

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.71'21

СТРУКТУРА ЛИТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ  $Al_2Au$   
С ДОБАВКОЙ Cu

© 2023 г. Е. Г. Волкова<sup>а, \*</sup>, Б. Д. Антонов<sup>б</sup>, В. А. Завалишин<sup>а</sup>, Ю. В. Князев<sup>а</sup>,  
А. А. Гаврилова<sup>а, с</sup>, А. Ю. Волков<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

<sup>б</sup>Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, ул. Академическая, 18/20, Екатеринбург, 620990 Россия

<sup>с</sup>Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина,

ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620219 Россия

\*e-mail: volkova@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 10.01.2023 г.

После доработки 04.04.2023 г.

Принята к публикации 11.04.2023 г.

Смесь порошков интерметаллида  $Al_2Au$  и меди была скомпактирована и затем расплавлена в атмосфере аргона с получением слитка  $Al_2Au + Cu$ . Изучение структуры сплава выявило формирование ярко окрашенных областей интерметаллической фазы  $Al_2Au$ , которые находятся в матрице из интерметаллида  $AlAu$ . Внутри  $AlAu$ -матрицы обнаружены тонкие прожилки, обогащенные медью. Измерены оптические характеристики полученного тройного соединения. Проведено микроиндентирование интерметаллических фаз, определены значения их микротвердости и контактного модуля упругости.

**Ключевые слова:** интерметаллиды, система золото–алюминий, микроструктура, микротвердость, оптические свойства

**DOI:** 10.31857/S0015323023600028, **EDN:** WVEGAR

ВВЕДЕНИЕ

Получение сплавов золота различных цветовых оттенков всегда представляло как научный, так и практический интерес. В настоящее время промышленностью освоены и выпускаются сплавы золота белого (с палладием или никелем), красного (с медью) и зеленого (с повышенным содержанием серебра) цветов [1]. Дальнейшее расширение цветовых комбинаций оказалось возможным только с привлечением углубленных научных исследований и благодаря последним технологическим достижениям [2]. На сегодняшний день считается, что основным способом решения этой проблемы является получение и использование яркоокрашенных интерметаллидов на основе золота. К примеру, известно, что интерметаллид золота с алюминием имеет пурпурный цвет [1], соединение золота с индием приводит к получению голубого цвета, а введение галлия в золото дает возможность получить темносиний, почти черный цвет [2, 3]. Все эти соединения являются интерметаллидами со стехиометрией  $AuX_2$  ( $X = Al, Ga, In$ ), имеют кристаллическую структуру типа  $CaF_2$  и, как все интерметаллиды, являются очень хрупкими. Очевидно, что даже небольшое повышение пластических свойств ин-

терметаллидов позволит резко расширить область их практического использования. Именно по этой причине различные научные группы проводят активные исследования в этом направлении [3–8].

Установлено, что добавка третьего элемента в интерметаллид может привести к формированию двухфазной структуры, в которой хрупкая фаза находится в прослойках другой, более пластичной фазы [2, 3]. Поскольку отклонение от стехиометрии вызывает деградацию цвета интерметаллида, очевидно, что количество легирующей добавки ограничено несколькими процентами.

Попытки использования метода порошковой металлургии для получения массивных образцов из многофазных интерметаллических соединений на основе  $Al_2Au$  достаточно подробно освещены в научной литературе [1–4]. Как сообщалось в [1], существуют патенты с описанием процессов получения, прессования и спекания смесей, содержащих от 7 до 30 мас. % порошков кобальта, никеля или палладия в золото-алюминиевом порошке. К настоящему времени для повышения пластических свойств интерметаллидов золота апробированы добавки: Si, Mg, Ca, Zn, Mn, Ag, Ni, Cu, Sn и др. [1–5]. В работах [9, 10] описаны сложные твердо-

тельные реакции, которые проходят в ходе помола в шаровой мельнице (ПШМ) смеси порошков алюминия и меди. Все исследователи отмечают, что легирование интерметаллида сопряжено с некоторыми сложностями. Как правило, для этого сначала измельчают исходный интерметаллид, затем в этот порошок добавляют пластифицирующий элемент и переплавляют полученную смесь [4].

Для получения массивного образца интерметаллического соединения  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой 4 мас. %  $\text{Cu}$  в нашей работе использован совершенно иной подход. Порошок искомого тройного соединения был получен методом ПШМ компонентов. Это позволяет одновременно решить сразу несколько задач. Во-первых, синтезированный методом ПШМ бинарный интерметаллид  $\text{Al}_2\text{Au}$  имеет более высокую чистоту по сравнению с образцами, полученными традиционным методом плавки [1]. Более того, механосинтез порошков  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{Cu}$  позволяет получить твердый раствор меди в интерметаллиде [6], что способствует формированию более равновесного фазового состава в литом образце. Кроме того, зарубежные исследователи неоднократно наблюдали повышенную пористость образцов интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$ , которые были получены путем послойного магнетронного напыления элементов [11]. Этот эффект вызван различием скоростей диффузии алюминия и золота, что приводит к эффекту Киркендалла, и, как следствие, к возникновению пор [12].

