

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.3'234:539.389.1

ФОРМИРОВАНИЕ БЛИЖНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА  
В СПЛАВАХ Cu–Pd С МАЛЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ПАЛЛАДИЯ:  
РЕЗИСТОМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

© 2022 г. А. Е. Костина<sup>а</sup>, \*, О. С. Новикова<sup>а</sup>, А. В. Глухов<sup>а</sup>, Б. Д. Антонов<sup>б</sup>, А. Ю. Волков<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов Уральского отделения РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 62108 Россия

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

\*e-mail: kostina\_a@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 03.06.2021 г.

После доработки 26.08.2021 г.

Принята к публикации 03.09.2021 г.

Изучены электрические свойства и микротвердость сплава Cu–5.9 ат. % Pd. Проведено сравнение с такими же характеристиками чистой меди и сплава Cu–8 ат. % Pd. При обсуждении полученных результатов использованы литературные данные по свойствам сплавов вблизи стехиометрии Cu<sub>3</sub>Pd. Построены зависимости электросопротивления малолегированных сплавов Cu–Pd от истинной деформации и температуры закалки. Аномальное снижение электросопротивления обнаружено как в результате пластической деформации, так и при повышении температуры закалки исследуемых сплавов. Выяснено, что отжиг в температурном интервале 200–300°C приводит к аномальному повышению микротвердости и увеличению электросопротивления. Обнаруженные аномалии объяснены с точки зрения формирования ближнего атомного порядка при закалке малолегированных сплавов Cu–Pd.

*Ключевые слова:* Cu–Pd-сплавы, ближний порядок, резистометрическое исследование, упрочнение при отжиге

DOI: 10.31857/S0015323022010089

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Cu–Pd представляют интерес для многих практических приложений. К примеру, сплавы Cu–Pd вблизи эквиатомного состава являются эффективными катализаторами и поэтому используются при производстве мембран для очистки водорода [1]. Сплавы на основе меди с малым содержанием Pd могут найти применение в качестве электрических проводников с хорошей комбинацией высокой прочности и коррозионной стойкости [2].

Как известно, два типа упорядоченных фаз формируются в системе Cu–Pd [3, 4]. При медленном охлаждении сплавов Cu–Pd вблизи эквиатомного состава, разупорядоченный твердый раствор переходит к упорядоченную по типу *B2* структуру [3]. В свою очередь, упорядоченная по типу *L1<sub>2</sub>* фаза формируется в сплавах вблизи Cu<sub>3</sub>Pd стехиометрии. При содержании палладия менее ~7.5 ат. % в этих сплавах образуется однофазный разупорядоченный ГЦК твердый раствор [4].

Ранее нами было обнаружено аномальное поведение свойств при нагреве сплавов Cu–5.9 ат. % Pd и Cu–8 ат. % Pd [5]. Ниже, для краткости, мы будем опускать указание “ат. %” в обозначениях сплавов, и записывать, к примеру: Cu–5.9Pd. Как следует из фазовой диаграммы [4], сплав Cu–8Pd имеет двухфазную (*A1* + *L1<sub>2</sub>*) структуру при комнатной температуре. Поэтому мы объяснили обнаруженные аномалии с точки зрения формирования наноразмерных зародышей упорядоченной *L1<sub>2</sub>*-фазы в разупорядоченной (*A1*) матрице сплава. В свою очередь, очень трудно объяснить обнаруженное явление, если рассматривать сплав Cu–5.9Pd как однофазный. Скорее, такое поведение типично для формирования ближнего атомного порядка (БП) в этом сплаве [6]. Как известно, БП наблюдается во многих закаленных сплавах, в составе которых имеется хотя бы один переходный элемент [7].

Формирование БП в сплавах Cu–Pd детально изучалось ранее методом дифракции электронов [8]. Более того, было показано, что образование

БП приводит к значительным изменениям электрических свойств сплавов, упорядочивающихся с образованием различных типов сверхструктур [2, 9, 10].

