

01,08

Влияние отжига при температуре 450°С на микроструктуру деформированного сплава Cu-1.5Pd-3Ag (at.%)

© О.С. Новикова¹, А.Ю. Волков¹, Ю.В. Корх¹, С.О. Чолах², А.И. Кухаренко^{1,2}, Ю.А. Саламатов¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
„Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина“,
Екатеринбург, Россия

E-mail: novikova@imp.uran.ru

Поступила в Редакцию 5 сентября 2024 г.

В окончательной редакции 18 октября 2024 г.

Принята к публикации 18 октября 2024 г.

Выполнены эксперименты по изучению поверхности и микроструктуры сплава Cu-1.5Pd-3Ag после деформации и отжига при температуре 450°С в течение 48 h с охлаждением на воздухе. Показано, что в результате такой обработки серебро выделяется на поверхности исследуемого сплава в виде каплеобразных частиц, хорошо идентифицируемых атомно-силовой и сканирующей электронной микроскопией. Поперечные размеры частиц составляют 0.1–0.5 μm , в отдельных случаях до 1 μm . Эксперименты по рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии указывают на то, что на поверхности сплава Cu-1.5Pd-3Ag образуется оксидная пленка толщиной не более 10 nm, которая защищает образец от дальнейшего окисления. По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что при отжиге сплава Cu-1.5Pd-3Ag происходит выделение частиц двух фаз на основе серебра с различной степенью обогащения: практически чистого Ag и состава, близкого к Ag-31 at.% Pd.

Ключевые слова: сплавы медь-палладий-серебро, рентгеноструктурный анализ, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия, сканирующая электронная микроскопия, атомно-силовая микроскопия.

DOI: 10.61011/FTT.2024.11.59314.230

1. Введение

Сплавы на основе меди имеют низкое электрическое сопротивление и поэтому нашли применение в электротехнике [1]. Для достижения высоких функциональных свойств в настоящее время используются сплавы с двумя и более легирующими элементами, а также применяется их сильная пластическая деформация. Такой подход позволяет совмещать разные механизмы упрочнения [2–4]. Кроме того, в последнее время к проводникам предъявляются дополнительные требования по коррозионной стойкости. Для решения этой проблемы медные проводники, к примеру, покрываются тонким слоем палладия [5]. Однако в процессе эксплуатации таких проводов палладий достаточно быстро диффундирует, формируя набор упорядоченных фаз на границе раздела.

В [6] нами установлено, что экономное легирование меди палладием (1.5 at.%) и серебром (3 at.%) позволяет повысить прочностные свойства за счет совмещения твердорастворного упрочнения и распада; показано, что старение сплава Cu-1.5Pd-3Ag в температурном интервале ниже 450°С приводит к выделению в Сu-матрице частиц фазы на основе серебра. Представляет интерес изучить структуру тройного сплава Cu-Pd-Ag и морфологию частиц фазы на основе серебра более

подробно различными методиками: с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА), сканирующей электронной (СЭМ) и атомно-силовой (АСМ) микроскопии. Химические свойства поверхности и приповерхностных слоев предполагается исследовать методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС).

Старение сплавов Cu-Ag проводят, как правило, при температуре 375–450°С в течение 12–20 h [7–9]. В ходе такого отжига происходит выделение частиц серебра. В настоящей работе продолжительность отжига сплава Cu-1.5Pd-3Ag составляла 48 h при температуре 450°С. Такое время выдержки было выбрано, чтобы гарантировать окончание всех термических диффузионных процессов, а также обеспечить равновесное состояние сплава. Ранее нами было установлено [6], что электросопротивление сплава Cu-1.5Pd-3Ag при увеличении времени выдержки от 12 до 48 h практически не меняется ($\sim 3.2 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$), что свидетельствует о достижении равновесного состояния; микротвердость при этом снижается от 1000 до 870 МПа за счет процессов возврата/рекристаллизации.

Целью настоящей работы является изучение микроструктуры и поверхности деформированного сплава Cu-1.5Pd-3Ag (at.%) после отжига при 48 h при температуре 450°С и исследование состава и морфологии фазы на основе серебра.

2. Материал и методика

Сплав Cu-1.5Pd-3Ag (at.%) был выплавлен из меди, палладия и серебра чистотой 99.98, 99.99 и 99.99% соответственно. Выплавку производили в вакууме с давлением остаточных газов менее 10^{-2} Па с разливкой в графитовый тигель. СЭМ в режиме фазового анализа показала следующий химический состав сплава: Cu-2.4Pd-5.2Ag (mass.%) / Cu-1.5Pd-3Ag (at.%). Все термообработки выполняли в вакуумированных стеклянных или кварцевых ампулах.

Слиток $\varnothing 45$ mm гомогенизировали при температуре 800°C в течение 3 h. Слиток подвергался механотермическому переделу путем последовательных операций, включающих выдержку в течение 1 h при температуре 700°C с закалкой в воду и дальнейшую деформацию на 90%. Таким образом из слитка были получены пластины толщиной 0.3 mm.

