

01,07

Структура и физико-механические свойства сплава 50(AuPtPd)—50Cu (at.%)

© О.С. Новикова, А.Ю. Волков, П.О. Подгорбунская, Д.И. Девятериков

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия
E-mail: novikova@imp.uran.ru

Поступила в Редакцию 14 мая 2026 г.

В окончательной редакции 7 сентября 2026 г.

Принята к публикации 7 сентября 2026 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, измерения микротвердости и удельного электросопротивления изучена эволюция структуры и свойств в процессе отжига сплава 20Au—15Pt—15Pd—50Cu (at. %). Соотношение компонентов 50(AuPtPd)—50Cu позволяет сформировать в сплаве атомно-упорядоченное состояние. Исследованы образцы, закаленные от 850 °С и деформированные на 75 %. Отжики проводились при 200–600 °С (1–168 h) с охлаждением на воздухе. Обнаружено, что в результате закалки от 850 °С в сплаве формируется ближний порядок. После отжига при температурах выше 350 °С наблюдается снижение электросопротивления, в исходно деформированном сплаве этот процесс происходит быстрее. Результаты рентгеноструктурного анализа указывают на то, что в ходе отжига в сплаве формируются упорядоченные фазы со сверхструктурами $L1_0$ и B_2 . Микротвердость исходно закаленного сплава существенно повышается после отжига при температуре 200 °С, в сплаве после предварительной деформации — при 400 °С. Максимальное значение микротвердости (4260 МПа) фиксируется после отжига деформированного сплава при температуре 400 °С в течение 168 h (рост на ~ 20 %). Этому же структурному состоянию соответствует $\rho = 34.83 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$, что на ~ 20 % ниже электросопротивления сплава в исходном состоянии. Сочетание высокой микротвердости и пониженного электросопротивления может представлять интерес для практического использования исследуемого сплава.

Ключевые слова: многокомпонентные сплавы, сплавы Au—Pt—Pd—Cu, рентгеновская дифракция, микротвердость, электропроводность.

DOI: 10.61011/FTT.2026.09.63900.9853

1. Введение

В настоящее время многокомпонентные сплавы (МКС) привлекают все большее внимание, благодаря уникальному сочетанию свойств. Опубликовано много обзоров и статей по исследованию различных высоко- и среднеэнтропийных сплавов [1–4]. К примеру, в работе [3] дан большой обзор работ, посвященных исследованию сплавов AlCoCrFeNi, где установлено, что такие сплавы демонстрируют сочетание прочности и пластичности, повышенное сопротивление усталости, превосходные трибологические свойства.

Для МКС на основе благородных металлов удалось обнаружить не так много работ [5–10]. В статье [5] было показано, что эквивалентные сплавы AuCuNiPd, AuCuNiPt, AuCuPdPt, AuNiPdPt, CuNiPdPt являются однофазными, и предположено, что область гомогенности этих сплавов охватывает весь диапазон концентраций. В работе [6] использование дисульфида молибдена, декорированного многокомпонентным эквивалентным сплавом Ag—Au—Cu—Pd—Pt, позволило увеличить чувствительность сенсора для детектирования водорода. В [7] наноструктурированный сплав Cu—Ag—Au—Pt—Pd, полученный с использованием комбинации методов литья

и крипомола, был предложен для использования в качестве анода в топливных элементах. В работе [8] на атомном уровне исследованы эффекты смещения атомов в сплавах AuCuNiPdPt и AuCuNiPd. Было показано, что меньшие по размеру атомы Cu и Ni значительно больше смещены от ожидаемых положений решетки по сравнению с атомами Au и Pt. В статье [9] была создана экспериментальная база данных о механических свойствах серии многоэлементных сплавов Au—Cu—Ni—Pd—Pt. Установлено, что в сплавах типа $A_x(BCED)_{100-x}$ наблюдается линейный тренд изменения прочности в зависимости от состава, а в сплавах типа $A_xB_{25-x}(CDE)_{75}$ — нелинейный тренд с максимальным значением в центре. В [10] проведено молекулярно-динамическое исследование процессов структурообразования в четырехкомпонентных наночастицах Cu—Au—Pt—Pd в процессе двух последовательных циклов термоиндуцированного воздействия. В части структурной сегрегации в четырехкомпонентных наночастицах Cu—Au—Pt—Pd установлено доминирование ГЦК и ГПУ локального упорядочения. Фиксируются лишь единичные атомы ОЦК и ИК (икосаэдрические) упорядочения, что говорит о возможной „дефектности“ структуры, которая может быть устранена, например, длительным отжигом.

Следует напомнить, что сплавы на основе золота, платины и палладия давно используются как проводники слабых электрических сигналов [11], поэтому проблема повышения их прочностных свойств всегда актуальна. Учитывая полученные нами ранее результаты по исследованию сплавов золота и палладия [12–14] и работы по МКС [5–10], представляет интерес использовать многокомпонентность для создания высокопрочного сплава состава AuPtPdCu. Для расширения функциональности такого сплава желательно, чтобы он имел пониженное электросопротивление. Как известно, формирование упорядоченных фаз приводит к повышению электропроводящих свойств [15,16]. Поэтому соотношение компонентов в исследуемом сплаве было решено выбрать таким образом, чтобы в нем можно ожидать формирования одной или нескольких атомно-упорядоченных фаз: 50(AuPtPd)–50Cu at.%).