Цель этой работы состояла в выяснении возможности формирования ближнего атомного порядка в сплавах Cu–Pd с малым содержанием палладия.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА

В ходе исследования мы будем сравнивать структуру и свойства сплава Cu–5.9Pd с теми самыми характеристиками сплава Cu–8Pd и чистой меди. Выбор составов сплавов для исследования был сделан из следующих соображений. Сплав Cu–5.9Pd на фазовой диаграмме соответствует области ГЦК-твёрдого раствора [4]. Для понимания особенностей эволюции структуры этого сплава требуются два сплава для сравнения. Один из них должен быть малолегированным Cu–Pd-сплавом, в котором образуется  $L1_2$  сверхструктура, в то время как в другом может быть сформирована только разупорядоченная фаза. В соответствии с фазовой диаграммой [4], некоторый объем упорядоченной  $L1_2$ -сверхструктуры образуется в сплаве Cu–8Pd. Это было подтверждено экспериментально в нашей работе [5]. Медь марки М00К была взята для сравнения в качестве однофазного разупорядоченного ГЦК-материала.

Сплавы Cu–5.9Pd и Cu–8Pd были выплавлены из палладия и меди чистотой 99.98 и 99.95% соответственно. Выплавку производили под вакуумом не хуже  $10^{-2}$  Па с разливкой в графитовый тигель. Химический состав образцов был проверен с помощью анализатора JEOL JCSA-733.

Слитки  $\varnothing 5$  мм гомогенизировали при температуре  $800^\circ\text{C}$  в течение 3 ч, закаливали путем охлаждения в воде, а затем разрезали на две части. Одну часть слитка деформировали волочением до получения проволоки  $\varnothing 0.22$  мм (для резистометрических исследований). Другая часть слитка была прокатана до получения пластин толщиной 0.3 мм (для рентгеноструктурных исследований и измерения микротвердости). В данной работе исследовали образцы, находящиеся только в предварительно закаленном состоянии. Для формирования этого состояния деформированные проволоки и пластины отжигали, как правило, при температуре  $800^\circ\text{C}$  в течение 1 ч и закаливали охлаждением в воде (в одном из экспериментов также использовали отжиг при температуре  $900^\circ\text{C}$ , 30 мин). Термообработки выполняли в вакуумированных стеклянных или кварцевых ампулах.

Электросопротивление тонких проволок измеряли четырехконтактным методом при постоянном токе 20 мА. Как было показано в работе [11], погрешность при определении удельного электросопротивления в наших экспериментах составляет:  $\Delta\rho = \pm 0.04 \times 10^{-8}$  Ом м. Микротвердость по Виккерсу определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г с выдержкой под нагрузкой 30 с. Значение микротвердости определяли как среднее значение из как минимум 10-ти измерений. Для проведения рентгеноструктурного анализа (РСА) использовался рентгеновский дифрактометр DMAX 2200 (Rigaku) в режиме постоянной съемки со скоростью  $4^\circ/\text{мин}$ . Cu  $K\alpha$ -излучение было монохроматизировано графитовым монокристаллом.

Измерение электрического сопротивления является простым и надежным экспериментальным методом обнаружения изменений микроструктуры [10–12]. Поэтому мы использовали резистометрию в качестве основной исследовательской методики. Более того, сплавы Cu–Pd неоднократно были исследованы ранее путем измерения их электросопротивления в различных структурных состояниях [2, 13, 14]. Поэтому мы будем иметь возможность провести сравнение наших результатов с данными различных исследователей.