Для изучения процессов перестройки структуры и эволюции свойств проводили отжиг при температуре 450°C в течение 48 h с последующим охлаждением на воздухе. Изучались образцы после отжига и охлаждения, а также после дополнительной полировки на алмазной пасте.

РСА проводили с использованием дифрактометра PANalytical Empyrean Series 2 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении.

Поскольку состав и структура поверхностных слоев различных металлов определяют их коррозионно-электрохимические свойства [10,11], поверхность и приповерхностные слои сплава Cu-1.5Pd-3Ag исследовались также методом РФЭС. Измерения РФЭС проводились на рентгеновском фотоэлектронном спектрометре PHI 5000 VersaProbe (УрФУ, Екатеринбург). Обработка спектров осуществлялась в программном пакете спектрометра PHI MultiPak.

Изучение микроструктуры поверхности проводилось с помощью СЭМ Tescan MIRA LMS. Для исследования поверхности сплава путем визуализации с высоким пространственным разрешением использовался атомно-силовой микроскоп SolverNext (ИФМ УрО РАН, Екатеринбург). Измерения по методу отображения тока растекания на АСМ проводились в контактном режиме с помощью проводящего зонда CSG30/Pt с проводящим покрытием из платины. К зонду прикладывалось напряжение смещения, и проводились измерения результирующего тока через образец в зависимости от положения зонда одновременно с получением данных о рельефе по методу постоянной силы. В предположении постоянного контактного сопротивления „зонд–поверхность“ при заданном напряжении смещения, величина измеряемого тока пропорциональна локальному сопротивлению исследуемого образца. Подробное описание метода АСМ можно найти в [12].

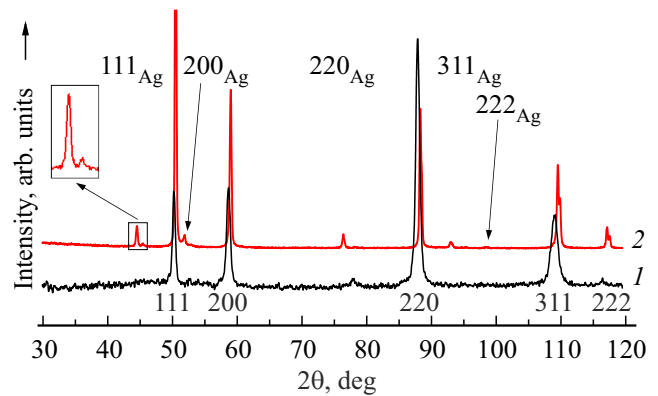


Рис. 1. Дифрактограммы образцов сплава Cu-1.5Pd-3Ag: кривая 1 — после деформации на 90%, 2 — после отжига исходно деформированного сплава при 450°C , 48 h, охлаждение на воздухе.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

РСА-исследование сплава Cu-1.5Pd-3Ag в исходно деформированном состоянии выявило наличие двух систем пиков: интенсивные отражения соответствуют твердому раствору палладия в меди с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой (дифрактограмма 1 на рис. 1). Параметр a кристаллической решетки палладия больше, чем у меди. Поэтому введение Pd приводит к увеличению параметра решетки твердого раствора Cu-Pd до $a = 0.3644$ nm. Кроме того, наблюдается несколько пиков малой интенсивности, которые, вероятно, являются отражениями от фазы на основе серебра.

Отжиг при 450°C в течение 48 h приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки матрицы Cu-Pd до 0.3622 nm (что близко к значению, указанному в [13] для сплава Cu-3 at.% Pd: $a = 0.3626$ nm): основные пики смещаются вправо, и кроме того, наблюдается появление отражений от новых фаз (дифрактограмма 2 на рис. 1). Можно заключить, что в ходе отжига происходит распад пересыщенного твердого раствора, в результате чего в матрице исследуемого сплава появляются частицы фаз выделения. Кроме интенсивных отражений от матричной фазы, также наблюдаются пики меньшей интенсивности от ГЦК-фазы, обогащенной серебром. Кроме того, наблюдается раздвоение этих пиков (см. вставку на рис. 1). Это может говорить об образовании при отжиге областей с различной степенью обогащения по серебру. Параметр решетки одной фазы выделения (для пиков слева, большей интенсивности) составляет 0.4080 nm, что близко к параметру решетки чистого серебра (0.4086 nm). Параметр решетки второй фазы (для пиков справа, малой интенсивности) составляет 0.4007 nm, что примерно соответствует составу Ag-31 at.% Pd [14]. В пользу предположения, что могут

Таблица 1. Химический состав поверхности образца Cu-1.5Pd-3Ag (at.%)

C	O	Cu	Cl	Ag	Pd
58.6	26.8	12.7	1.1	0.5	0.3

образоваться частицы такого состава, свидетельствует то, что атомные массы и атомные радиусы серебра и палладия близки, поэтому в сплаве Ag-Pd напряжения решетки ниже, чем в сплаве Cu-Pd; кроме того, в исходном сплаве соотношение количества атомов палладия и серебра 1 : 2, что примерно соответствует составу соединения Ag-31 at.% Pd.