В сплаве такого состава возможно образование различного типа сверхструктур: L1₀ (на основе Cu–Au) [17], B2 (Cu–Pd) [18], L1₁ (Cu–Pt) [19]. Отметим, что преимущественное образование той или иной упорядоченной фазы зависит от соотношения компонентов Au–Pt–Pd. Как известно, при формировании упорядоченной фазы L1₀ образуется большое количество различных границ (зеренных, ламельных, с-доменных и антифазных). Очевидно, что для формирования этой сверхструктуры содержание золота в МКС следует увеличить. Исходя из этих рассуждений, было решено изготовить и изучить сплав состава: 20Au–15Pt–15Pd–50Cu (at.%).

Целью настоящей работы является изучение влияния различных исходных состояний (деформация на 75 % и закалка от 850 °С) и отжига (при температуре 200–600 °С) на структуру и свойства сплава 20Au–15Pt–15Pd–50Cu (at.%).

2. Материал и методика

Многокомпонентный сплав AuPtPdCu был выплавлен из золота, платины, палладия чистотой 99.99 % и меди чистотой 99.98 %. Выплавку производили в вакууме не хуже 10^{–2} Па с разливкой в графитовый тигель. Состав исследуемого сплава в атомных и массовых процентах приведен в табл. 1. Далее в тексте статьи исследуемый МКС будет обозначен как 50(AuPtPd)–50Cu.

Энтропия смешения исследуемого МКС равна 10.3 J/(mol·K), что соответствует среднеэнтропийным сплавам [20].

Слиток диаметром 5 mm гомогенизировали при температуре 850 °С в течение 3 h, закачивали путем охлаждения в воде и разрезали на две части. Слиток подвергался механотермическому переделу путем последовательных операций, включающих выдержку в течение 1 h при температуре 850 °С с закалкой в воду и дальнейшую деформацию на 75 %. Таким образом из одной части слитка методом волочения была получена проволока диаметром 0.25 mm для резистометрии. Другая часть

Таблица 1. Состав исследуемого многокомпонентного сплава

	Au	Pt	Pd	(Au+Pt+Pd)	Cu
mass. %	33.3	25.7	14.0	73.0	27.0
at. %	19.7	15.4	15.4	50.5	49.5

слитка была прокатана до получения пластин толщиной 0.3 mm, которые использовались для аттестации фазового состава на различных этапах обработки и для измерения микротвердости.

Часть деформированных при комнатной температуре проволок и пластинок отжигали при температуре 850 °С, 1 h и охлаждали в воде. Таким образом, в работе были исследованы образцы, находящиеся в двух исходных состояниях: закаленном от 850 °С и деформированном на 75 % (степень деформации определяли по изменению площади поперечного сечения).

Для изучения процессов перестройки структуры и эволюции свойств проводили отжиги исходных образцов в интервале температур от 200 до 600 °С (с шагом в 100 °С). Продолжительность термообработок составляла от 1 до 168 h (7 суток). Все термообработки выполняли в вакуумированных стеклянных или кварцевых ампулах.

Для измерения удельного сопротивления (ρ) использовался стандартный четырехконтактный метод (величина постоянного тока $I = 10$ mA). Измерения удельного электросопротивления образцов при комнатной температуре проводили на проволочных образцах диаметром 0.25 mm и длиной 250 mm, закрепленных в специальном кондукторе, как было описано нами ранее в работе [21]. Абсолютная погрешность измерения электросопротивления составила $\pm 0.04 \cdot 10^{-8}$ Ohm·m.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на пластинках сплава толщиной 0.3 mm. Измерения по рентгеновской дифракции были выполнены на лабораторном рентгеновском дифрактометре PANalytical Empyrean Series 2 с использованием эйлеровой подвески с тремя степенями свободы. Измерения проводились в геометрии параллельного пучка на излучении CoK_α с длиной волны 0.179 nm.

Для измерения микротвердости был использован микротвердомер Shimadzu HNMV-G31DT76639-3 с приложением нагрузки 50 g в течение 10 s. Для каждого структурного состояния было проведено не менее 10 измерений.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Резистометрическое исследование

На первом этапе исследования необходимо выявить наличие в исследуемом сплаве структурно-фазовых превращений и определить температуры максимальных скоростей этих реакций. Для решения этой задачи была вы-

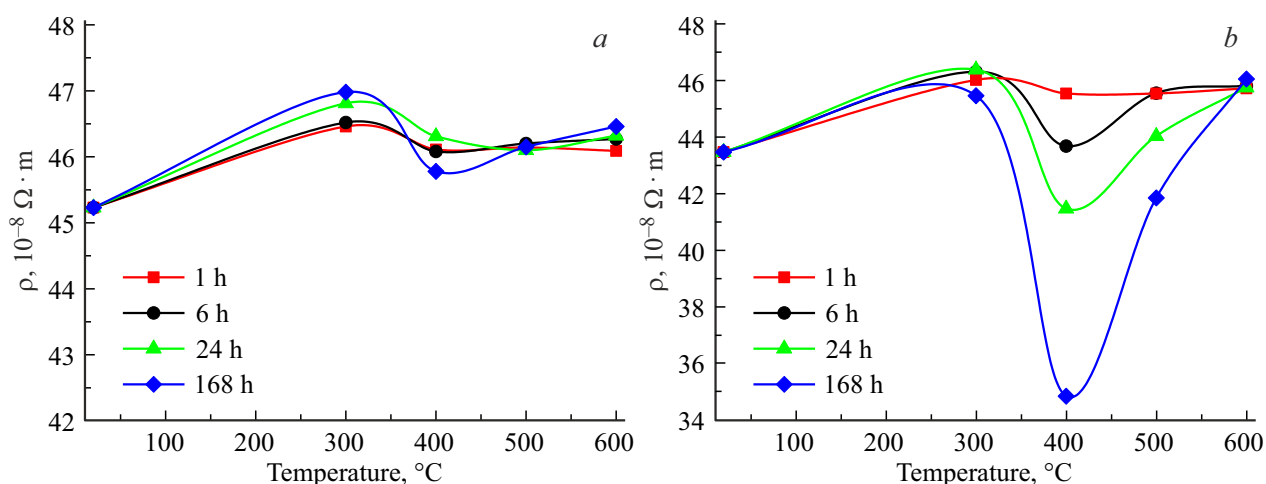


Рис. 1. Зависимости удельного электросопротивления закаленных от 850 °C (а) деформированных на 75 % (b) образцов сплава 50(AuPtPd)–50Cu от температуры и продолжительности отжига.