Поскольку плавка полученного таким способом порошка никогда ранее не применялась, а структура, фазовый состав, микротвердость и оптические свойства интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой  $\text{Cu}$  неизвестны, решению этих вопросов посвящено данное исследование.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Использованный нами способ получения порошка соединения  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой 4 мас. %  $\text{Cu}$  подробно описан в работе [6]. Перед плавкой этот порошок компактировали в таблетку диаметром 6 мм и высотой 3 мм. Для повышения плотности компакта использовали дополнительное гидростатическое прессование под давлением 1 ГПа. Выплавку проводили при температуре  $1200^\circ\text{C}$  в атмосфере аргона под давлением 0.1 атм, слиток охлаждали со скоростью 5–10 град/мин. Полученный образец сохранил форму компакта, под его рыхлой наружной поверхностью был обнаружен плотный слиток хорошего качества. Для проведения исследований из этого слитка были нарезаны образцы с использованием электроэрозионного станка.

Структуру изучали с помощью сканирующего микроскопа (СЭМ) QUANTA 200 FEI. Микроин-

дентирование проводили при комнатной температуре с помощью прибора Nanotest 600 с использованием индентора Берковича. Использовали интервал нагрузок от 2 мН до 800 мН. Согласно ISO 14577 [13], время нагружения составляло 5 с, время выдержки: 20 с, время разгрузки: 5 с.

Количество измерений: 4, расстояние между центрами отпечатков в 3 раза превышало средний размер отпечатка. Кривые нагружение–разгрузка анализировали Oliver–Pharr методом [14].

На основе данных микроидентирования были рассчитаны следующие параметры: отношение твердости при вдавливании к модулю упругости –  $H/E^*$ , степенное отношение –  $H^3/E^{*2}$  и показатель пластичности  $\delta_a = 1 - (W_e/W_t)$ , где  $W_e$  – работа обратной упругой деформации вдавливания,  $W_t$  – общая механическая работа вдавливания. Эти показатели характеризуют способность материала сопротивляться упругопластическому деформированию [15].

Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли на дифрактометре DMAX 2200 фирмы Rigaku методом непрерывной съемки со скоростью  $4^\circ/\text{мин}$ . Излучение  $\text{CuK}\alpha$  было монохроматизировано графитовым монокристаллом.

Оптические свойства образца исследовали эллипсометрическим методом на двух спектральных установках, созданных на основе призмных спектрометров Spectromom 204 (УФ и видимая области спектра) и ИКС 12 (ИК диапазон).

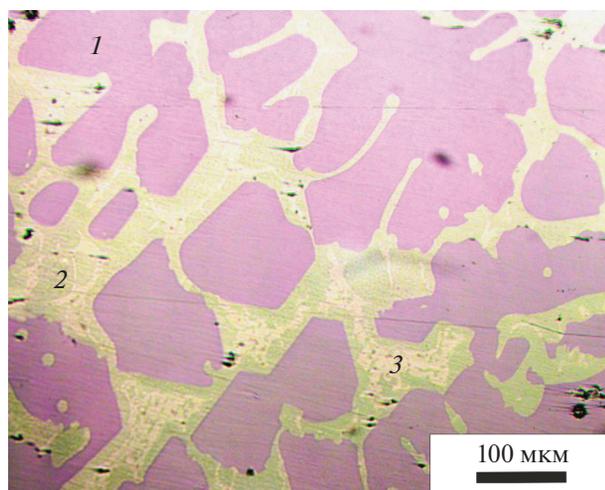
Оптические снимки поверхности образца получены с помощью микроскопа “Альтами” MET1С.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведено оптическое изображение полированного образца, вырезанного из центральной части полученного слитка. В микроструктуре наблюдаются зерна пурпурного цвета, которые находятся внутри серой матрицы с желтыми прожилками. Яркий пурпурный цвет является характерным признаком интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$  (зерна этой фазы отмечены как (1) на рис. 1).

На основе работ [2, 3] можно предположить, что светло-серая матрица (2) на рис. 1 является фазой  $\text{AlAu}$ . Кроме того, внутри матрицы наблюдаются тонкие прожилки еще одной фазы (3). Методом секущих на оптических снимках была оценена объемная доля фазы (3), ее содержание не превышает 6%.