Таким образом, из РСА-данных следует, что в результате отжига в сплаве Cu-1.5Pd-3Ag выделяются две фазы, одна из которых представляет собой частицы практически чистого серебра, вторая фаза — твердый раствор Ag-Pd. Выделение фазы на основе серебра неоднократно наблюдалось ранее в сплавах Cu-Pd-Ag с большим содержанием палладия и серебра. К примеру, методом полевой ионной микроскопии в сплаве Cu-50Pd-20Ag (at.%) наблюдалось формирование частиц Pd-Ag в атомно-упорядоченной матрице Cu-Pd [15].

Чтобы проверить возможность применения рассматриваемого сплава в качестве материала для создания коррозионностойких проводников слабых электрических сигналов, необходимо прояснить состояние поверхности образца после длительного воздействия атмосферного воздуха. Для этого проводились исследования методом РФЭС. На рис. 2, *a* представлен обзорный рентгеновский фотоэлектронный спектр сплава Cu-1.5Pd-3Ag после отжига при 450°С. В табл. 1 приведен химический состав поверхности образца, определенный из этого спектра.

Поверхность естественным образом загрязнена адсорбированными из атмосферы соединениями углерода и кислорода. Также обнаружены следы хлора, которые, вероятно, появились после промывки образцов в хлорированной водопроводной воде. Если не учитывать вклад этих адсорбированных атомов, то в химическом составе поверхности образца присутствуют только атомы Cu, Ag и Pd. Примерный химический состав поверхности по данным РФЭС, исключая вклад загрязнений: 94 at.% Cu; 2.2 at.% Pd; 3.7 at.% Ag. Глубина анализа определяется длиной свободного пробега фотоэлектронов и составляет около 10 nm. Расхождение с результатами химического анализа методом СЭМ (см. ниже) объясняется большей глубиной выхода вторичного характеристического рентгеновского излучения из образца и, как следствие, большей областью анализа, по которой происходит усреднение данных о химическом составе. Кроме того, влияет и естественная неоднородность распределения химических элементов на поверхности образца.

На рис. 2, *b* представлен остоновый спектр (т.е. спектр в узком диапазоне энергий фотоэлектронов с внутренней

оболочки конкретного атома) Cu2p, в котором помимо дублета Cu2p_{1/2} и Cu2p_{3/2} наблюдается спутанная структура, характерная для соединения CuO. Положение максимума Cu2p_{3/2} при 932.9 eV не совпадает с литературными данными [16]. Однако при разложении пика Cu2p_{3/2} на рис. 2, *b* можно выделить два компонента при 932.6 и 933.7 eV, соответствующие связям Cu-Cu в металлической меди и Cu-O в соединении CuO.

В спектре Ag3d (рис. 2, *c*) наблюдается дублет с максимумами 368.35 и 374.35 eV и шириной линий по полувысоте 0.9 eV. Очевидно, в данном образце серебро также находится в окисленном состоянии (так как в спектре металлического Ag наблюдаются более узкие полосы, а максимум Ag3d_{5/2} приходится на 368.2 eV). В спектре Pd3d (рис. 2, *d*) наблюдается дублет с максимумами 335.8 и 341.0 eV и шириной линий по полувысоте 0.9 eV. Аналогично, сравнив экспериментальные данные со спектром металлического Pd3d, в котором максимум Pd3d_{5/2} наблюдается при 335 eV, можно заключить, что в данном образце палладий также окислен.

Итак, показано, что на поверхности образца все металлы — Cu, Pd, Ag — находятся в окисленном состоянии, есть связи типа „металл–кислород“. Толщина этой оксидной пленки может быть определена полуколичественно, исходя из соображения, что глубина РФЭС-анализа составляет не более 10 nm — это максимальная глубина выхода фотоэлектронов. Но в этом слое уже встречаются металлические связи Cu-Cu, т.е. медь окислена не вся. Это свидетельствует о том, что кислород проникает на глубину, не большую, чем 10 nm. Никаких специальных мер для защиты образца от окисления не предпринималось, следовательно, образовавшийся на поверхности слой оксидов достаточно плотный, чтобы успешно препятствовать дальнейшему проникновению кислорода в образец. В то же время малая толщина пленки не оказывает влияния на функциональные свойства, например, на электрическую проводимость. Металлические связи Pd и Ag не обнаружены на спектрах ввиду очень малого содержания этих металлов в образце. Кроме того, на поверхности практически все атомы металлов уже входят в оксидные соединения, что дополнительно уменьшает количество металлических связей. Химический состав сплава близок к номинальному. Примесей в составе, кроме естественного загрязнения поверхности, не обнаружено.