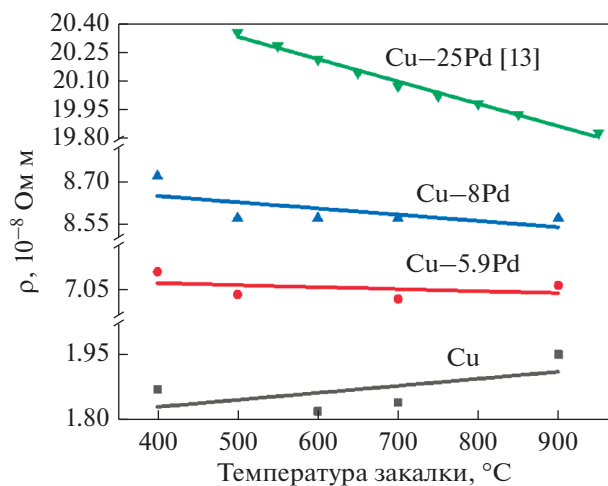
Следует подчеркнуть, что в работе проводили изучение структуры и свойств только предварительно закаленных образцов. Ранее мы показали, что предварительная деформация значительно ускоряет  $A1 \rightarrow L1_2$ -превращение в сплавах Cu–Pd [5, 15]. Однако это одновременно приводит к некоторым затруднениям в интерпретации полученных результатов. К примеру, широкие пики на рентгеновских дифрактограммах мешают идентификации фаз. Вызванное рекристаллизацией падение электросопротивления происходит в том же температурном интервале, в котором можно ожидать отклика от фазового превращения. Поэтому мы решили не описывать в этой работе изменение структуры и свойств в ходе отжига предварительно деформированных образцов.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### *Аномальное поведение электрических свойств малолегированных сплавов Cu–Pd*

Для того чтобы выявить формирование БП, были изучены зависимости электросопротивления Cu и сплавов Cu–Pd от температуры их закалики в интервале от  $400$  до  $900^\circ\text{C}$  (рис. 1).

Эксперимент проводили следующим образом: сначала деформированные образцы чистой Cu, сплавов Cu–5.9Pd и Cu–8Pd отжигали при температуре  $900^\circ\text{C}$  в течение 30 мин и охлаждали в воде.



**Рис. 1.** Зависимости электропроводности от температуры закалки Cu и различных сплавов Cu–Pd.

Затем эти образцы были разделены на 5 наборов, в каждом из которых находилось по 3 образца (по одному образцу каждого сплава). Каждый из этих наборов вновь отжигали при разных температурах (от 400 до 700°C) в течение 30 мин с последующей закалкой в воде. Такая сложная термообработка была использована специально, чтобы исключить влияние на электропроводность различных дополнительных факторов. Как было показано в [13], отжиги, проведенные по описанной методике, способны минимизировать отличие образцов по размеру зерна, закалочным напряжениям и плотности дислокаций. Все эти структурные дефекты изменяют электропроводность образцов и могут затенить искомый эффект. Точно такую же обработку использовали в работе [13] при построении зависимости электропроводности от температуры закалки ( $T_q$ ) стехиометрического сплава  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  (верхний график на рис. 1 является рис. 16 в работе [13]).

Электропроводность чистой меди снижается при уменьшении  $T_q$  (нижний график на рис. 1). Такое поведение типично для металлов: рост температуры приводит к увеличению числа термических флуктуаций кристаллической решетки, которые “замораживаются” при закалке. Поэтому, при увеличении температуры закалки длина свободного пробега электронов уменьшается из-за увеличения числа рассеивающих центров.

В отличие от чистой меди, в сплаве Cu–25Pd наблюдается снижение электропроводности при повышении  $T_q$  (рис. 1). Природа такой аномалии вызвана существованием БП в закаленном сплаве Cu–25Pd. В самом деле, упорядоченная  $L1_2$  фаза формируется в нем при температурах ниже  $T_c \approx 480^\circ\text{C}$  [4]. Поэтому, когда  $T_q$  становится

выше  $T_c$  в сплаве происходит образование БП. Установлено, что степень БП уменьшается, если  $T_q$  увеличивается [13]. Поскольку наноразмерные кластеры БП являются препятствиями для потока электронов, электропроводность сплава Cu–25Pd повышается при приближении  $T_q$  к  $T_c$ .