Результат РСА-исследования слитка приведен на рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма (см. рис. 2) содержит рефлексы от интерметаллических фаз  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$ , также присутствуют слабые отражения от золота. Присутствие на рентгенограмме сильных линий интерметаллида  $\text{AlAu}$

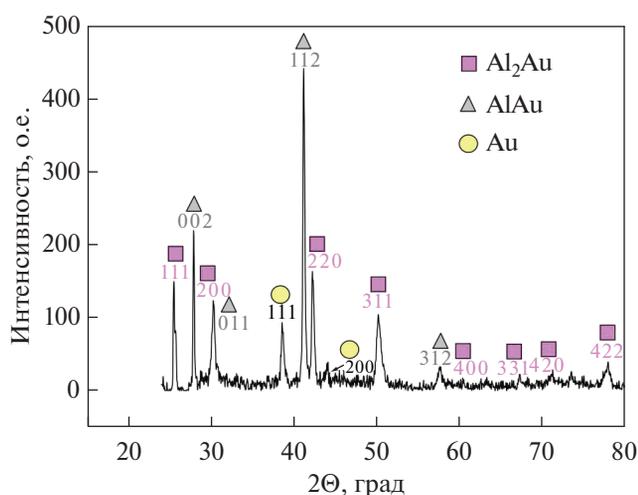


**Рис. 1.** Оптическая микроскопия структуры литого сплава  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой  $\text{Cu}$ : 1 – фаза  $\text{Al}_2\text{Au}$ ; 2 – фаза  $\text{AlAu}$ ; 3 – прожилки фазы  $\text{AlAu}$ , обогащенной  $\text{Cu}$ .

говорит о том, что в ходе плавки некоторая часть интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$  разложилась с образованием алюминия и  $\text{AlAu}$ . Более того, ранее, в исходном  $\text{Al}_2\text{Au}$ -порошке были обнаружены следы алюминия [5].

Однако на рис. 2 каких-либо отражений от  $\text{Al}$  не наблюдается. Можно сделать вывод, что в дальнейшем, для предотвращения испарения алюминия при плавке соединений на основе  $\text{Al}_2\text{Au}$  необходимо повысить давление аргона в печи.

СЭМ-исследование подтвердило наличие двух фаз в микроструктуре литого сплава. Темные области (1) справа и слева на рис. 3 – это интерметаллидная фаза  $\text{Al}_2\text{Au}$ . Интерметаллид  $\text{AlAu}$  выглядит как широкая серая область (2) в центральной части рис. 3. Это подтверждается кривыми

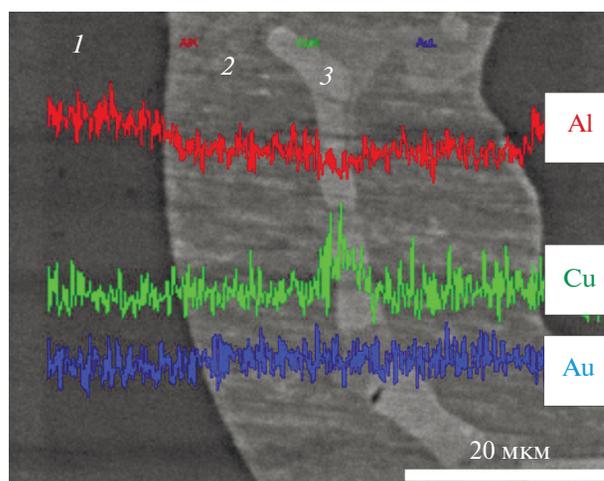


**Рис. 2.** Дифрактограмма, полученная со слитка.

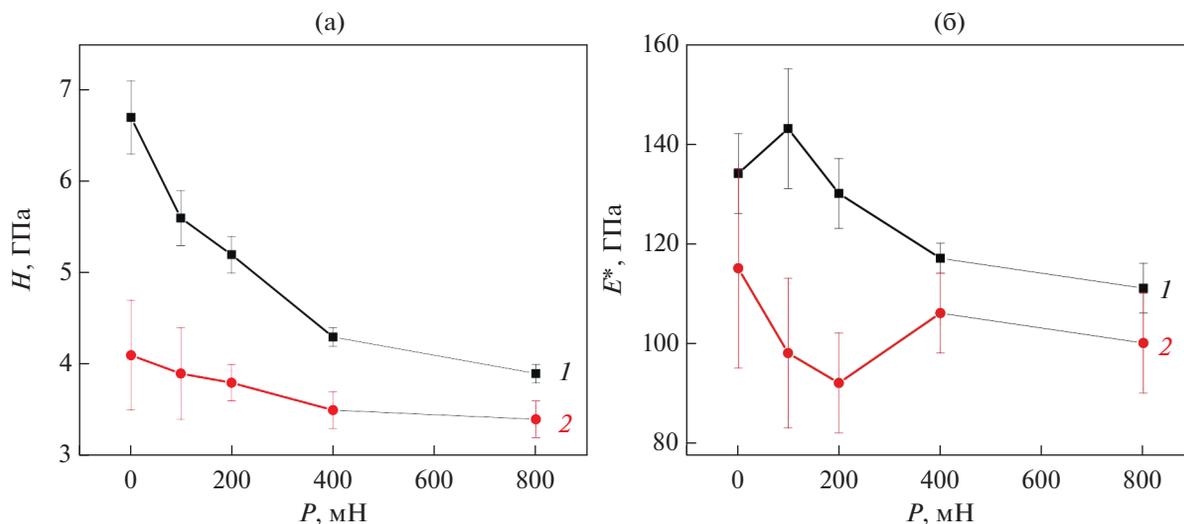
распределения элементов: при переходе от  $\text{Al}_2\text{Au}$  фазы к  $\text{AlAu}$  фазе наблюдается снижение содержания  $\text{Al}$  при практически неизменном содержании  $\text{Au}$ . В центральной части  $\text{AlAu}$ -фазы имеется светлая полоска (3), которая обогащена по меди.

