

Влияние деформации при криогенной или комнатной температуре с последующим отжигом на структуру и свойства меди и ее сплавов Cu–3Pd и Cu–3Pd–3Ag (at. %)

© 2023

Новикова Оксана Сергеевна^{*1,3}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории прочности
*Костина Алина Евгеньевна*¹, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории прочности
Саламатов Юрий Александрович^{1,4}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории нейтронно-синхротронных исследований наноструктур
Згибнев Дмитрий Александрович^{1,2}, студент, лаборант лаборатории прочности
Волков Алексей Юрьевич^{1,5}, доктор технических наук, заведующий лабораторией прочности

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

²Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

*E-mail: novikova@imp.uran.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0474-8991>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3857-2392>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0636-6623>

Поступила в редакцию 14.04.2023

Принята к публикации 09.06.2023

Аннотация: Сплавы системы Cu–Pd и Cu–Pd–Ag, благодаря малому электросопротивлению, могут найти применение в качестве коррозионностойких проводников слабых электрических сигналов. Работа посвящена сопоставлению структуры и физико-механических свойств Cu, сплавов Cu–3Pd и Cu–3Pd–3Ag (at. %) после деформации при комнатной или криогенной температуре и последующих отжигов. Исследованы образцы, находящиеся в различных исходных состояниях: закаленном, деформированном при комнатной и криогенной температурах. Для изучения процессов перестройки структуры и эволюции свойств проводили отжиги в интервале температур от 100 до 450 °С с последующим охлаждением в воде. Продолжительность термообработок составила 1 ч. Зависимости предела текучести и удлинения до разрушения от температуры отжига показали, что криодеформация существенно повышает термическую стабильность структуры как чистой меди, так и тройного сплава Cu–3Pd–3Ag. По температурной зависимости удельного электросопротивления деформированного сплава Cu–3Pd–3Ag при нагреве со скоростью 120 град/ч установлено, что вызванное рекристаллизацией снижение электросопротивления начинается выше 300 °С. Зависимости удельного электросопротивления от истинной деформации показали, что механизмы перестройки структуры в ходе деформации у чистой меди и сплава Cu–3Pd–3Ag различны. По результатам математической обработки пиков на дифрактограммах установлено, что в сплаве Cu–3Pd–3Ag после криодеформации и отжига возникают две фазы, одна из которых обогащена серебром, а другая обеднена. Показано, что при отжиге деформированного (особенно после криодеформации) сплава Cu–3Pd–3Ag наблюдается аномальное повышение прочностных свойств. Обнаружено, что легирование меди палладием и серебром приводит к повышению температуры рекристаллизации. Таким образом, сплавы меди с малыми добавками палладия и серебра представляют очевидный интерес для практических приложений, так как имеют повышенные прочностные свойства, удовлетворительную электропроводность и более высокую температуру рекристаллизации по сравнению с чистой медью.

Ключевые слова: Cu; Cu–Pd; Cu–3Pd–3Ag; сплав меди с малыми добавками палладия и серебра; легирование меди палладием и серебром; криодеформация; аномалия прочностных свойств; резистометрия.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания, тема «Давление», г. р. № 122021000032-5. Рентгеноструктурный анализ выполнен с использованием оборудования ЦКП «Состав вещества» ИВТЭ УрО РАН.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

Для цитирования: Новикова О.С., Костина А.Е., Саламатов Ю.А., Згибнев Д.А., Волков А.Ю. Влияние деформации при криогенной или комнатной температуре с последующим отжигом на структуру и свойства меди и ее сплавов Cu–3Pd и Cu–3Pd–3Ag (at. %) // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 2. С. 77–87. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-2-64-6.

