–20% при осаждении, но наблюдается при продолжительной ионной бомбардировке, вероятно, из-за накопления радиационных дефектов. Данный эффект не наблюдается в режиме 45 В, вероятно, из-за более низкой скоро-

сти дефектообразования. Сделанное выше предположение о росте ОКР в результате ионной бомбардировки, таким образом, не находит подтверждения, по крайней мере для режимов 75 и 125 В. Для режима 45 В рост ОКР нельзя исключать, однако в данном режиме его невозможно отделить от увеличения при осаждении. Сам же рост ОКР произошел, вероятно, из-за некоторого нагрева пленки в процессе осаждения.

С помощью полюсных фигур Pt{111} и Pt{200} было найдено, что в результате ионно-плазменной обработки тип и угол наклона текстуры не изменяются. На рис. 3 и 4 приведены зависимости $\Delta\omega_{\text{eff}}(h)$ и $\delta_{\text{eff}}(h)$ для исходных пленок, а также для обработанных в разных режимах пленок толщиной 80 нм. На рис. 3 видно, что при $h > 30\text{--}40$ нм зависимости $\Delta\omega_{\text{eff}}(h)$ исходной и подвергнутой распылению пленки в пределах погрешности совпадают. Однако при $h < 30$ нм в случае пленки, подвергнутой обработке, наблюдается некоторое уменьшение $\Delta\omega_{\text{eff}}$ (~1°). Такой же результат наблюдается и в повторных экспериментах при 75 и 125 В (на рис. 3 не показаны), его можно объяснить следующим образом. Из приведенных выше зависимостей $D(h)$ был сделан вывод о росте ОКР в процессе осаждения. Термический рост зерен принято разделять на нормальный, обусловленный минимизацией энергии межзеренных границ, и аномальный, обусловленный минимизацией поверхностной энергии [30]. Известно также, что текстура пленок, осаждаемых на неориентирующие подложки, обычно определяется минимумом поверхностной энергии. В результате пленки, например ГЦК-металлов приобретают текстуру [111]. Таким образом, аномальный рост приводит к улучшению такой текстуры. Термический аномальный рост наблюдался в пленках Pt [33], поэтому можно объяснить наблюдаемое отклонение кривой $\Delta\omega_{\text{eff}}(h)$, полученной при распылении пленок толщиной 80 нм, от кривой исходных пленок ростом, произошедшим при осаждении. Однако данный результат находится в противоречии с упомянутым выше уменьшением размеров ОКР при финальных циклах ионно-плазменной обработки в режимах 75 и 125 В, так как уменьшение размеров ОКР подразумевает образование новых межзеренных границ, что означает усиление разориентации. Это противоречие нельзя объяснить тем, что вносимая ионной бомбардировкой разориентация не полностью компенсирует улучшение текстуры, происходящее за счет роста ОКР. В режиме распыления 45 В происходит увеличение ОКР при толщинах $h < 30$ нм, а в режимах 75 и 125 В, наоборот, уменьшение, однако это различие никак не отражается на наблюдаемом отклонении $\Delta\omega_{\text{eff}}$, которое во всех экспериментах примерно одинаково и равно ~1° при $h < 30$ нм.