Очевидно, что формирование структуры сплава происходило при охлаждении, и поэтому последовательность выделения фаз определялась температурой их кристаллизации. Интерметаллическая фаза  $\text{Al}_2\text{Au}$  имеет самую высокую температуру перехода ликвидус–солидус ( $\sim 1060^\circ\text{C}$ ), и поэтому при охлаждении она образуется первой. Фаза  $\text{AlAu}$  кристаллизуется при значительно более низкой температуре ( $\sim 625^\circ\text{C}$ ) [1]. Поскольку растворимость третьих элементов в интерметаллидах на основе золота очень низкая [2], то основная часть атомов меди вытесняется из фаз  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$ . Как следует из кривых распределения элементов на рис. 3, основная часть меди сосредоточена в центральной части фазы  $\text{AlAu}$  и имеет форму прожилок. Из этого можно сделать вывод, что обогащенная медью часть расплава кристаллизуется последней.

В работе были проведены эксперименты по микроиндентированию поверхности слитка в широком интервале нагрузок. На рис. 4 представлены зависимости микротвердости ( $H$ ) и контактного модуля упругости ( $E^*$ ) от приложенной нагрузки ( $P$ ), которые получены на участках структуры, содержащих фазы:  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$ . Установлено, что микротвердость сильно зависит от величины приложенной нагрузки. Как видно на рис. 4а, с увеличением приложенной нагрузки от 2 мН (крайние левые точки на кривых) до 800 мН (крайние правые точки на кривых) происходит заметное снижение значений микротвердости. К



**Рис. 3.** Результаты СЭМ-исследования образца, изображение во вторичных электронах. Кривые распределения элементов: 1 – фаза  $\text{Al}_2\text{Au}$ ; 2 – фаза  $\text{AlAu}$ ; 3 – фаза  $\text{AlAu}$ , обогащенная медью.



**Рис. 4.** Зависимости микротвердости ( $H$ ) (а) и контактного модуля упругости ( $E^*$ ) (б) от приложенной нагрузки ( $P$ ) (измерения проводили в областях  $\text{Al}_2\text{Au}$ - (1) и  $\text{AlAu}$ - (2) фаз).

примеру, микротвердость  $\text{Al}_2\text{Au}$ -фазы падает от 6.8 до 4.0 ГПа (кривая 1 на рис. 4а). Соответственно значение микротвердости фазы  $\text{AlAu}$  снижается с 4.1 до 3.5 ГПа (кривая 2 на рис. 4а). Очевидно, что обнаруженные особенности деформационного поведения интерметаллических фаз требуют объяснения.

Анализ литературных источников показал, что зависимость микротвердости от величины приложенной нагрузки неоднократно наблюдалась ранее в ходе наноиндентирования различных материалов [13]. Выявлено, что величина микротвердости, полученная в результате наноиндентирования, близка к микротвердости, измеренной с использованием традиционной методики, только для глубоких отпечатков. В англоязычной литературе это явление получило название “the indentation size effect” (“эффект размера отпечатка”), и его возникновение обусловлено сложной взаимосвязью особенностей формы наноиндентора и наномеханическими свойствами самого материала. Упрощенно говоря, с повышением твердости материала и уменьшением нагрузки на образец все возрастающую роль в формировании отпечатка начинает играть несовершенство формы кончика индентора. Отсюда следует, что при анализе данных разных исследователей наиболее корректным является сравнение результатов индентирования, полученных при сопоставимых нагрузках. Действительно, наши результаты на рис. 4а, которые были получены при 2 мН, очень хорошо согласуются со значениями микротвердости покрытий из  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$ , индентирование которых было проведено в работе [11] при близких нагрузках.