ВВЕДЕНИЕ

Получение высокопрочных и коррозионностойких проводников электрического тока – важная научно-практическая задача. Многие зарубежные фирмы и отечественные исследователи уделяют большое внимание

разработке методик, направленных на повышение прочностных свойств медных сплавов без значительного снижения их электропроводности и с сохранением достаточной пластичности. Одним из способов решения этой проблемы является легирование. К примеру, введение в медь бериллия, ниобия и др. позволяет значительно повысить

прочностные свойства [1; 2]. Однако токсичность и высокая стоимость бериллия (а также плотность ниобия) тормозят использование таких сплавов в промышленности. Следует также упомянуть работы по упрочнению медной матрицы путем введения нанодисперсных частиц различных металлов (к примеру, хрома) методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3]. В настоящее время общепризнано, что оптимальным легирующим элементом для создания прочных проводников на медной основе является серебро. Как известно, серебро мало растворимо в меди, поэтому даже малые его добавки (3–5 ат. %) приводят к значительному упрочнению за счет выделения в медной матрице дисперсных частиц на основе Ag.

Ранее было показано, что легирование меди серебром приводит к получению электропроводящего материала с высокими прочностными свойствами [4–6]. В работе [5] установлено, что перераспределение растворенных веществ при отжиге холоднокатаного сплава Cu–3Ag (ат. %) приводит к образованию неоднородной дислокационной структуры, где выделяются области с низкой (из-за уменьшения содержания атомов серебра) и высокой (из-за сохранения избыточной концентрации серебра) плотностью дислокаций. Такая гетерогенная микроструктура позволила улучшить пластичность при сохранении высокой прочности отожженного материала [7].

Как известно, ИПД эффективно измельчает зеренную структуру металлов и сплавов и поэтому также используется для решения задач по повышению прочностных свойств медных проводников [8]. Однако процесс измельчения в ходе ИПД замедляется по достижении определенной величины накопленной деформации, и средний размер зерен асимптотически стремится к определенной минимально достижимой величине (которая обычно находится в субмикроструктурном интервале). Одним из способов решения этой проблемы может быть деформация при очень низких температурах – так называемая криогенная, или низкотемпературная, деформация. Установлено, что очень низкие температуры деформации, во-первых, препятствуют росту зерен, а во-вторых, затрудняют перераспределение дислокаций, что способствует увеличению их плотности и, как следствие, приводит к повышению внутренних напряжений. Все это стимулирует дальнейшее измельчение микроструктуры [8]. В сплавах Cu–Ag установлена возможность повышения прочностных свойств за счет предварительной криодеформации, к примеру криопротекции [9–11] или криоволочения [12; 13].

В последнее время к проводникам предъявляются дополнительные требования по коррозионной стойкости. Для решения этой проблемы медные проводники, к примеру, покрываются тонким слоем палладия [14]. Однако в процессе эксплуатации таких проводов палладий достаточно быстро диффундирует, формируя набор упорядоченных фаз на границе раздела. В работе [15] нами было установлено, что легирование палладием (менее 10 ат. %) позволяет повысить прочностные свойства меди за счет твердорастворного упрочнения при одновременном повышении коррозионной стойкости. Однако в условиях возрастающих требований к получению высокопрочных проводников электрического тока, упрочнения легированием одним компонентом оказывается недостаточно. Поэтому для формиро-

вания высоких функциональных свойств сплавов в настоящее время используется легирование двумя и более элементами, чтобы совмещать два механизма упрочнения (например, твердорастворный и дисперсионный за счет выделения второй фазы [16]) или одновременное протекание нескольких фазовых превращений [17]. С этой точки зрения сплавы Cu–Pd могут служить матрицей для их дополнительного упрочнения серебром.

Ранее нами было показано, что использование криодеформации перед отжигом приводит к формированию высокопрочного упорядоченного состояния сплава Cu–47Pd (ат. %) с ультрамелкозернистой структурой и низким удельным электросопротивлением [18]. Эти результаты позволяют предполагать, что предварительная криодеформация приведет к дополнительному измельчению зерна тройного сплава Cu–Pd–Ag, что вместе с дисперсионным упрочнением за счет выделения частиц серебра повысит механические свойства. Влияние криодеформации на структуру и свойства сплавов Cu, легированных серебром и палладием, ранее не рассматривалось.