Рисунок 1 также показывает зависимости электропроводности от  $T_q$  для малолегированных сплавов Cu–Pd. Можно заключить, что тренд этой зависимости для сплава Cu–8Pd точно такой же, как и для сплава Cu–25Pd. Как хорошо видно на рис. 1, аномальное снижение электропроводности наблюдается в обоих сплавах при повышении  $T_q$ . Это легко объяснить: при закалке от температур выше  $T_c$  в этих сплавах фиксируется БП, степень которого снижается с повышением  $T_q$ .

Зависимость электропроводности от температуры закалки для сплава Cu–5.9Pd выглядит аномальной, если считать, что этот сплав является однофазным твердым раствором (как это следует из фазовой диаграммы Cu–Pd [4]). Однако полученная зависимость может быть объяснена с точки зрения формирования БП при закалке. В этом случае в материале реализуются две тенденции, которые по-разному влияют на его электропроводность. С одной стороны, рост  $T_q$  ведет к снижению электропроводности вследствие уменьшения степени БП (как это наблюдается в сплаве Cu–25Pd). В то же время все больше и больше структурных дефектов (к примеру, вакансий) будет фиксироваться в сплаве при повышении  $T_q$ , что вызывает рост электропроводности (как это наблюдается в чистой меди).

В целом, зависимость электропроводности от температуры закалки сплава Cu–5.9Pd очень походит на такую же зависимость, полученную для сплава Cu–8Pd. В то же время, аномальный вид обеих этих зависимостей сильно отличается от положительного тренда, наблюдаемого на графике, соответствующем чистой меди (рис. 1).

#### *Влияние пластической деформации на электропроводность*

Хорошо известно, что пластическая деформация металлов и сплавов приводит к увеличению их электропроводности вследствие введения различных рассеивающих центров, таких, к примеру, как дислокации, точечные дефекты и дефекты упаковки [13, 16]. В качестве примера на рис. 2 показана зависимость электропроводности от истинной деформации чистой меди (нижний график). Как известно [17], истинная деформация ( $e$ ) определяется уравнением:  $e = \ln(S_0/S_f)$ , где  $S_0$  и  $S_f$  — площади поперечных сечений образ-

ца в исходном и конечном состояниях соответственно.

В ходе пластической деформации электросопротивление меди увеличивается приблизительно на ~4%, максимальная величина электросопротивления соответствует истинной деформации  $e \approx 3.5$ . Дальнейшая деформация меди не приводит к увеличению ее электрического сопротивления. В этом случае наступает динамическое равновесие между генерацией дефектов и их аннигиляцией вследствие процессов возврата/рекристаллизации [17]. Полученный нами результат хорошо соответствует данным работы [18], где также пришли к заключению, что в процессе деформации электросопротивление меди повышается приблизительно на 4%. В то же время эти результаты сильно отличаются от данных работы [19] о том, что электропроводность меди снижается на ~11% в результате деформации. Мы полагаем, что большое влияние на результат может оказать чистота меди, используемой для экспериментов.

Влияние пластической деформации на электрическое сопротивление малолегированных сплавов Cu–Pd ранее не изучалось. Однако в работе [18] была построена зависимость электросопротивления от степени деформации сплава Cu–19.5Pd. Как известно [20], сплавы Cu–Pd, в которых содержится ~20 ат. % Pd, имеют максимальную скорость формирования  $L1_2$ -сверхструктуры. Как хорошо видно на рис. 2 (верхняя кривая), электросопротивление сплава Cu–19.5Pd демонстрирует аномальное снижение в ходе пластической деформации. Базируясь на результатах предыдущих исследований [9, 13], можно полагать, что дальнейшая деформация сплава Cu–19.5Pd приведет к увеличению его электросопротивления. Именно так выглядит зависимость электросопротивления от истинной деформации сплава Cu–8Pd на рис. 2.

Как было показано выше (рис. 1), формирование БП в закаленных сплавах Cu–Pd повышает их электросопротивление. Разрушение БП под действием пластической деформации приводит к уменьшению электросопротивления этих сплавов. Продолжение деформации вызывает повышение электросопротивления, поскольку длина свободного пробега электронов снижается вследствие повышения числа различных рассеивающих факторов. Вот почему зависимость электросопротивления от деформации закаленного сплава Cu–8Pd имеет параболическую форму (рис. 2). Надо заметить, что в работе [21] было обнаружено аналогичное явление: закалка вызывала снижение электропроводности сплава Cu–7Pd, а дополнительная холодная деформация после закалки приводила к его повышению.