В табл. 1 приведены параметры  $H/E^*$ ,  $H^3/E^{*2}$  и  $\delta_a$ , характеризующие способность интерметаллических фаз  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$  сопротивляться упруго-пластическому деформированию при нагрузке  $P = 800$  мН. В целом можно сказать, что значения приведенных в таблице параметров достаточно близки. Небольшое различие наблюдается только для отношения  $H^3/E^{*2}$ . Показатели пластичности  $\delta_a$  являются низкими для обеих фаз.

Полученные для интерметаллидов характеристики  $H/E^*$ ,  $H^3/E^{*2}$  и  $\delta_a$  можно сравнить с аналогичными характеристиками цементированной поверхности стали AISI 321, характеризующейся повышенным сопротивлением упруго-пластическому деформированию [15].

Кроме того, на рис. 4б можно видеть сложную зависимость контактного модуля упругости обеих фаз от величины приложенной нагрузки. В целом, сравнение положения крайних левой и правой точек на рис. 4б демонстрирует небольшое уменьшение значения  $E^*$  с повышением нагрузки. Различия механизмов деформации фаз  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$  хорошо видны при сравнении отпечатков микроиндентора на рис. 5а и 5б.

В области фазы  $\text{Al}_2\text{Au}$  формируются четкие отпечатки с прямыми границами (см. рис. 5а). Это позволяет сделать вывод о пластическом течении

**Таблица 1.** Параметры  $H/E^*$ ,  $H^3/E^{*2}$  и  $\delta_a$  для фаз  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$  при нагрузке  $P = 800$  мН

Фаза	$H/E^*$	$H^3/E^{*2}$ , ГПа	$\delta_a$
$\text{Al}_2\text{Au}$	0.035	0.0048	0.69
$\text{AlAu}$	0.034	0.0039	0.68

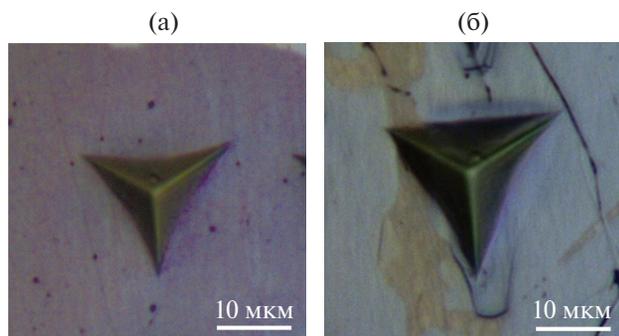


Рис. 5. Оптическая микроскопия отпечатков индентора в фазах  $\text{Al}_2\text{Au}$  (а) и  $\text{AlAu}$  (б),  $P = 800$  мН.

материала при вдавливании индентора. В свою очередь, после микроиндентирования в границах фазы  $\text{AlAu}$  фиксируются трещины, и, кроме того, наблюдается четко выраженное изменение цвета вокруг отпечатков (см. рис. 5б).

При сравнении рис. 5а и 5б хорошо видно, что размер отпечатка в области фазы  $\text{AlAu}$  несколько больше. Для минимизации влияния соседних фаз на результат измерения, индентирование необходимо проводить на определенном расстоянии от ближайшей границы. Однако оказалось, что это требование можно выполнить только для зерен фазы  $\text{Al}_2\text{Au}$  (см. рис. 5а). В свою очередь, при индентировании участков фазы  $\text{AlAu}$  отпечаток практически каждый раз касался полосы обогащенной медью (см. рис. 5б). Более того, форма отпечатка в области фазы  $\text{AlAu}$  была искажена даже на макси-

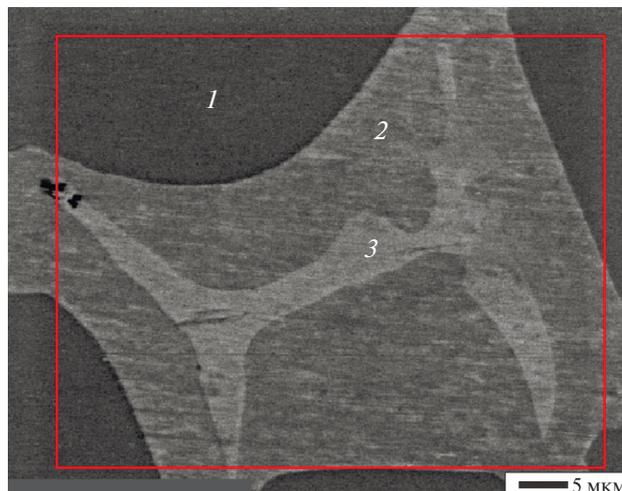


Рис. 6. СЭМ-изображение структуры литого сплава, изображение во вторичных электронах: 1 – фаза  $\text{Al}_2\text{Au}$ , 2 – фаза  $\text{AlAu}$ , 3 – фаза  $\text{AlAu}$ , обогащенная медью.