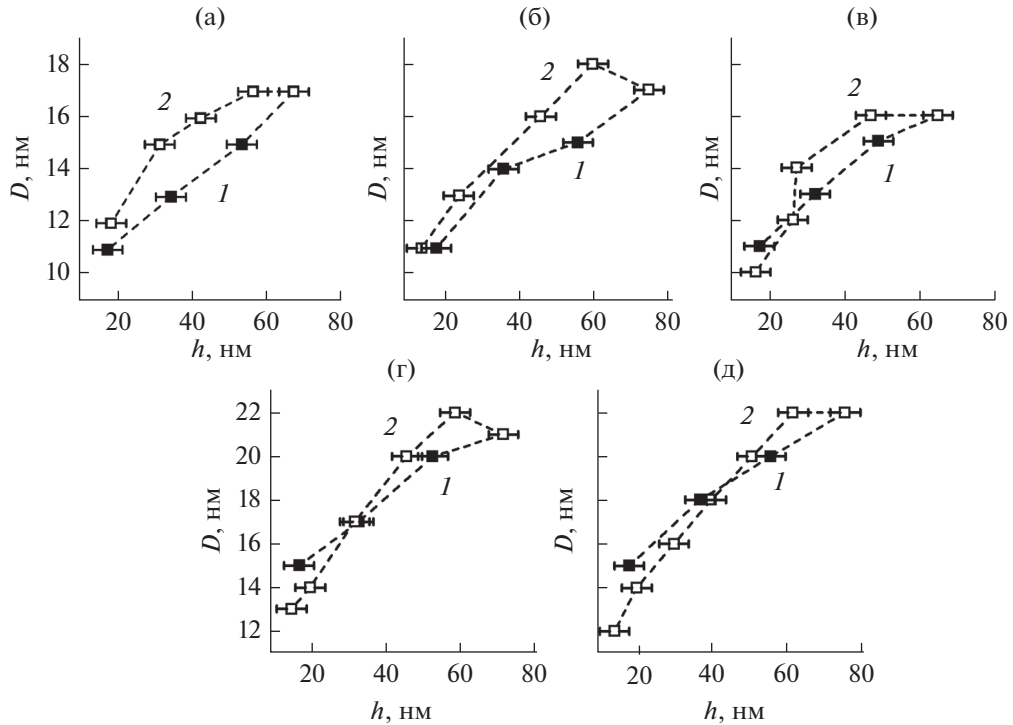


Рис. 2. Зависимость среднего размера ОКР $D(h)$ в исходной пленке Pt (1) и пленке Pt толщиной 80 нм, подвергнутой серии ионно-плазменных обработок (2) при напряжении на образце: 45 (а); 75 (б, г); 125 В (в, д). Результаты (г) и (д) получены при повторении экспериментов (б) и (в) соответственно с другими исходными образцами, полученными в одном и том же процессе.

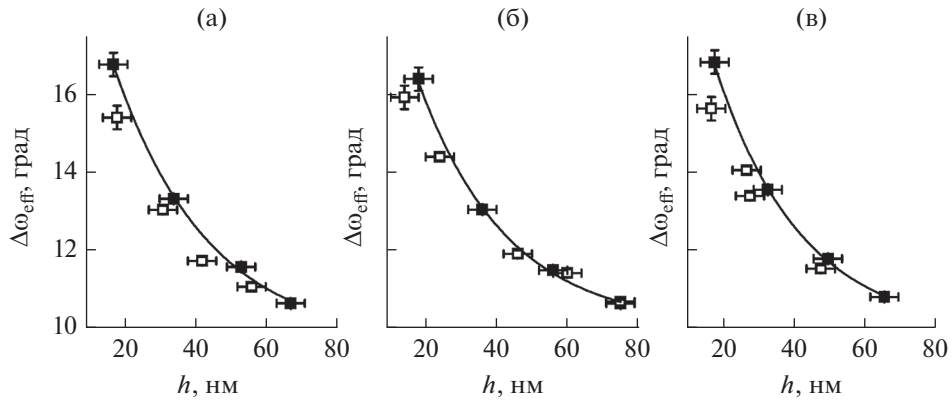


Рис. 3. Зависимость полуширины кривой качания 111 Pt $\Delta\omega_{\text{eff}}(h)$ для исходных пленок Pt (закрашенные символы) и пленки Pt толщиной 80 нм, подвергнутой серии ионно-плазменных обработок (пустые символы) при напряжении на образце: 45 (а); 75 (б); 125 В (в). Линия – аппроксимация зависимости $\Delta\omega_{\text{eff}}(h)$ экспонентой для исходных пленок.

Наблюдаемое противоречие пока не находит объяснения.