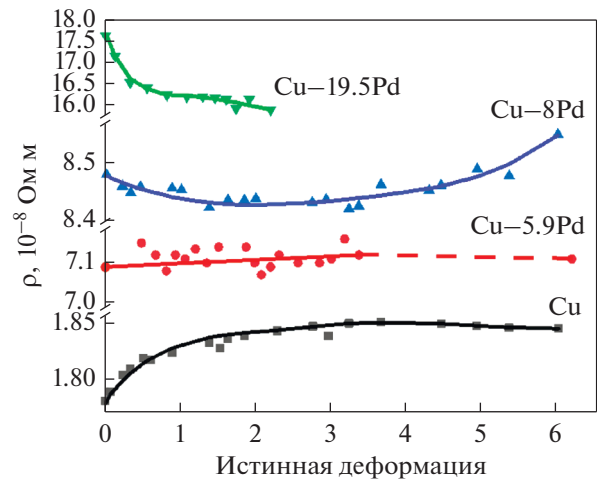


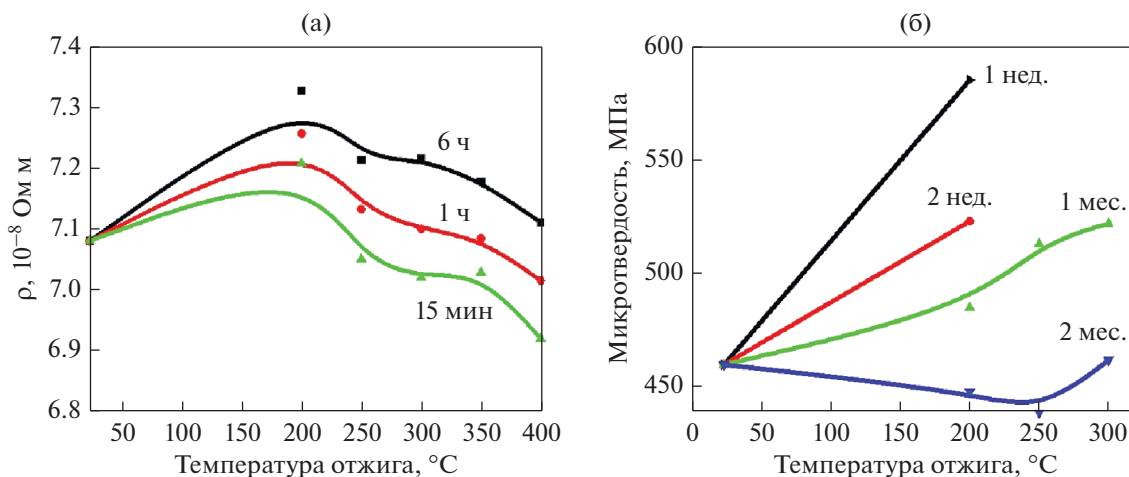
Рис. 2. Зависимости электросопротивления от истинной деформации чистой Cu и различных сплавов Cu–Pd. Зависимость для сплава Cu–19.5Pd была получена путем пересчета графика из работы [13].

Зависимость электросопротивления от истинной деформации сплава Cu–5.9Pd имеет вид почти горизонтальной линии. Такая форма сильно отличается от других графиков на рис. 2. Этот результат вполне согласуется с предположением о низкой степени БП в закаленном сплаве Cu–5.9Pd, как это следует из данных рис. 1. В этом случае снижения электросопротивления вследствие разрушения БП на начальных стадиях пластической деформации может не наблюдаться. Отметим, что увеличение истинной деформации от  $e = 3.4$  до  $e = 6.2$  не приводит к изменению электросопротивления сплава Cu–5.9Pd (этот участок зависимости не имеет промежуточных точек, поскольку количество материала для исследований было ограничено).