На рис. 3 показано СЭМ-изображение микроструктуры исходно деформированного сплава Cu-1.5Pd-3Ag после отжига при температуре 450°С в течение 48 h. В более темной матрице наблюдаются светлые выделения. Похожую микроструктуру наблюдали после старения сплава Cu-6 mass.% Ag [17]. Химический состав сплава Cu-1.5Pd-3Ag приведен в табл. 2.

Выделения представляют собой фазу, существенно обогащенную серебром. Наиболее вероятно, что это частицы чистого серебра. Высокое содержание меди в них объясняется попаданием на детектор электронов,

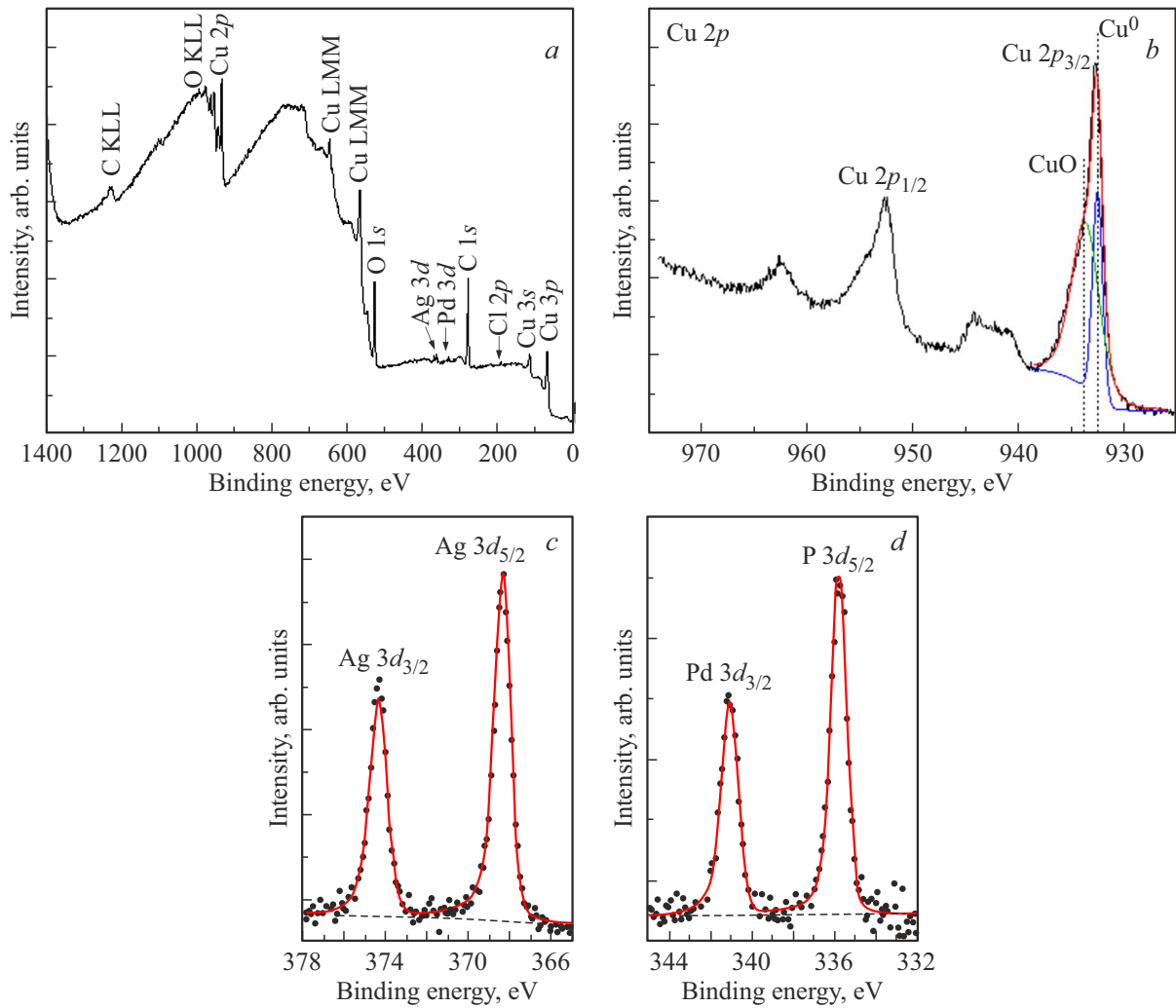


Рис. 2. *a* — обзорный рентгеновский фотоэлектронный спектр образца Cu-1.5Pd-3Ag; *b* — остовный рентгеновский фотоэлектронный спектр Cu2p; остовные рентгеновские фотоэлектронные спектры Ag3d (*c*) и Pd3d (*d*).