мальном удалении от фазовой границы (смотри правый край отпечатка на рис. 5б).

Искажение формы отпечатка значительно увеличивает погрешность измерения при микроиндентировании. Так, максимальная погрешность измерения  $H$  и  $E^*$  в диапазоне нагрузок от 100 до 800 мН не превышает 8% для фазы  $\text{Al}_2\text{Au}$ , но возрастает до 15% для фазы  $\text{AlAu}$ . При нагрузке 2 мН максимальная погрешность составила 12 и 33% соответственно. Таким образом, необычная зависимость контактного модуля упругости от приложенной нагрузки на рис. 4б может быть объяснена искажением формы отпечатков в области  $\text{AlAu}$  фазы (см. рис. 5б) и, как следствие, большой погрешностью измерений.

Согласно выводам различных исследователей [2, 3], наличие ограниченного количества  $\text{AlAu}$ -фазы в сплавах пурпурного золота считается полезным, поскольку пластические свойства этой фазы несколько выше по сравнению с очень хрупким интерметаллидом  $\text{Al}_2\text{Au}$ . Это не согласуется с нашими результатами. Действительно, почти все отпечатки в границах фазы  $\text{AlAu}$  имеют неровные границы и окружены трещинами (см. рис. 5б).

Можно предположить, что свойства интерметаллических  $\text{Al}-\text{Au}$ -фаз в исследуемом тройном сплаве изменились под влиянием легирования их медью. Для решения этого вопроса был проведен элементный анализ участка поверхности литого образца (см. рис. 6 и табл. 2).

Как хорошо видно из табл. 2, обе интерметаллические фазы содержат небольшое количество меди (приблизительно по 1 ат. % в участках 1 и 2 на рис. 6). Ранее мы показали [6], что при помоле в шаровой мельнице порошковой смеси, состоящей из меди и  $\text{Al}_2\text{Au}$ , некоторая часть  $\text{Cu}$ -атомов

Таблица 2. Содержание элементов в различных участках образца, отмеченных на рис. 6

Элементы	мас. %	ат. %
Усредненные данные		
Al	12.3	49.7
Cu	1.4	2.5
Au	86.3	47.8
Участок 1		
Al	17.3	60.1
Cu	0.7	1.0
Au	82.0	38.9
Участок 2		
Al	11.2	47.5
Cu	0.5	1.0
Au	88.3	51.5
Участок 3		
Al	11.5	45.5
Cu	5.6	9.4
Au	82.9	45.1

встраивается в кристаллическую решетку интерметаллида и формирует с ним твердый раствор. Параметр решетки тройного соединения при этом слегка уменьшается. Полученные в данной работе результаты (см. табл. 2) показали, что формирование твердых растворов меди в интерметаллидах  $\text{Al}-\text{Au}$  происходит не только в ходе механосинтеза, но также и при плавлении тройной смеси. Согласно результатам проведенного исследования, соотношение компонентов в обогащенных медью прожилках (участок 3 на рис. 6) составляет:  $45.5\text{Al}-45.1\text{Au}-9.4\text{Cu}$  (ат. %). Таким образом, соотношение  $\text{Al}$  и  $\text{Au}$  в этих областях близко к стехиометрии  $\text{AlAu}$ . Как следует из изотермического разреза системы  $\text{Au}-\text{Al}-\text{Cu}$ , опубликованного в [16], указанный состав соответствует области  $\beta$ -фазы, обладающей эффектом памяти формы [16, 17]. При измерении микротвердости этой фазы вокруг отпечатков образуются колонии мартенсита деформации [18]. Вероятно, содержание  $\beta$ -фазы в исследуемом интерметаллическом соединении ниже порога обнаружения РСА-методом (см. рис. 2), но ее количества вполне достаточно, чтобы внести искажения в форму отпечатка при микроиндентировании (см. рис. 5б). Поскольку медь и золото имеют неограниченную растворимость в решетках друг друга, можно предположить, что часть меди не реагирует с интерметаллидом, а образует твердый раствор с золотом. Слабые рефлексы на рентгенограмме не позволили нам определить параметр решетки золота и уточнить состав твердого раствора.