*Эволюция структуры и свойств сплава Cu–5.9Pd в ходе изотермических отжига*

Выше было показано, что формирование БП имеет место в закаленном сплаве Cu–5.9Pd. Это явление должно приводить к изменению всех физических свойств в ходе последующих термообработок [7, 9, 10]. Поэтому закаленные от 800°C образцы исследуемого сплава отжигали в температурном интервале 200–400°C с последующим охлаждением на воздухе.

Результаты резистометрических измерений сплава Cu–5.9Pd показаны на рис. 3а. Изменение электросопротивления регистрируется уже через 15 мин отжига. Максимальное увеличение электросопротивления наблюдается при температуре отжига 200°C. Причем при увеличении продол-



**Рис. 3.** Зависимости электросопротивления (а) и микротвердости (б) от температуры и продолжительности отжига сплава Cu–5.9Pd, предварительно закаленного от 800°C.

жительности термообработки электросопротивление сплава продолжает расти.

Ранее, в работах [5, 15], наблюдали увеличение электросопротивления в ходе отжига сплава Cu–8Pd, что было связано с образованием в нем зародышей упорядоченной  $L1_2$ -фазы (отметим, что, в отличие от большинства упорядочивающихся сплавов, в процессе атомного упорядочения по типу  $L1_2$  электросопротивление сплавов Cu–Pd повышается [14, 22]).

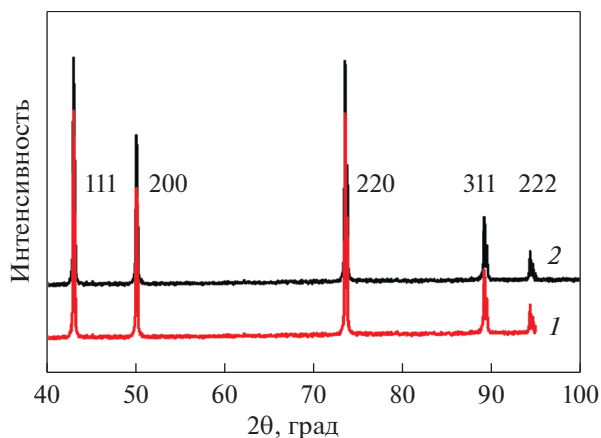
Как известно, после низкотемпературных отжигов электросопротивление сплавов с БП повышается [7]. Однако, в соответствии с фазовой диаграммой Cu–Pd, только ГЦК-твердый раствор может сформироваться в сплаве Cu–5.9Pd. По-

этому без детальных структурных исследований трудно понять причину роста электросопротивления закаленного сплава Cu–5.9Pd после термообработок в интервале 200–300° (рис. 3а).

Рисунок 3б показывает зависимости микротвердости от температуры и продолжительности термообработки образцов исследуемого сплава. Явление упрочнения в результате отжига неоднократно наблюдалось ранее в различных малолегированных сплавах на основе меди [5, 6, 21]. Это явление может быть интерпретировано как показатель процессов атомного упорядочения [6]. С другой стороны, сегрегации растворенных атомов на дислокациях могут замедлить перестройку дислокационной структуры и блокировать релаксацию внутренних напряжений в предварительно деформированном сплаве [23]. Однако, на рис. 3б наблюдается упрочнение при отжиге закаленного сплава. Поскольку плотность дислокаций в закаленном сплаве минимальна, природа наблюдаемого упрочнения не связана с закреплением дислокаций растворенными атомами.

Рисунок 4 показывает РСА-результат, полученный с предварительно закаленного образца сплава Cu–5.9Pd, который был подвергнут отжигу при 250°C в течение 2 мес. (дифрактограмма 2). Картина рентгеновской дифракции, полученная с исходного, закаленного сплава, также показана на рис. 4 для сравнения (дифрактограмма 1).