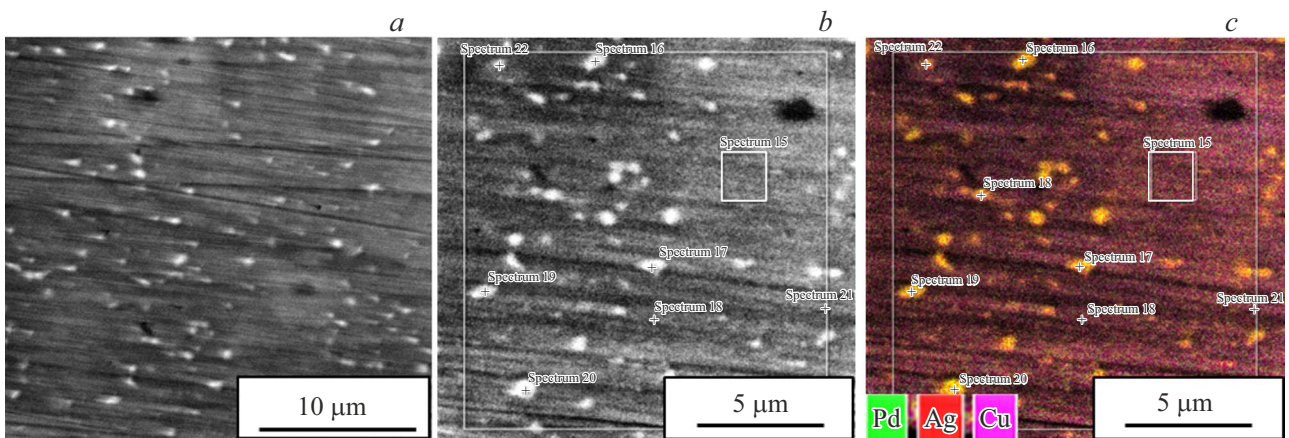


Рис. 3. Микроструктура сплава Cu-1.5Pd-3Ag после деформации 90% и последующего отжига при температуре 450°C в течение 48 h с охлаждением на воздухе: *a* — типичный вид микроструктуры, *b* — участок, с которого была получена карта (*c*) распределения по химическим элементам.

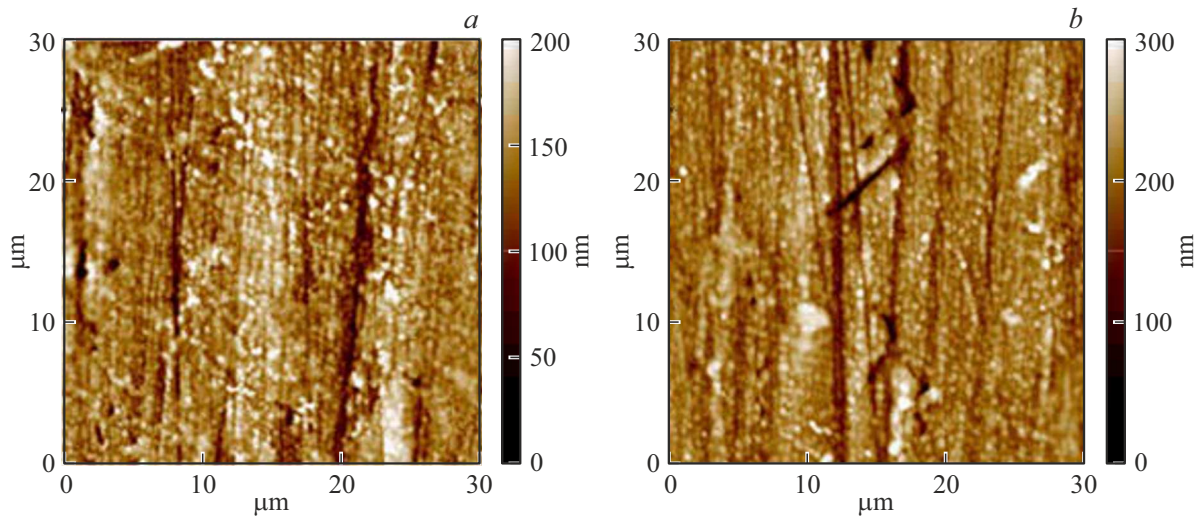


Рис. 4. Примеры топографии поверхности образца сплава Cu-1.5Pd-3Ag в различных точках *a* и *b*.

Таблица 2. Химический состав по данным СЭМ в режиме фазового анализа

Структура	Cu, mass. %	Ag, mass. %	Pd, mass. %
Матрица 1	93.1	4.6	2.3
Матрица 2	93.5	4.2	2.3
Выделение 1	45.2	53.9	0.9
Выделение 2	54.8	44	1.2
Со всего снимка	92.4	5.2	2.4

отраженных от Cu-матрицы. Эти частицы имеют округлую форму, их размеры составляют от ~ 0.4 до $\sim 1 \mu\text{m}$. На снимках частицы фазы на основе серебра выглядят „размазанными“, поскольку изображение получено после пробоподготовки методом полировки на алмазной пасте.