бран метод резистометрии, который является экспресс-ной структурно-чувствительной методикой [16,21,22].

На рис. 1 приведены результаты резистометрии закаленных (рис. 1, а) и деформированных (рис. 1, b) проволочных образцов исследуемого МКС после отжига в интервале температур от 300 до 600 °C. В закаленном состоянии (рис. 1, а) удельное электросопротивление сплава 50(AuPtPd)–50Cu составляет $\rho = 45.23 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$. В деформированном на 75 % состоянии (рис. 1, b) удельное электросопротивление исследованного сплава составляет $\rho = 43.46 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$ (т.е. ниже закаленного сплава).

Отжиг исходно закаленного сплава 50(AuPtPd)–50Cu (рис. 1, а) при 300 °C в течение одного часа приводит к росту электросопротивления до значения $46.46 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$, затем наблюдается снижение до $46.11 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$ при 400 °C, дальнейшее увеличение температуры обработки не приводит к изменению электросопротивления. Увеличение продолжительности термообработки (до 168 h) сопровождается ростом электросопротивления исходно закаленных образцов с максимумом при — ~ 300 °C. После отжига максимальной продолжительности при этой температуре электросопротивление достигает значения $46.98 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$. Повышение температуры до 400 °C приводит к снижению удельного электросопротивления ($45.78 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$ после отжига в течение 168 h), далее снова наблюдается рост ρ . После термообработки при температуре 600 °C значения электросопротивления варьируются от 46.09 (выдержка 1 h) до $46.46 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$ (выдержка 168 h).

Некоторый подъем электросопротивления, который наблюдается на начальной стадии нагрева образцов, можно объяснить формированием ближнего атомного порядка [15]. В свою очередь, снижение электросопротивления в температурном интервале 350–450 °C, является откликом на какие-то структурные превращения

и вполне может быть вызвано процессами атомного упорядочения [23].

Наблюдаемое снижение электросопротивления при увеличении продолжительности термообработки можно объяснить процессами упорядочения атомов в кристаллической решетке исследуемого сплава.

Как известно, предварительная деформация приводит к резкому ускорению перестройки структуры при отжиге [21]. Проведенные эксперименты подтверждают этот вывод (рис. 1, b). При 400 °C наблюдается минимум значений удельного электросопротивления. С увеличением времени выдержки при этой температуре, значения ρ снижаются все интенсивнее, достигая при отжиге максимальной продолжительности значения $\rho = 34.83 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$. Эта величина на 20 % ниже значения электросопротивления исходно деформированного сплава. Как известно [24], снижение дефектности структуры в ходе рекристаллизации приводит к падению электросопротивления на 3–4 %. Таким образом, в сплаве 50(AuPtPd)–50Cu структурные изменения, связанные скорее всего с процессами атомного упорядочения, вносят более сильный вклад в величину изменения удельного электросопротивления. Отжики выше 400 °C снова приводят к росту ρ . После термообработки при температуре 600 °C значения электросопротивления варьируются от 45.71 до $46.04 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$, что примерно на $0.4 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$ ниже, чем значения в закаленном состоянии.

Предполагаемые нами процессы формирования атомно-упорядоченной фазы (или фаз) в исследуемом сплаве при температуре 400 °C вполне могут объяснить наблюдаемые на рис. 1 зависимости удельного электросопротивления от температуры.

На основе результатов резистометрических исследований можно предположить, что длительный отжиг при температуре 400 °C позволяет сформировать в исследу-