На рис. 4 видно, что значения δ_{eff} для пленки, подвергнутой распылению ($\delta_{\text{effИПО}}$), и для исходных пленок ($\delta_{\text{effИСХ}}$) различаются независимо от режима не более чем на 15%, кроме режима 125 В, где различие при малых h достигает 25%. Для режима 45 В во всем диапазоне толщин $\delta_{\text{effИПО}} > \delta_{\text{effИСХ}}$,

что коррелирует с зависимостью $D(h)$. В двух сериях распылений, проведенных в режимах 75 и 125 В (рис. 4в, д), также наблюдается корреляция с $D(h)$, а именно при $h \sim 30$ нм размер ОКР и $\delta_{\text{effИПО}}$ для пленки, подвергнутой распылению, становятся меньше, чем D и $\delta_{\text{effИСХ}}$ для исходной пленки такой же толщины. Сам факт корреляции объясняется тем, что при уменьшении D из-за увеличения суммарного объема границ зерен уменьшает-

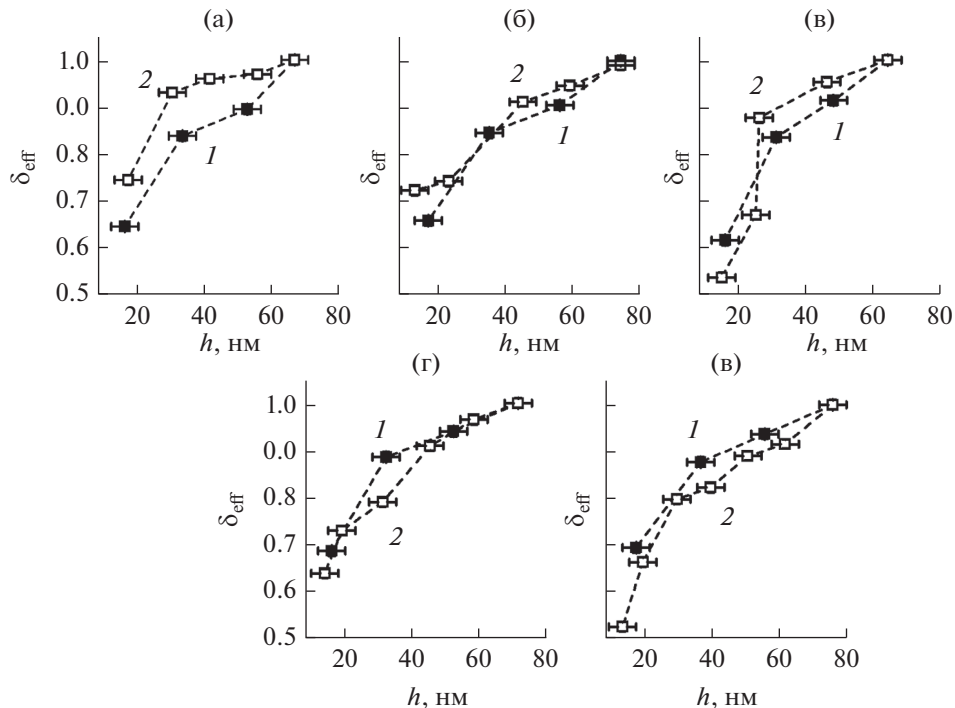


Рис. 4. Зависимость относительной доли кристаллической фазы $\delta_{\text{eff}}(h)$ в исходных пленках Pt (1) и пленке Pt толщиной 80 нм, подвергнутой серии ионно-плазменных обработок (2) при напряжении на образце: 45 (а); 75 (б, г); 125 В (в, д). Результаты (г) и (д) получены при повторении экспериментов (б) и (в) соответственно с другими исходными образцами, полученными в одном и том же процессе.

ся и δ_{eff} . Из-за наблюдаемой корреляции полученные зависимости $\delta_{\text{eff}}(h)$ могут быть объяснены аналогично зависимостям $D(h)$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сравнение зависимостей размеров ОКР от толщины исходной и подвергнутой распылению пленок Pt показало, что в использованном режиме при осаждении пленки толщиной 80 нм происходит рост размеров ОКР на 10–20%. Данный результат затрудняет определение воздействия ионной бомбардировки на текстуру и микроструктуру Pt. Однако было показано, что распыление более 50–60% толщины пленки в режимах со смещением на пленке 75–125 В приводит к уменьшению ОКР на 10–25%, а также δ по сравнению с исходной пленкой, тогда как распыление в режиме 45 В такого результата не дает. Уменьшение ОКР и δ_{eff} было объяснено накоплением радиационных дефектов. Распыление во всех режимах не ухудшает остроту текстуры пленки.