Только основные отражения выявляются в обоих образцах, указывая на наличие ГЦК-твердого раствора. Возле пиков на дифрактограмме 2 отсутствуют плечи или какие-либо другие отклики от второй фазы. Таким образом, на рентгенов-



**Рис. 4.** Данные РСА, полученные с исходного, закаленного (1) и отожженного при температуре 250°C в течение 2 мес. (2) образцов сплава Cu–5.9Pd.

ских дифрактограммах нет никаких свидетельств, что после длительной термообработки в течение двух месяцев в матрице сплава произошло изменение фазового состава. Впрочем, это является характерным для сплавов с БП: для его выявления требуется применение специальных исследовательских методик с использованием высокого разрешения [7].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения данной работы впервые изучено влияние температуры отжига и степени деформации на изменение свойств сплава Cu–5.9Pd. Для того чтобы понять полученные результаты, проведено сравнение характеристик исследуемого сплава, чистой меди и малолегируемых сплавов Cu–Pd, которые упорядочиваются по типу  $L1_2$ . Обнаружено формирование БП в закаленном сплаве Cu–5.9Pd, который на фазовой диаграмме указан как однофазный твердый раствор. Как правило, формирование БП является ранней стадией превращения беспорядок → порядок [7]. Поэтому на основе полученных результатов можно предположить, что в процессе низкотемпературных отжигов из кластеров БП начинают образовываться зародыши упорядоченной фазы. Это позволяет объяснить механизм обнаруженных в ходе исследования аномального упрочнения и повышения электросопротивления при отжиге закаленного сплава.

Для того чтобы выяснить детали начальных стадий фазового превращения беспорядок–порядок в сплаве Cu–5.9Pd, требуется проведение специального исследования. Вследствие малого числа зародышей новой фазы реакция атомного упорядочения должна быть изучена с использованием передовых исследовательских методик (к примеру, высокоразрешающая просвечивающая электронная микроскопия или атомная томография). Модельные расчеты также могут быть использованы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 18-03-00532).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Opalka S.M., Huang W., Wang D., Flanagan T.B., Low-wik O.M., Emerson S.C., She Y., Vanderspurt T.H.* Hydrogen interactions with the PdCu ordered B2 alloy // *J. Alloys Compounds*. 2007. V. 446–447. P. 583–587. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.01.130>
2. *Volkov A.Yu., Novikova O.S., Kostina A.E., Antonov B.D.* Effect of alloying with palladium on the electrical and mechanical properties of copper // *Phys. Met. Metal.* 2016. V. 117. № 9. P. 945–954. <https://doi.org/10.1134/S0031918X16070176>
3. *Popov A.A., Shubin Yu.V., Plyusnin P.E., Sharafutdinov M.R., Korenev S.V.* Experimental redetermination of the Cu–Pd phase diagram // *J. Alloys Compounds*. 2019. V. 777. P. 204–212. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.332>
4. *Subramanian P.R., Laughlin D.E.* Cu–Pd (Copper–Palladium) // *J. Phase Equilibria*. 1991. V. 12. № 2. P. 231–243.
5. *Volkov A.Yu., Kostina A.E., Volkova E.G., Novikova O.S., Antonov B.D.* Microstructure and physicomechanical properties of a Cu–8 at. % Pd alloy // *Phys. Met. Metal.* 2017. V. 118. № 12. P. 1236–1246. <https://doi.org/10.1134/S0031918X17120016X>
6. *Vitek J.M., Warlimont H.* The mechanism of anneal hardening in dilute copper alloys // *Metal. Trans. A*. 1979. V. 10. P. 1889–1892. <https://doi.org/10.1007/BF02811734>
7. *Yong Wang, Dingcheng Jiang, Wenxin Yu, Shudong Huang, Da Wu, Yonghong Xu, Xianjun Yang.* Short-range ordering in a commercial Ni–Cr–Al–Fe precision resistance alloy // *Mater. Design*. 2019. V. 181. Art. 107981. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107981>
8. *Ohshima K., Watanabe D.* Electron diffraction study of short-range-order diffuse scattering from disordered Cu–Pd and Cu–Pt alloys // *Acta Cryst.* 1973. V. A29. P. 520–525.
9. *Antonova O.V., Volkov A.Yu.* Changes of microstructure and electrical resistivity of ordered Cu–40Pd (at %) alloy under severe plastic deformation // *Intermetallics*. 2012. V. 21. P. 1–9. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.09.004>
10. *Sprusil B., Pfeiler W.* The Retro-effect in stoichiometric CuAu: a resistometric study // *Intermetallics*. 1997. V. 5. P. 501–505.
11. *Volkov A.Yu., Novikova O.S., Antonov B.D.* The kinetics of ordering in an equiatomic CuPd alloy: A resistometric study // *J. Alloys Compounds*. 2013. V. 581. P. 625–631. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.132>
12. *Pfeiler W.* Investigation of short-range order by electrical resistivity measurement // *Acta Met.* 1988. V. 36. № 9. P. 2417–2434.
13. *Kim M.J., Flanagan W.F.* The effect of plastic deformation on the resistivity and Hall effect of copper-palladium and gold-palladium alloys // *Acta Met.* 1967. V. 15. P. 735–745.
14. *Mitsui K., Takahashi M.* Electrical resistivity change during continuous heating in Cu–18 at. % Pd alloys quenched from various temperatures // *Scripta Mater.* 1998. V. 38. № 9. P. 1435–1441.
15. *Volkova E.G., Novikova O.S., Volkov A.Yu.* Formation of the  $L1_2$ -type superstructure in Cu–5.9 at. % Pd and Cu–8 at. % Pd // *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* 2018. V. 447. P. 012029. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/447/1/012029>
16. *Mavlyutov A.M., Bondarenko A.S., Murashkin M.Yu., Boltynjuk E.V., Valiev R.Z., Orlova T.S.* Effect of annealing on microhardness and electrical resistivity of