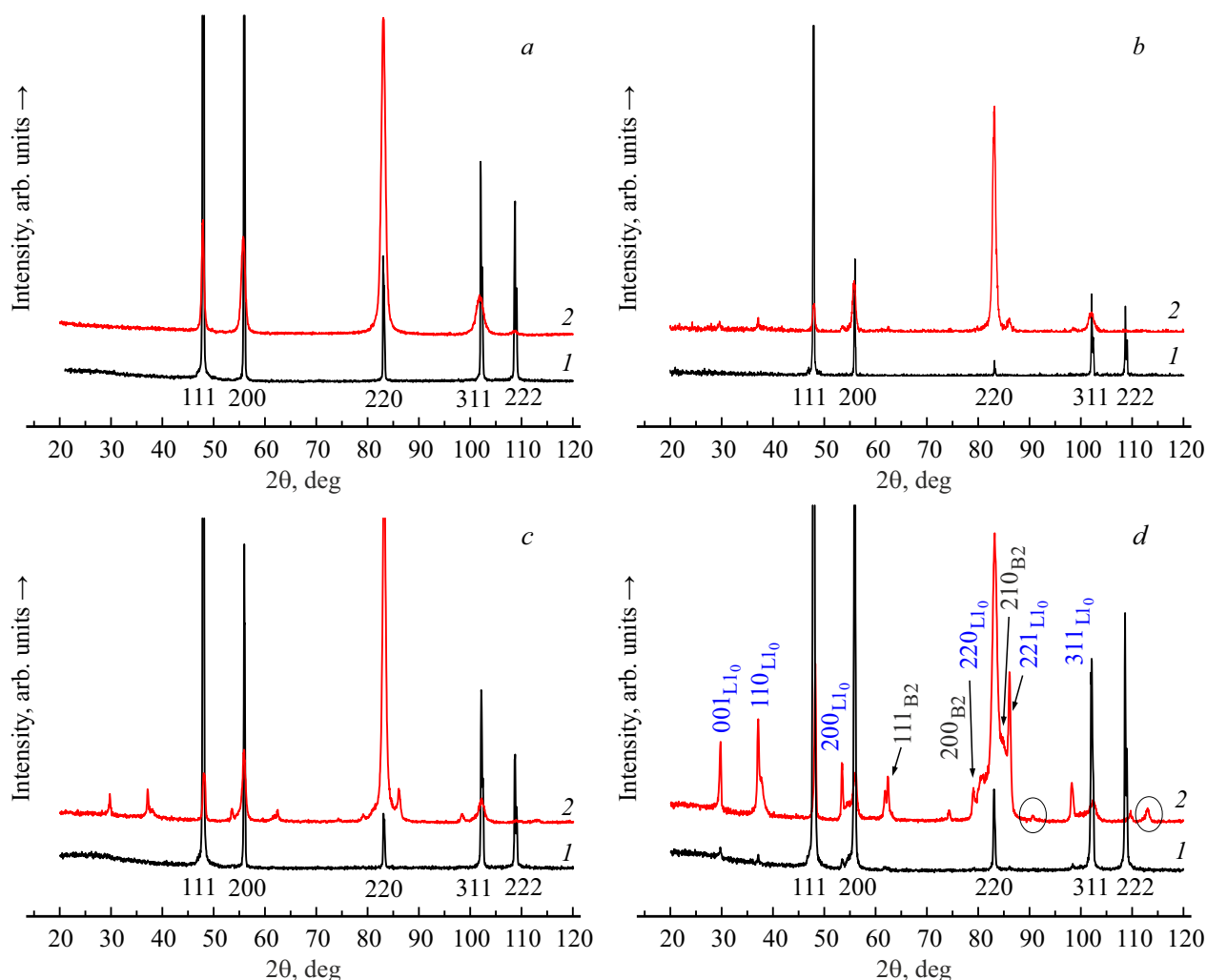


Рис. 2. Дифрактограммы образцов сплава 50(AuPtPd)–50Cu (1 — закалка 850 °С; 2 — деформация 75 %): *a* — исходные состояния (и.с.); *b* — и.с. +400 °С, 6 h; *c* — и.с. +400 °С, 24 h; *d* — и.с. +400 °С, 168 h. Охлаждение после термообработки проводилось на воздухе.

двум сплавом некоторый объем атомно-упорядоченной фазы.

Для того, чтобы разобраться с фазовым составом исследуемого сплава после различных термомеханических обработок, было проведено рентгеноструктурное исследование.

3.2. Рентгеноструктурный анализ

В исходных состояниях (закаленном или деформированном) на всех дифрактограммах исследуемого МКС наблюдаются линии только ГЦК-фазы (рис. 2, *a*). После деформации на 75 % пики становятся менее интенсивными и более широкими (дифрактограмма 2 на рис. 2, *a*).

Отжиг исходно закаленного сплава 50(AuPtPd)–50Cu в течение 6 и 24 h не приводит к изменению вида рентгенограммы (дифрактограммы 1 на рис. 2, *b* и рис. 2, *c*). Дополнительные пики, малая интенсивность которых не позволяет их идентифицировать, появляются только по-

сле отжига максимальной продолжительности — 168 h (дифрактограмма 1 на рис. 2, *d*).

Как следует из результатов резистометрии, предварительная деформация значительно ускоряет перестройку структуры при отжиге исследуемого сплава. Действительно, отжиг деформированного МКС продолжительностью 6 h при 400 °С приводит к появлению слабых пиков второй фазы (дифрактограмма 2 на рис. 2, *b*), их интенсивность растет с увеличением времени термообработки (дифрактограмма 2 на рис. 2, *c*). Новые пики соответствуют отражениям от атомно-упорядоченной структуры с тетрагональной сверхрешеткой (сверхструктура $L1_0$).

Отжиг максимальной продолжительности (168 h) приводит к росту количества пиков на рентгенограмме (дифрактограмма 2 на рис. 2, *d*): кроме фазы $L1_0$ на основе золота, фиксируются отражения от упорядоченной B2-фазы на основе палладия. Кроме того, наблюдаются отдельные пики (выделены на рис. 2, *d* овалами —