Согласно элементному анализу литого образца, в фазе  $\text{Al}_2\text{Au}$  растворено около 1 ат. %  $\text{Cu}$ . Однако известно, что даже небольшое отклонение от стехиометрии вызывает деградацию яркого пурпурного цвета интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$  [1–3]. Кроме того, в исследуемом слитке содержится бесцветная фаза на основе интерметаллида  $\text{AlAu}$  с разным содержанием меди. В то же время очевидно, что во избежание обесцвечивания всего соединения объемные доли дополнительных фаз должны быть весьма ограниченными. К этим рассуждениям следует добавить, что добавка меди несколько изменяет электронную структуру всех фаз и поэтому вносит свой вклад в цвет всего сплава. Поэтому возникает необходимость в проведении оптического исследования поверхности полученного слитка.

На рис. 7 точками представлена энергетическая зависимость отражательной способности  $R(E)$  исследуемого материала. При низких энергиях света (диапазоны красного и ИК излучения) отражение образца  $\text{Al}_2\text{Au} + \text{Cu}$  является высоким, достигая почти 95% на краю низкочастотного диапазона. С ростом энергии на данной кривой в локальном интервале  $\sim 1.5-3.5$  эВ наблюдается существенный провал, минимум которого лока-

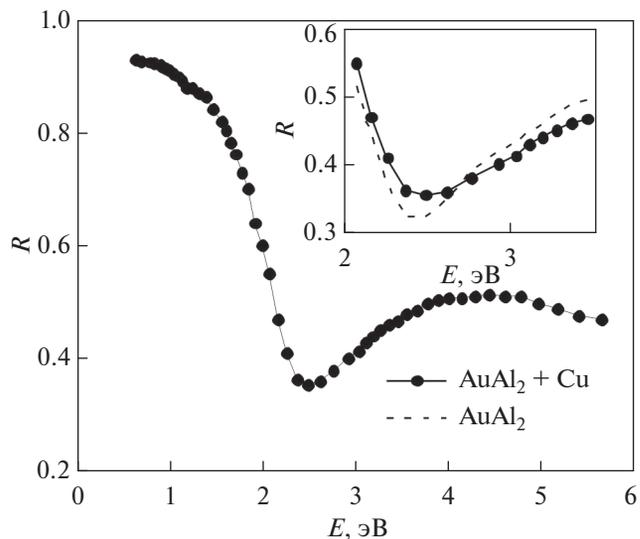


Рис. 7. Энергетическая зависимость отражательной способности слитка  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой  $\text{Cu}$  и на вставке — тонкопленочного образца  $\text{Al}_2\text{Au}$ .

лизован вблизи 2.5 эВ. Происхождение данного минимума связано с селективным поглощением света в видимом (желтом и зеленом) диапазоне спектра. Такая избирательность в абсорбции светового излучения обусловлена особенностями электронной структуры  $\text{Al}_2\text{Au}$  [19] и является причиной его яркой пурпурной окраски, а именно, смещения красного и сине-фиолетового цветов.

Для сравнения на рис. 7 (вставка) показан спектр отражательной способности ранее изученного нами покрытия из интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$  [8]. Сопоставление спектров отражательной способности слитка  $\text{Al}_2\text{Au} + \text{Cu}$  и тонкопленочного образца интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$  показало, что наблюдаемый провал на кривой  $R(E)$ , при сохранении его формы, отличается увеличением ширины данной аномалии и уменьшением её глубины в тройном соединении по сравнению с бинарным примерно на 10%.

## ВЫВОДЫ

1. Синтезированный методом ПШМ порошок тройной смеси  $\text{Al}_2\text{Au} + \text{Cu}$  можно использовать для получения слитка интерметаллического соединения  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой  $\text{Cu}$ .
2. Обнаружено, что в полученном слитке интерметаллического соединения  $\text{Al}_2\text{Au}$  с добавкой  $\text{Cu}$  образуются две фазы:  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$ , формирует твердый раствор меди в интерметаллиде  $\text{AlAu}$ .
3. Обе фазы  $\text{Al}_2\text{Au}$  и  $\text{AlAu}$ , имеют высокие значения микротвердости и контактного модуля упругости. Характеристики  $H/E^*$ ,  $H^3/E^{*2}$  свидетельствуют о повышенном сопротивлении мате-

риала упругопластическому деформированию. Показатели пластичности  $\delta_a$  имеют низкие значения.

4. По сравнению с бинарным интерметаллидом  $\text{Al}_2\text{Au}$ , пурпурный цвет у тройного интерметаллического соединения  $\text{Al}_2\text{Au} + 4 \text{ мас. \% Cu}$  сохраняется, но несколько ослабевает.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ (темы “Структура” № 122021000033-2 и “Давление” № 122021000032-5).