Из сравнения результатов химического анализа двумя различными методами (РФЭС и СЭМ) можно сделать вывод, что серебро не сконцентрировано на поверхности в обнаруженных частицах, а присутствует и в объеме образца. Оба метода дают близкое значение количества серебра, как в приповерхностных слоях (РФЭС, глубина анализа $\sim 10 \text{ nm}$), так и в объеме образца (СЭМ, глубина анализа $1\text{--}2 \mu\text{m}$), причем оно близко к номинальному. Это свидетельствует о том, что расслоения серебра не произошло, оно равномерно распределено как на поверхности, так и в объеме сплава. В противном случае, СЭМ показала бы очень малое количество серебра в объеме, тогда как результат РФЭС существенно превышал бы номинальное значение.

На рис. 4 приведены результаты изучения образца методом АСМ после деформации и отжига (до полировки). На топографических снимках хорошо видны частицы, которые на $50\text{--}100 \text{ nm}$ возвышаются над общей поверхностью матрицы (более яркие, т.е. более высо-

кие). Частицы имеют, в большинстве своем, округлую форму. Вытянутая или неправильная форма отдельных образований, по-видимому, обусловлена слиянием близко расположенных частиц. Поперечные размеры частиц составляют $\sim 1 \mu\text{m}$.

На рис. 5, *a* приведен профиль сечения поверхности вдоль прямой, пересекающей такое образование. Видно, что его высота превышает 200 nm . Перерисовав оси графика в одинаковом масштабе (рис. 5, *b*), можно оценить форму выделения. Несимметричность частицы, скорее всего, связана с рельефом исходной поверхности.

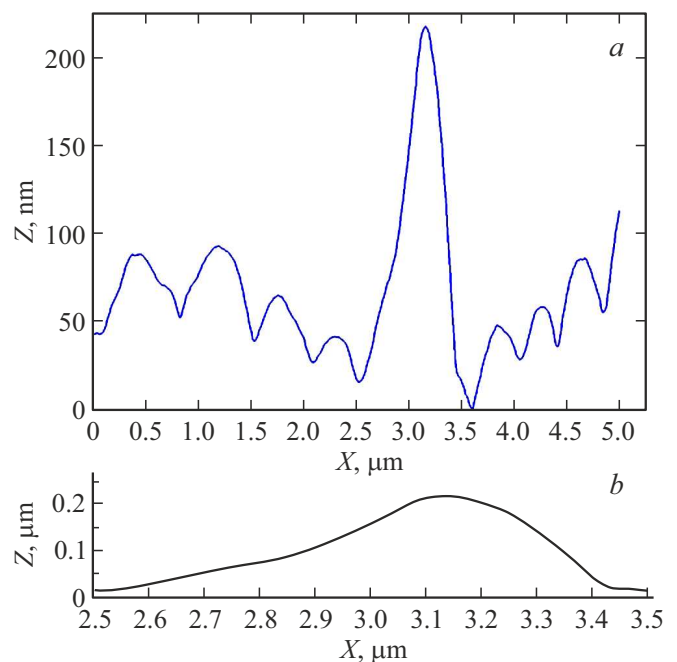


Рис. 5. Пример *a* — профиля сечения поверхности и *b* — профиля частицы в равном масштабе по осям.

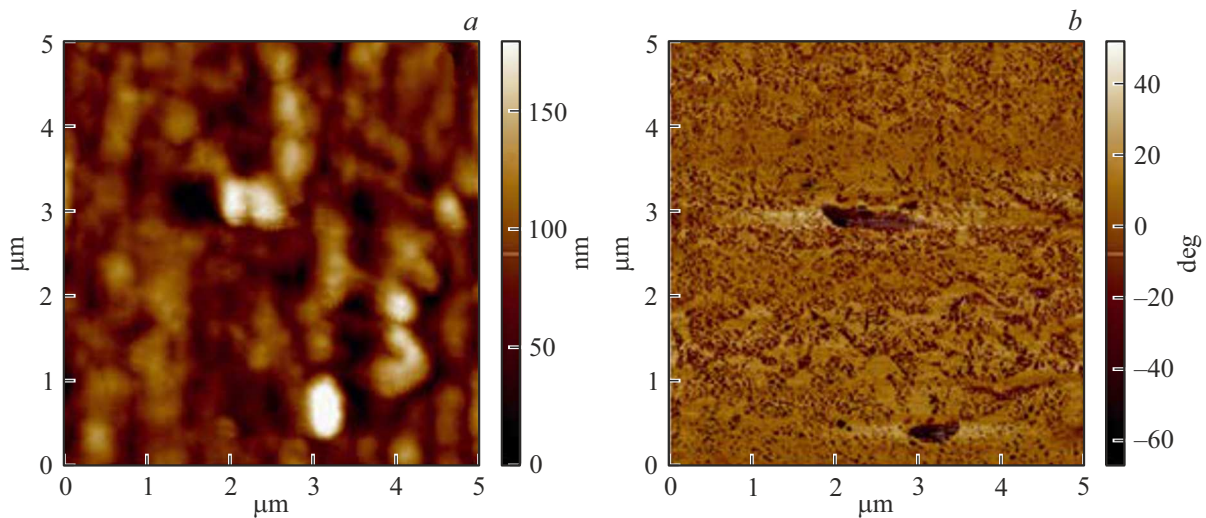


Рис. 6. Результаты анализа образца методом АСМ: топография (а), фазовый контраст (б).