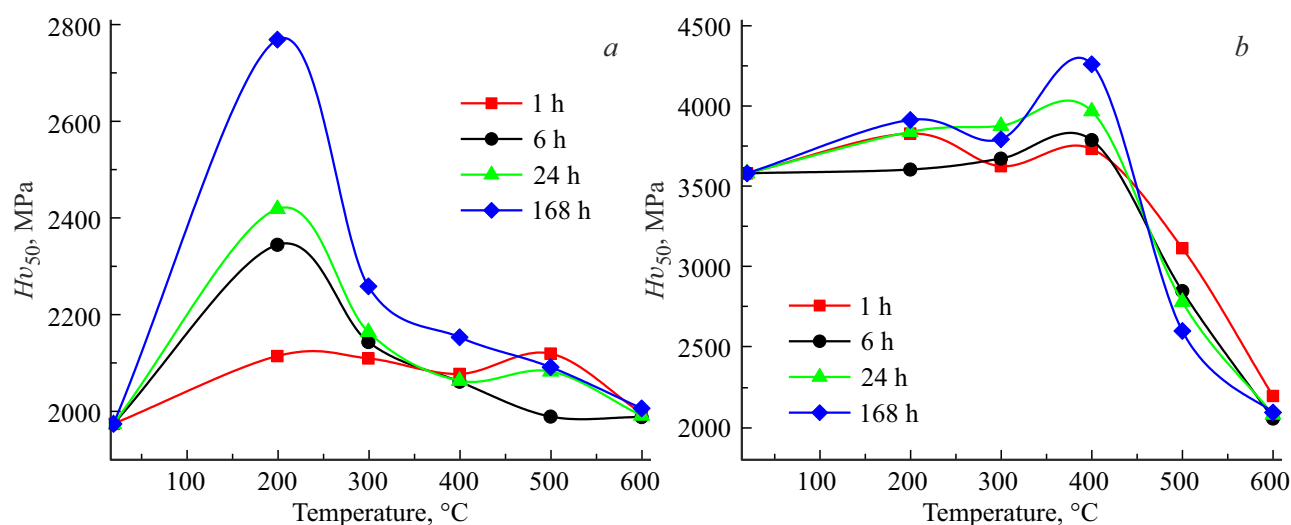


Рис. 3. Зависимости микротвердости от температуры и продолжительности отжигов предварительно закаленных от 850 °C образцов сплава 50(AuPtPd)–50Cu (*a*) и сплава 50(AuPtPd)–50Cu после деформации на 75 % (*b*).

примерно на 91 и 113 deg.), которые на данном этапе сложно приписать какой-либо из фаз. Эти пики имеют малую относительную интенсивность, что говорит о небольшом количестве соответствующей фазы.

Параметр решетки исходно закаленного сплава 50(AuPtPd)–50Cu составляет $a = 0.3815$ nm, предварительно деформированного: $a = 0.3821$ nm. Некоторое увеличение параметра кристаллической решетки в результате пластической деформации наблюдалось нами ранее и на сплавах медь–палладий [21]. Как было предположено в работе [25], это явление вызвано тем, что в деформированном состоянии на параметр решетки оказывает влияние близость границ и их относительно большой объем. Термообработка образцов закаленного МКС при 400 °C не приводит к изменению параметра решетки даже после отжига в течение 168 h (~ 0.3815 nm).

Параметр ГЦК-решетки предварительно деформированного сплава с увеличением длительности термообработки немного снижается и после отжига максимальной продолжительности при 400 °C становится сопоставим с параметром решетки закаленных образцов $a = 0.3816$ nm. Параметры кристаллических решеток упорядоченных фаз определялись на основе дифрактограммы 2 на рис. 2*a*: после термообработки исходно деформированного сплава при температуре 400 °C, 168 h. Для разных пиков на этой дифрактограмме параметр a кристаллической решетки $L1_0$ фазы варьируется от ~ 0.3974 до 0.3988 nm. Параметр решетки вдоль c -оси определен как ~ 0.3825 nm. Таким образом, полученная в ходе экспериментов тетрагональность кристаллической решетки $L1_0$ сверхструктуры в исследуемом сплаве составляет: $c/a \approx 0.96$.

Параметр ОЦК-сверхрешетки B2-фазы после обработки максимальной продолжительности составляет от ~ 0.2962 до 0.2979 nm, что приблизительно соответству-

ет параметру упорядоченной решетки бинарного сплава состава Cu–47Pd [18].

3.3. Микротвердость

Изменение микротвердости H_v после отжигов в интервале температур от 200 до 600 °C закаленных и деформированных образцов сплава 50(AuPtPd)–50Cu показано на рис. 3.

Микротвердость исследуемого сплава после закалки от 850 °C составляет 1980 MPa (рис. 3, *a*). После отжига при температуре 200 °C в течение 1 h наблюдается повышение микротвердости на ~ 130 MPa, такие значения сохраняются до температуры 500 °C, затем наблюдается небольшое снижение H_v . Увеличение продолжительности термообработки (до 168 h) сопровождается ростом микротвердости исходно закаленных образцов в интервале температур 200–400 °C с максимумом при 200 °C. Значение микротвердости, достигнутое после отжига в течение 168 h при температуре 200 °C, на 790 MPa выше, чем в исходно закаленном состоянии, и составляет 2770 MPa. При температуре 600 °C значения микротвердости практически не зависят от длительности выдержки и становятся примерно равны: ~ 2000 MPa (рис. 3, *a*). Повышение микротвердости при отжиге закаленных образцов неоднократно наблюдалось ранее в различных сплавах на основе меди [26,27]. Это явление может быть интерпретировано как показатель процессов атомного упорядочения [27], что подтверждается РСА-результатами (рис. 2).

Деформация на 75 % повышает микротвердость исследуемого МКС практически в 2 раза, до: 3580 MPa (рис. 3, *b*). Отжики деформированного сплава продолжительностью от 1 до 168 h приводят к дальнейшему росту микротвердости, максимальное значение достигается при температуре 400 °C, после 168 h (4260 MPa).