БЛАГОДАРНОСТИ

Рентгенографические и микроскопические исследования проведены с использованием оборудования ЦКП “Диагностика микро- и наноструктур” при финансовой поддержке Минобрнауки РФ. Работа вы-

полнена в рамках государственного задания ФТИАН им. К.А. Валиева РАН Минобрнауки РФ по теме № FFNN-2022-0017.

Конфликт интересов: авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Van Wyk G.N. // Rad. Eff. Lett. 1981. V. 57. № 6. P. 187. <http://doi.org/10.1080/01422448108226518>
2. Popovic N., Milic M., Bogdanov Z., Petrovic R. // Vacuum. 1990. V. 40. № 1–2. P. 149. [http://doi.org/10.1016/0042-207X\(90\)90142-L](http://doi.org/10.1016/0042-207X(90)90142-L)
3. Dobrev D. // Thin Solid Films. 1982. V. 92. № 1–2. P. 41. [http://doi.org/10.1016/0040-6090\(82\)90186-9](http://doi.org/10.1016/0040-6090(82)90186-9)
4. Marinov M., Dobrev D. // Thin Solid Films. 1977. V. 42. № 3. P. 265. [http://doi.org/10.1016/0040-6090\(77\)90361-3](http://doi.org/10.1016/0040-6090(77)90361-3)
5. Fu E.G., Wang Y.Q., Zou G.F., Xiong J., Zhuo M.J., Wei Q.M., Baldwin J.K., Jia Q.X., Shao L., Misra A., Nastasi M. // Appl. Phys. A. 2012. V. 108. № 1. P. 121. <http://doi.org/10.1007/s00339-012-6865-y>
6. Fu E.G., Wang Y.Q., Nastasi M. // J. Phys. D. 2012. V. 45. № 49. P. 495303. <http://doi.org/10.1088/0022-3727/45/49/495303>
7. Olliges S., Gruber P., Bardill A., Ehrler D., Carstanjen H.D., Spolenak R. // Acta Mater. 2006. V. 54. № 20. P. 5393. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.07.005>