В пользу предположения, что частицы представляют собой богатую серебром фазу, выступает сравнение топографического снимка со снимком того же участка поверхности, выполненным по методу фазового контраста. Суть данного метода заключается в следующем. При сканировании зонд микроскопа колеблется. Когда в процессе колебаний игла зонда в полуконтактном режиме взаимодействует с поверхностью образца, она испытывает не только отталкивающие, но и адгезионные, капиллярные и ряд других сил. В результате конкурентного действия этих сил на зонд происходит сдвиг не только частоты, но и фазы колебаний относительно возбуждающих колебаний пьезовибратора. Если поверхность образца является неоднородной по своим свойствам, даже будучи идеально ровной топографически, изменение данных сил приведет к изменению фазового сдвига. Тогда на снимке по методу фазового контраста будут видны области с различными свойствами, даже если они не отличаются по высоте и не видны на топографическом снимке. На фазовый контраст влияет изменение таких свойств, как химический состав, плотность, электропроводность и др.

Наиболее светлым пятнам на топографических снимках (рис. 6, а), как правило, соответствуют темные пятна (либо их группы) на фазоконтрастных снимках (рис. 6, б). Это подтверждает, что „капли“ являются частицами с иными свойствами, нежели окружающая их матрица. Разница в химическом составе была уже проверена методом СЭМ. Одним из таких различающихся свойств матрицы и выделения должна быть электропроводность, что проверяется методом отображения тока растекания.

Измерения данным методом также проводились на образце, предварительно отполированном алмазной пастой. На топографических снимках (рис. 7, а) видно, что светлые капли (частицы серебра) „смазались“ и вытяну-

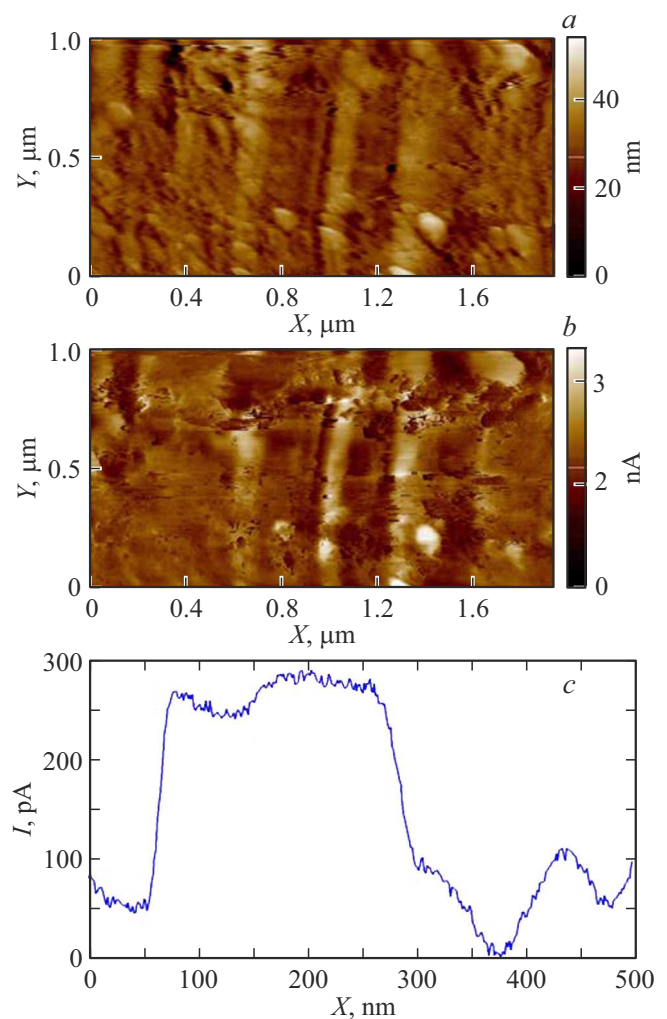


Рис. 7. Результаты сканирования образца на АСМ после полировки на алмазной пасте: а — топография, б — ток растекания (приложенное напряжение 8 В), с — профиль сечения распределения тока растекания по поверхности образца.