Электронно-микроскопические исследования проводились в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН. Рентгеноструктурный анализ выполнен с использованием оборудования ЦКП “Состав вещества” ИВТЭ УрО РАН.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Supansomboon S., Maarooft A., Cortie M.B.* Purple glory: the optical properties and technology of  $\text{AuAl}_2$  coatings // *Gold Bulletin*. 2008. V. 41. № 4. P. 296–304.
2. *Klotz U.E.* Metallurgy and processing of coloured gold intermetallics – Part I: Properties and surface processing // *Gold Bulletin*. 2010. V. 43. № 1. P. 4–10.
3. *Fischer-Bühner G., Basso A., Poliero M.* Metallurgy and processing of coloured gold intermetallics – Part II: Investment casting and related alloy design // *Gold Bulletin*. 2010. V. 43. № 1. P. 11–20.
4. *Yamazaki S., Ishii N., Sawada K.* Noble metal ornament member and its production method, and ornament part and accessory part, Japanese Patent JP 2003/183710 (2003).
5. *Волков А.Ю., Уймин М.А., Мысик А.А., Новожинов В.И., Волкова Е.Г., Шеголева Н.Н., Князев Ю.В., Козлов К.А.* Синтез интерметаллида  $\text{AuAl}_2$  из наноразмерных порошков золота и алюминия // *Неорганич. материалы*. 2011. Т. 47. № 5. С. 528–534.
6. *Volkova E.G., Kozlov K.A., Antonov B.D., Murzakaev A.M., Zavalishin V.A., Livinets A.A., Volkov A.Yu.* Alloying of  $\text{Al}_2\text{Au}$  intermetallic compound with Cu by the ball milling technique // *J. Alloys Compounds*. 2022. V. 900. P. 163429.
7. *Волкова Е.Г., Волков А.Ю., Антонов Б.Д.* Структура интерметаллида  $\text{Al}_2\text{Au}$ , полученного методом механосинтеза // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 7. С. 693–702.
8. *Volkova E.G., Knyazev Yu.V., Kozlov K.A., Antonov B.D., Volkov A.Yu.* Microstructure and optical properties of the  $\text{Al}_2\text{Au}$  intermetallic compound synthesized by ball milling technique // *J. Alloys Compounds*. 2019. V. 811. P. 151989–151996.
9. *Григорьева Т.Ф., Петрова С.А., Ковалева С.А., Дудина Д.В., Батраев И.С., Киселева Т.Ю., Жолудев С.И., Восмериков С.В., Девяткина Е.Т., Удалова Т.А., Поляков С.Н., Ляхов Н.З.* Механохимический синтез порошков сплавов системы Cu–Al и их консолидация методом электроискрового спекания // *ФММ*. 2021. Т. 122. № 7. С. 729–736.
10. *Григорьева Т.Ф., Петрова С.А., Ковалева С.А., Киселева Т.Ю., Жолудев С.И., Восмериков С.В., Удалова Т.А., Девяткина Е.Т., Поляков С.Н., Ляхов Н.З.* Механохимическое формирование твердого раствора алюминия в меди // *ФММ*. 2021. Т. 122. № 4. С. 396–401.
11. *Mozer M., Mayrhofer P.H., Ross I.M., Rainforth W.M.* Microstructure and mechanical properties of sputtered intermetallic Al–Au coatings // *J. Appl. Phys.* 2007. V. 102. P. 023523.
12. *Cretu C. and Van der Lingen E.* Coloured gold alloys // *Gold Bulletin*. 1999. V. 32. P. 115–126.
13. *Bočan J., Maňák J., Jäger A.* Nanomechanical analysis of AZ31 magnesium alloy and pure magnesium correlated with crystallographic orientation // *J. Mat. Sci. Eng. A*. 2015. V. 644. P. 121–128.
14. *Oliver W.C. and Pharr G.M.* An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mat. Res.* 1992. V. 7. P. 1564–1583.
15. *Саврай П.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Осинцева А.Л.* Влияние жидкостной цементации при пониженной температуре на микромеханические характеристики метастабильной аустенитной стали // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 10. С. 1109–1115.
16. *Bhatia V.K., Levey F.C., Kealley C.S., Dowd A., Cortie M.B.* The aluminium–copper gold ternary system // *Gold Bulletin*. 2009. V. 42. P. 201–208.
17. *Levey F.C., Cortie M.B., Cornish L.A.* Determination of the 76 wt % Au section of the Al–Au–Cu phase diagram // *J. Alloy. Comp.* 2003. V. 354. P. 171–180.
18. *Levey F.C., Cortie M.B., Cornish L.A.* Hardness and colour trends along the 76 wt. % Au (18.2 carat) line of the Au–Cu–Al system // *Scripta Mater.* 2002. V. 47. P. 95–100.
19. *Hsu L.-S., Guo G.-Y., Denlinger J.D., Allen J.W.* Experimental and theoretical study of the electronic structure of  $\text{AuAl}_2$  // *J. Phys. Chem. Solids*. 2001. V. 62. P. 1047–1054.