8. *Li J., Liu J.C., Mayer J.W.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1989. V. 36. № 3. P. 306.
[http://doi.org/10.1016/0168-583X\(89\)90672-1](http://doi.org/10.1016/0168-583X(89)90672-1)
9. *Liu J.C., Li J., Mayer J.W.* // J. Appl. Phys. 1990. V. 67. № 5. P. 2354.
<http://doi.org/10.1063/1.345530>
10. *Liu J.C., Nastasi M., Mayer J.W.* // J. Appl. Phys. 1987. V. 62. № 2. P. 423.
<http://doi.org/10.1063/1.339815>
11. *Kaoumi D., Motta A.T., Birtcher R.C.* // J. ASTM Int. 2007. V. 4. № 8. P. JAI100743.
<http://doi.org/10.1520/JAI100743>
12. *Blazhevich S., Kamyshanchenko N., Martynov I., Neklyudov I.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2002. V. 193. № 1–4. P. 312.
[http://doi.org/10.1016/S0168-583X\(02\)00797-8](http://doi.org/10.1016/S0168-583X(02)00797-8)
13. *Atwater H.A., Thompson C.V., Smith H.I.* // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. № 5. P. 2337.
<http://doi.org/10.1063/1.341665>
14. *Lilienfeld D.A., Borgesen P., Meyer P.* // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 1991. V. 235. P. 571.
<http://doi.org/10.1557/PROC-235-571>
15. *Hasegawa Y., Fujimoto Y., Okuyama F.* // Surf. Sci. Lett. 1985. V. 163. № 2–3. P. L781.
[http://doi.org/10.1016/0167-2584\(85\)90883-7](http://doi.org/10.1016/0167-2584(85)90883-7)
16. *Naeem M.D., Rossnagel S.M., Rajan K.* // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 1994. V. 343. P. 113.
<http://doi.org/10.1557/PROC-343-113>
17. *Naeem M.D., Leary H.J., Rajan K.* // J. Electron. Mater. 1992. V. 21. № 12. P. 1087.
<http://doi.org/10.1007/BF02667598>
18. *Chan W.-L., Zhao K., Vo N., Ashkenazy Y., Cahill D.G., Averbach R.S.* // Phys. Rev. B. 2008. V. 77. № 20. P. 205405.
<http://doi.org/10.1103/PhysRevB.77.205405>
19. *Mayr S.G., Averbach R.S.* // Phys. Rev. B. 2003. V. 68. № 21. P. 214105.
<http://doi.org/10.1103/PhysRevB.68.214105>
20. *Misra A., Fayeulle S., Kung H., Mitchell T.E., Nastasi M.* // J. Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 1999. V. 148. № 1–4. P. 211.
[http://doi.org/10.1016/S0168-583X\(98\)00780-0](http://doi.org/10.1016/S0168-583X(98)00780-0)
21. *Наумов В.В., Бочкарев В.Ф., Трушин О.С., Горячев А.А., Хасанов Э.Г., Лебедев А.А., Куницын А.С.* // ЖТФ. 2001. Т. 71. № 8. С. 92.
22. *Бабушкин А.С., Уваров И.В., Амиров И.И.* // ЖТФ. 2018. Т. 88. № 12. С. 1845.
<http://doi.org/10.21883/JTF.2018.12.46786.37-18>
23. *Babushkin A., Selyukov R., Amirov I.* // Proc. SPIE. 2019. V. 11022. P. 1102223.
<http://doi.org/10.1117/12.2521617>
24. *Silva J.P.B., Sekhar K.C., Almeida A., Agostinho Moreira J., Martin-Sanchez J., Pereira M., Khodorov A., Gomes J.M.* // J. Appl. Phys. 2012. V. 112. № 4. P. 044105.
<http://doi.org/10.1063/1.4748288>
25. *Воротилов К.А., Жигалина О.М., Васильев В.А., Сизгов А.С.* // ФТТ. 2009. Т. 51. № 7. С. 1268.
26. *Mirica E., Kowach G., Evans P., Du H.* // Cryst. Growth Des. 2004. V. 4. № 1. P. 147.
<http://doi.org/10.1021/cg025595j>
27. *Амиров И.И., Изюмов М.О., Наумов В.В.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2016. № 8. С. 82.
<http://doi.org/10.7868/S0207352816080047>
28. *Kuru Y., Welzel U., Mittemeijer E.J.* // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. № 22. P. 221902.
<http://doi.org/10.1063/1.4902940>
29. *Abbas K., Alaie S., Ghasemi-Baboly M., Elahi M.M.M., Anjum D.H., Chaieb S., Leseman Z.C.* // J. Micromech. Microeng. 2016. V. 26. P. 015007.
<http://doi.org/10.1088/0960-1317/26/1/015007>
30. *Thompson C.V.* // Annu. Rev. Mater. Sci. 2000. V. 30. P. 159.
<http://doi.org/10.1146/annurev.matsci.30.1.159>
31. *Sweeney Jr.W.E., Seebold R.E., Birks L.S.* // J. Appl. Phys. 1960. V. 31. № 6. P. 1061.
<http://doi.org/10.1063/1.1735746>
32. *Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н.* // Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. С. 351.
33. *Селюков Р.В., Наумов В.В., Васильев С.В.* // ЖТФ. 2018. Т. 88. № 6. С. 926.
<http://doi.org/10.21883/JTF.2018.06.46027.25264>
34. *Palumbo G., Thorne S.J., Aust K.T.* // Scr. Metall. Mater. 1990. V. 24. № 7. P. 1347.
[http://doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90354-J](http://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90354-J)
35. *Yamasaki T.* // Scr. Mater. 2001. V. 44. № 8–9. P. 1497.
[http://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)00720-5](http://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00720-5)
36. *Roebben G., Sarbu C., Lubec T., Van der Biest O.* // Mat. Sci. Eng. A. 2004. V. 370. № 1–2. P. 453.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2003.05.004>
37. *Cullity B.D.* // Elements of X-ray Diffraction. Addison–Wesley Publishing Company, Inc., 1956. P. 388.
38. *Malek M.F., Matat M.H., Khusaimi Z., Sahdan M.Z., Musa M.Z., Zainun A.R., Suriani A.B., Md Sin N.D., Abd Hamid S.B., Rusop M.* // J. Alloys Compd. 2014. V. 582. № 5. P. 12.
<http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.202>
39. *Ho M.-Y., Gong H., Wilk G.D., Busch B.W., Green M.L., Voyles P.M., Muller D.A., Bude M., Lin W.H., See A., Loomans M.E., Lahiri S.K., Raisanen P.I.* // J. Appl. Phys. 2003. V. 93. № 3. P. 1477.
<http://doi.org/10.1063/1.1534381>
40. *Heiroth S., Frison R., Rupp J.L.M., Lippert T., Meier E.J.B., Gubler E.M., Dobeli M., Conder K., Wokaun A., Gauckler L.J.* // Solid State Ionics. 2011. V. 191. № 1. P. 12.
<http://doi.org/10.1016/j.ssi.2011.04.002>
41. Труды ФТИАН. Т. 28: Квантовые компьютеры, микро- и нанoeлектроника: физика, технология, диагностика и моделирование / Ред. Махвиладзе Т.М. М.: Наука, 2019. С. 131.