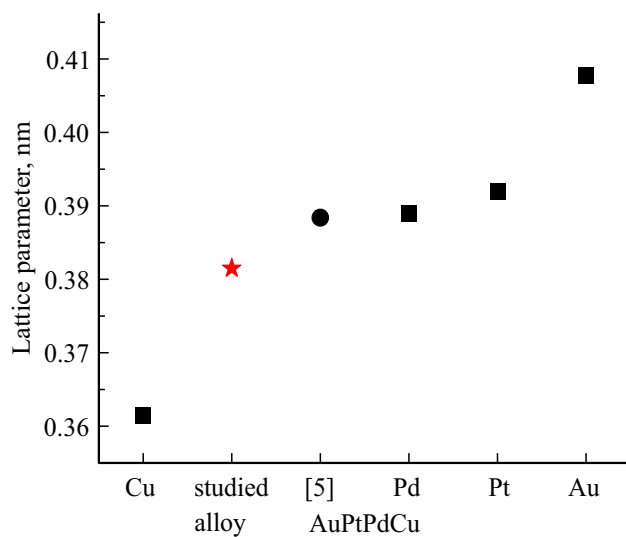


Рис. 4. Значения параметра ГЦК-решетки чистых элементов, экиатомного сплава AuPtPdCu из работы [5] и исследуемого МКС.

Значение микротвердости, полученное после отжига в течение 168 h при температуре 400 °C, на 20% выше по сравнению с исходно деформированным состоянием. Увеличение микротвердости в температурном интервале 200–400 °C можно объяснить началом процессов упорядочения, при 400 °C — ростом количества упорядоченной фазы. Выше 400 °C наблюдается снижение H_v из-за процессов рекристаллизации. При 600 °C значения микротвердости становятся минимальными и практически не зависят от исходного состояния образцов (рис. 3).

4. Обсуждение результатов

По результатам резистометрии, удельное электросопротивление деформированного на 75% МКС ниже, чем исходно закаленного (крайние левые точки на рис. 1). Ранее такой эффект наблюдался на различных упорядочивающихся сплавах, он связан с формированием ближнего порядка в закаленном сплаве [15]. Как известно, ближний порядок наблюдается во многих закаленных сплавах, в составе которых имеется хотя бы один переходный элемент [23]. Формирование ближнего порядка в сплавах Cu–Pd и Cu–Pt детально изучалось ранее методом дифракции электронов [28]. Было показано, что образование ближнего порядка приводит к значительным изменениям электрических свойств сплавов, упорядочивающихся с образованием различных типов сверхструктур [15,16]. Разрушение ближнего порядка под действием пластической деформации приводит к уменьшению электросопротивления этих сплавов. К примеру, удельное электросопротивление разупорядоченного закалкой образца сплава Cu–56Au (at.%) составляет $\rho = 14.29 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$, а образец, разупорядоченный сильной пластической де-

формацией (90%), имеет меньшее удельное электросопротивление — $\rho = 14.06 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$ [29].

Как отмечалось в работе [23], после низкотемпературных отжигов электросопротивление сплавов с ближним порядком повышается. Действительно, на рис. 1, а наблюдается рост значений удельного электросопротивления МКС при отжигах до 300 °C. Можно предположить, что в процессе отжигов при этих температурах из кластеров ближнего порядка начинают образовываться зародыши упорядоченной фазы. Низкотемпературный отжиг исходно деформированных образцов также приводит к росту ρ . Это явление можно объяснить отсутствием ближнего порядка после деформации.

На рис. 4 видно, что значение параметра решетки исследуемого нами МКС (обозначено „звездочкой“) находится между значениями параметров решетки чистой меди и чистого палладия, и на $\sim 0.007 \text{ nm}$ ниже, чем параметр решетки экиатомного сплава AuPtPdCu $a = 0.3884 \text{ nm}$ [5].

РСА-результаты исследования МКС (рис. 2) показали, что некоторые пики на дифрактограммах имеют сложную форму. Это свидетельствует о том, что они являются суперпозицией нескольких элементарных пиков. Например, пик (220) для отожженного при 400 °C сплава в исходно деформированном состоянии (дифрактограмма 2 на рис. 2, d) позволяет уверенно идентифицировать пять входящих в него компонент, но этот же пик для исходно закаленного состояния не имеет заметной асимметрии после аналогичного отжига.

Этому можно предложить следующее объяснение. При пластической деформации происходит необратимая перестройка кристаллической структуры, кристаллиты сильно измельчаются [30]. При последующем отжиге усиливаются диффузионные процессы и начинается рекристаллизация с образованием более крупных зерен. Вероятно, немалую роль играет и зернограничная диффузия, т.к. границы в таком состоянии очень развиты. На них может происходить сегрегация определенных элементов с хорошей взаимной растворимостью, вплоть до образования новых зерен, имеющих слегка различающиеся межатомные расстояния в кристаллической решетке. В отсутствие тепловых колебаний такое расслоение привело бы к набору близко расположенных узких пиков на дифрактограмме, но, за счет дебаевского уширения линий при конечной температуре, они сливаются в один пик сложной формы. Для сплава в исходно закаленном состоянии удельный вес границ значительно ниже и зернограничная диффузия уже не играет значимой роли. При отжиге заметного разделения пиков не наблюдается (дифрактограмма 1 на рис. 2, d).