лись вдоль борозд, образовавшихся при полировке. Но они все еще имеют большую высоту, чем окружающий рельеф (в среднем на 20–30 нм). Карта тока растекания, построенная для того же участка поверхности (рис. 7, *b*), показывает, что эти вытянутые образования имеют более высокую проводимость (более светлые), чем матрица. Это также подтверждает, что они, как минимум, обогащены серебром. На рис. 7, *c* представлен профиль сечения карты тока растекания вдоль прямой, пересекающей частицу серебра. Видно, что в ее области ток испытывает заметный скачок.

4. Выводы

1. В результате отжига в исходно деформированном сплаве Cu-1.5Pd-3Ag формируется матрица из практически чистой меди, в которой обнаружены частицы двух фаз на основе серебра.

2. Эксперименты по АСМ и СЭМ подтверждают формирование фаз на основе серебра применительно к поверхности, на которой четко идентифицируются частицы с большим содержанием серебра.

3. Результаты РФЭС свидетельствуют о формировании на поверхности образца тонкой (не более 10 нм) оксидной пленки, которая препятствует проникновению кислорода в глубину образца и может обеспечить сплаву высокую коррозионную стойкость.

4. Учитывая результаты работы [6], можно заключить, что варьирование продолжительности отжига исходно деформированного сплава Cu-1.5Pd-3Ag позволяет управлять размерами частиц фаз выделения на основе серебра и получать необходимые значения прочности в сочетании с высокой электропроводностью и коррозионной стойкостью.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБНАУКИ России (тема „Давление“, № 122021000032-5). Рентгеноструктурный анализ, а также СЭМ и АСМ выполнены с использованием оборудования ЦКП ИФМ УрО РАН. Исследования РФЭС выполнены в УрФУ при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект FEUZ-2023-0013).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. 2-е изд., перераб. и доп. Инновационное машиностроение, М. (2016). 359 с.

- [2] S. Gorsee, B. Ouvrard, M. Gouné, A. Poulon-Quintin. *J. Alloys. Compounds* **633**, 42 (2015).
- [3] B. An, R. Niu, Y. Xin, W.L. Starch, Z. Xiang, Y. Su, R.E. Goddard, J. Lu, T.M. Siegrist, E. Wang, K. Han. *J. Mater. Sci. Technol.* **135**, 80 (2023).
- [4] C. Iwamoto, N. Adachi, F. Watanabe, R. Koitabashi. *Metallurg. Mater. Trans. A* **49**, 10, 4947 (2018).
- [5] H. Xu, I. Qin, H. Clauberg, B. Chylak, V.L. Acoff. *Acta Materialia* **61**, 1, 79 (2013).
- [6] О.С. Новикова, Ю.А. Саламатов, А.Е. Костина, А.Ю. Волков. *Изв. вузов: цветная металлургия* (2024) (принято к печати).
- [7] I. Shakhova, Y. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev. *Mater. Sci. Forum* **667**, 493 (2011).
- [8] L. Tang, W. Xie, X. Xiao, H. Chen, H. Wang, B. Yang. *Mater. Res. Express* **7**, 12, 126517 (2020).
- [9] H. Cho, B.S. Lee, J.H. Ha, H.H. Jo. *Adv. Mater. Res.* **47–50**, 1047 (2008).
- [10] Н.Д. Томашов, Г.П. Чернова. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы. Металлургия, М. (1993). 413 с.
- [11] И.В. Семенова, Г.М. Флорианович, А.В. Хорошилов. Коррозия и защита от коррозии. Физматлит, М. (2002). 336 с.
- [12] Н.В. Андреева, А.В. Филимонов, А.И. Рудской, Г.С. Бурханов, И.С. Терешина, Г.А. Политова, И.А. Пелевин. *ФТТ* **58**, 9, 1798 (2016). [N.V. Andreeva, A.V. Filimonov, A.I. Rudskoi, G.S. Burkhanov, I.S. Tereshina, G.A. Politova, I.A. Pelevin. *Phys. Solid State* **58**, 9, 1862 (2016).]
- [13] P.R. Subramanian, D.E. Laughlin. *J. Phase Equilibria* **12**, 2, 231 (1991).
- [14] I. Karakaya, W.T. Thompson. *Bull. Alloy Phase Diagrams* **9**, 3, 237 (1988).
- [15] Н.Н. Сюткин, В.А. Ивченко, А.Б. Телегин, А.Ю. Волков. *ФММ* **62**, 5, 965 (1986).
- [16] I.S. Zhidkov, A.I. Kukharenko, M.A. Milyaev, E.A. Kravtsov, M.V. Makarova, V.V. Gapontsev, S.V. Streltsov, S.O. Cholakh, E.Z. Kurmaev. *Coatings* **13**, 926 (2023).
- [17] Z. Zhang, Y. Ru, T. Zuo, J. Xue, Y. Wu, Z. Gao, Y. Liu, L. Xiao. *Mater.* **16**, 10, 3632 (2023).

Редактор Е.В. Толстякова