42. *Jeffries J.H., Zuo J.-K., Craig M.M.* // Phys. Rev. Lett. 1996. V. 76. № 26. P. 4931.
<http://doi.org/10.1103/PhysRevLett.76.4931>
43. *Ogilvie G.J.* // J. Phys. Chem. Solids. 1959. V. 10. № 2–3. P. 222.
[http://doi.org/10.1016/0022-3697\(59\)90079-4](http://doi.org/10.1016/0022-3697(59)90079-4)
44. *Ogilvie G.J., Thompson A.A.* // J. Phys. Chem. Solids. 1961. V. 17. № 3–4. P. 203.
[http://doi.org/10.1016/0022-3697\(61\)90184-6](http://doi.org/10.1016/0022-3697(61)90184-6)
45. *Balaji S., Satyam P.V., Lakshminarayanan V., Mohan S.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2004. V. 217. № 3. P. 423.
<http://doi.org/10.1016/j.nimb.2003.11.080>

Influence of Low-Energy Ion Bombardment on the Texture and Microstructure of Pt Films

R. V. Selyukov^{1, *}, V. V. Naumov¹, M. O. Izyumov¹, S. V. Vasilev¹, L. A. Mazaletskiy²

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

²*P.G. Demidov Yaroslavl State University, Yaroslavl, 150003 Russia*

**e-mail: rvselyukov@mail.ru*

The influence of low-energy ion bombardment on the texture and microstructure of an 80-nm-thick Pt film deposited at room temperature was investigated. The treatment was carried out in inductively coupled Ar plasma with a negative bias of 45–125 V applied to the specimens and an ion current density of 3.3 mA/cm². As a result of a series of treatments at each bias, the film was thinned; after each treatment, its structural parameters were determined using X-ray diffraction and compared with those of Pt films 20–60 nm thick deposited under the same conditions. Treatment at 75–125 V led to a decrease in the average size of coherent scattering regions by 10–25%; in the 45 V mode, such a decrease was not observed. These results were explained by the formation and accumulation of radiation defects, the rate of their generation was lower at bias of 45 V. Film sputtering in all modes did not worsen the sharpness of the film texture.

Keywords: thin films, platinum, magnetron sputtering, ion bombardment, inductively-coupled plasma, coherent scattering region, crystal texture, crystal phase, X-ray diffraction, rocking curve.