Стоит отметить, что пик (001) фазы $L1_0$ на дифрактограмме 2 на рис. 2, d существенно смещен вправо относительно расчетной рентгенограммы для фазы CuAu, поэтому параметр c для этого пика составляет $\sim 0.3492 \text{ nm}$. Можно предположить следующее. Как Pt, так и Pd имеют меньший радиус атома чем Au. Если при формировании фазы $L1_0$ в паре Cu–Au происходит

Таблица 2. Физико-механические свойства сплавов на основе благородных металлов

	Зарубежные сплавы [35]		ИФМ УрО РАН	
Марка сплава	Neyoro G	Neyoro K	МКС	МКС Сюткиной В.И. [33]
Состав сплава	на основе Au	на основе Au	Au, Pt, Pd, Cu	Au, Ag, Pt, Pd, Cu
(Au+Pt+Pd), масс.%	80	58	73	64
σ_B , МПа	657–1079	570–1030	1070	1300
ρ , 10^{-8} Ohm · m	15.0–22.0	15.0	34.8	14
k % IACS	8.0–12.0	12.0	5.0	12.4

частичная замена атомов Au на Pt или Pd (что не исключено, учитывая сходные химические свойства этих металлов), то межатомные расстояния окажутся меньше, чем для „чистой“ фазы. Действительно, согласно диаграмме состояния системы Cu–Au–Pd [31], палладий при установлении дальнего порядка L1₀ в тройных сплавах Cu–Au–Pd занимает позиции золота. Это позволяет путем введения палладия сократить содержание золота в сплаве, не изменяя типа сверхструктуры. В сплавах, упорядоченных по типу L1₂, принадлежащих разрезам Cu₃Au–Cu₃Pd и Cu₃Au–Cu₃Pt, также существует полная взаимозаменяемость золота и палладия, а также золота и платины с сохранением сверхструктуры L1₂ во всей области концентраций [32,33]. Кроме того, надо учитывать, что после проведенной обработки (деформация 75 % + 400 °C, 168 h) исследуемый сплав все еще находится в неравновесном состоянии. Как отмечалось в [34], в эквивалентном сплаве Cu–Au при обработке при температуре 390 °C тетрагональные зерна на начальном этапе формирования подвергаются значительным напряжениям со стороны окружающей кубической фазы, поэтому пики тетрагональной фазы могут смещаться от равновесных положений. Для уменьшения напряжений требуется более длительная термообработка.

Следует указать, что фактически первый многокомпонентный сплав на основе благородных металлов был разработан в ИФМ УрО РАН в 80-х годах прошлого столетия под руководством д.т.н. В.И. Сюткиной [33]. Этот сплав до сих пор выпускается промышленностью под маркой ЗлСрПлПдМ-5-6-4-31. Формирование атомно-упорядоченной структуры по типу L1₂ позволяет получить в этом сплаве набор высоких функциональных характеристик. Сплав создан на основе системы Cu–Au, содержание других элементов не превышает 6 масс.%. Добавка платины и палладия позволяет несколько повысить прочностные свойства и коррозионную стойкость, а легирование серебром еще более повышает прочность за счет выделения фазы на доменных границах.

Проведем сравнение физико-механических свойств исследованного сплава 50(AuPtPd)–50Cu с МКС, разработанным В.И. Сюткиной с сотрудниками, и с характеристиками зарубежных сплавов фирмы Deringer-Neu,

Inc [35] (табл. 2). Сплавы типа Neyoro (на основе золота) широко используются, и их свойства можно считать эталоном. Данные, приведенные в табл. 2, указывают на то, что сплав 50(AuPtPd)–50Cu демонстрирует повышенные прочностные свойства, но одновременно имеет более высокое электросопротивление.

Отметим, что упрочнение МКС В.И. Сюткиной достигнуто за счет формирования упорядоченной матрицы и выделений фазы на основе серебра. Для исследуемого нами сплава 50(AuPtPd)–50Cu на данном этапе стояла задача изучить матрицу: оценить возможность получения упорядоченного состояния. Возможно, легирование сплава серебром для дальнейшего упрочнения будет использовано нами в будущем.

Таким образом, исследования сплава 50(AuPtPd)–50Cu, проведенные в данной работе, указывают на то, что разработка новых составов МКС на основе благородных металлов, получение в них атомно-упорядоченной структуры может иметь хорошие перспективы для применения на практике.

5. Заключение

1. По результатам рентгеноструктурного анализа, в сплаве 20Au–15Pt–15Pd–50Cu (at.%), кроме неупорядоченной матричной фазы (ГЦК), формируются две упорядоченные фазы: L1₀ (ГЦТ) и B2 (ОЦК). Возможно наличие и других фаз или соединений. Судя по малым интенсивностям пиков, вряд ли эти фазы оказывают существенное влияние на свойства исследуемого сплава.

2. Проведенные эксперименты указывают на то, что скорость фазовых превращений в исследуемом сплаве мала. Пластическая деформация приводит к ускорению процессов упорядочения. В то же время даже после деформации 75 % для формирования хорошо упорядоченного состояния недостаточно выдержки при 400 °C в течение одной недели (168 h), следует существенно увеличить продолжительность отжига.

3. Отжиг предварительно деформированного сплава при температуре 400 °C приводит к росту значительной микротвердости и снижению удельного электро-

сопротивления. Максимальное значение микротвердости (4260 МПа) и минимальное значение удельного электросопротивления ($\rho = 34.83 \cdot 10^{-8} \text{ Ohm} \cdot \text{m}$) сплава 20Au–15Pt–15Pd–50Cu (at.%), достигнутые в данной работе, фиксируются после обработки: деформация 75 % + 400 °С, 168 h, охлаждение на воздухе.