- nanostructured SPD aluminum // *J. Alloys Compounds*. 2017. V. 698. P. 539–546.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.240>
17. *Liping Deng, Ke Han, Karl T. Hartwig, Teo M. Siegrist, Lianyang Dong, Zeyuan Sun, Xiaofang Yang, Qing Liu*. Hardness, electrical resistivity, and modeling of in situ Cu–Nb microcomposites // *J. Alloys Compounds*. 2014. V. 602. P. 331–338.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.03.021>
18. *Jaumot F.E., Sawatzky A.* Order-disorder and cold work phenomena in Cu–Pd alloys // *Acta Met.* 1956. V. 4. № 2. P. 127–144.
19. *Williams A.* Effect of cold work on the thermal conductivity of copper // *J. Mechanical Eng. Sci.* 1965. V. 7. P. 335–338.  
[https://doi.org/10.1243/JMES\\_JOUR\\_1965\\_007\\_050\\_02](https://doi.org/10.1243/JMES_JOUR_1965_007_050_02)
20. *Syutkina V.I., Volkov A. Yu.* Formation of strength properties of ordered alloys // *Phys. Met. Metal.* 1992. V. 73. № 2. P. 205–211.
21. *Markovic I., Ivanov S., Stamenkovic U., Todorovic R., Kostov A.* Annealing behavior of Cu–7 at. % Pd alloy deformed by cold rolling // *J. Alloys Compounds*. 2018. V. 768. P. 944–952.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.07.258>
22. *Mitsui K.* Change in electrical resistivity during continuous heating of Cu<sub>3</sub>Pd alloys quenched from various temperatures // *Philosoph. Magazine B*. 2001. V. 81. № 4. P. 433–449.  
<https://doi.org/10.1080/13642810108226413>
23. *Chen D.J., Zhang K., Li T., Li X.G., Li Y.J., Ma M.L., Shi G.L., Yuan J.W.* Weak strengthening effect of the precipitated lamellar phase in the homogenized Mg–8Gd–4Y–1.6Zn–0.5Zr (wt %) alloy followed by furnace cooling // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V. 744. P. 1–9.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.056>