4. Дальнейшее исследование многокомпонентных сплавов 50(AuPtPd)–50Cu, представляет научный и практический интерес. Для получения в них однофазного упорядоченного состояния со сверхструктурой $L1_0$ и уменьшения времени его формирования необходимо модифицировать состав МКС путем увеличения содержания в нем золота.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-22-00629, <https://rscf.ru/project/25-22-00629/>.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] З.Б. Батаева, А.А. Руктуев, И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.А. Батаев. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты) **23**, 116 (2021).
- [2] E.P. George, W.A. Curtin, C.C. Tasan. *Acta Mater.* **188**, 435 (2020).
- [3] О.В. Самойлова, С.Е. Працкова, М.В. Сударики, Н.А. Шабурова, И.И. Сулейманова, Е.А. Трофимов. *Физическая мезомеханика* **26**, 85 (2023).
- [4] L. Li, J.-P. Du, S. Ogata, H. Inui. *Acta Mater.* **269**, 119775 (2024).
- [5] J. Freudenberger, D. Rafaja, D. Geissler, L. Giebeler, C. Ullrich, A. Kauffmann, M. Heilmaier, K. Nielsch. *Metals* **7**, 135 (2017).
- [6] K.M.B. Urs, N.K. Katiyar, R. Kumar, K. Biswas, A.K. Singh, C.S. Tiwary, V. Kamble. *Nanoscale* **12**, 11830 (2020).
- [7] N.K. Katiyar, S. Nellaippan, R. Kumar, K.D. Malviya, K.G. Pradeep, A.K. Singh, S. Sharma, C.S. Tiwary, K. Biswas. *Mater. Today Energy* **16**, 100393 (2020).
- [8] S. Drescher, A. Kuzmin, E. Welter, J. Freudenberger, A. Smekhova. *Nano Res.* **18**, 94907122 (2025).
- [9] S. Drescher, S. Seils, T. Boll, A. Kauffmann, M. Heilmaier, J. Freudenberger. *J. Alloys Compd.* **1002**, 175273 (2024).
- [10] С.В. Серов, Н.И. Непша, А.Ю. Колосов, Д.Н. Соколов, К.Г. Савина, С.А. Вересов, Н.Ю. Сдобняков. *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов* **17**, 466 (2025).
- [11] R.A. Coutu, P.E. Kladitis, K.D. Leedy, R.L. Crane. *J. Micromech. Microeng.* **14**, 157 (2004).
- [12] A.Yu. Volkov, O.S. Novikova, E.G. Volkova, D.A. Komkova, P.O. Podgorbunskaya, A.A. Gavrilova, D.A. Zgibnev, A.V. Glukhov. *Mater. Sci. Eng., A* **900**, 146497 (2024).
- [13] A.Yu. Volkov, O.V. Antonova, D.A. Komkova, A.V. Glukhov, E.G. Volkova, A.A. Livinets, P.O. Podgorbunskaya, B.D. Antonov. *Mater. Sci. Eng., A* **865**, 144626 (2023).
- [14] А.Ю. Волков, Е.Ф. Таланцев, О.С. Новикова, А.В. Глухов, К.Н. Генералова, Б.Д. Антонов. *Физика металлов и металлосоединение* **119**, 1286 (2018).
- [15] M.J. Kim, W.F. Flanagan. *Acta Metall.* **15**, 735 (1967).
- [16] B. Sprusil, W. Pfeiler. *Intermetallics* **5**, 501 (1997).
- [17] П.П. Федоров, С.Н. Волков. *Журнал неорганической химии* **61**, 809 (2016).
- [18] P.R. Subramanian, D.E. Laughlin. *J. Phase Equilib.* **12**, 231 (1991).
- [19] Диаграммы состояния двойных металлических систем: в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. Машиностроение, М. (1996).
- [20] J.-W. Yeh. *Ann. Chim.-Sci. Mat.* **31**, 633 (2006).
- [21] A.Yu. Volkov, O.S. Novikova, B.D. Antonov. *J. Alloys Compd.* **581**, 625 (2013).
- [22] W. Pfeiler. *Acta Metall.* **36**, 2417 (1988).
- [23] Y. Wang, D. Jiang, W. Yu, S. Huang, D. Wu, Y. Xu, X. Yang. *Mater. Des.* **181**, 107981 (2019).
- [24] J. Freudenberger, A. Kauffmann, H. Klaub, T. Marr, K. Nenkov, S.V. Subramanya, L. Schultz. *Acta Mater.* **58**, 2324 (2010).
- [25] Р.З. Валиев, И.В. Александров. *Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства*. Академкнига, М. (2007). 397 с.
- [26] J.M. Vitek, H. Warlimont. *Metall. Mater. Trans. A* **10**, 1889 (1979).
- [27] I. Markovic, S. Ivanov, U. Stamenkovic, R. Todorovic, A. Kostov. *J. Alloys Compd.* **768**, 944 (2018).
- [28] K. Ohshima, D. Watanabe. *Acta Crystallogr. A* **29**, 520 (1973).
- [29] П.О. Подгорбунская, Д.А. Згибнев, А.А. Гаврилова, О.С. Новикова, А.Ю. Волков. *Front. Mater. Technol.* **3**, 83 (2023).
- [30] Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. *Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия*. Металлургия, М. (1982). 632 с.
- [31] E. Raub, G. Worwag. *Zs. Metallkunde* **46**, 119 (1955).
- [32] В.И. Сюткина, А.Р. Кузнецов, З.М. Песина. *Физика металлов и металлосоединение*, **4**, 33 (1992).
- [33] Н.Н. Голикова. *Структура и свойства упорядоченных сплавов на основе палладия: диссертация кандидата технических наук: 05.16.01.* / Голикова Наталья Николаевна. — Екатеринбург, 1996. — 153 с.
- [34] O. Malis, K.F. Ludwig. *Phys. Rev. B* **60**, 14675 (1999).
- [35] Deringer-Ney, Inc: официальный сайт. URL: <https://deringerney.com/> (дата обращения: 23.04.2026).

Редактор А.Н. Смирнов