Цель работы – изучение влияния деформации при комнатной и криогенной температурах на физико-механические свойства сплава меди с малыми добавками палладия и серебра Cu–3Pd–3Ag (ат. %).

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплав Cu–3Pd–3Ag (ат. %) был выплавлен из меди, палладия и серебра чистотой 99,98; 99,99 и 99,99 % соответственно. Для сравнения структуры и свойств были взяты образцы чистой меди и сплава Cu–3Pd (ат. %). Выплавку производили в вакууме 10^{-2} Па с разливкой в графитовый тигель. Химический состав сплавов был проверен с помощью рентгеновского микроанализатора JEOL JCSA-733. Все термообработки выполняли в вакуумированных стеклянных или кварцевых ампулах.

Слиток Ø5 мм гомогенизировали при температуре 800 °С в течение 3 ч, закаливали путем охлаждения в воде, разрезали на две части. Из одной части слитка методом волочения была получена проволока Ø1,5 мм, из которой нарезались образцы для проведения механических испытаний на растяжение. Дальнейшее волочение до Ø0,22 мм позволило получить тонкую проволоку для резистометрии. Другая часть слитка была прокатана до получения пластин толщиной 0,3 мм, которые использовались для аттестации фазового состава на различных этапах обработки.

Криодеформация сплава осуществлялась между двумя пластинками из нержавеющей стали. Эту конструкцию помещали в жидкий азот примерно на 1 мин, после чего проводили прокатку. Затем операция повторялась. Часть деформированных при комнатной температуре проволок и пластинок отжигали при температуре 700 °С и охлаждали в воде 1 ч. Таким образом, в работе были исследованы образцы, находящиеся в нескольких исходных состояниях: закаленном, деформированном при комнатной и при криогенной температурах. Величина истинной деформации образцов (ϵ) определялась по уравнению: $\epsilon = \ln(S_0/S_f)$, где S_0 и S_f – площади поперечных сечений образца в исходном и конечном состояниях.

Для изучения процессов перестройки структуры и эволюции свойств проводили отжиги в интервале температур от 100 до 450 °С (с шагом в 50 °С) с последующим охлаждением в воде. Продолжительность термообработок составила 1 ч.

Для измерения удельного сопротивления (ρ) использовался стандартный четырехконтактный метод (величина постоянного тока $I=20$ мА). Для повышения точности при вычислении площади поперечного сечения образца диаметр проволоки измеряли оптическими методами с погрешностью ± 1 мкм. При определении длины проводника использовался специальный кондуктор с набором контактных точек, расстояние между которыми (от 120 до 150 мм) было измерено с точностью до 0,1 мм. Удельное электросопротивление вычислялось как среднее значение из 5 измерений между различными парами контактов. Температурные зависимости электросопротивления были получены при нагреве и охлаждении образцов со скоростью 120 град/ч.

Механические испытания проводились на разрывной машине ZD 10/90 при скорости растяжения 3 мм/мин, длина рабочей части образцов составляла 30 мм. Для каждого структурного состояния испытывалось не менее 5 образцов.

Для проведения рентгеноструктурного анализа (РСА) использовался дифрактометр DMAX 2200 (Rigaku) в режиме съемки со скоростью 4 °/мин, Cu-K α -излучение было монохроматизировано графитовым монокристаллом. Средний размер (D_0) областей когерентного рассеяния (ОКР) в исследуемых сплавах, деформированных на одинаковую степень при разных температурах, оценивали на основе РСА-данных по методу Вильямсона – Холла [19]. Была проведена математическая обработка нескольких пиков на рентгенограммах меди, сплава Cu–3Pd и тройного сплава Cu–3Pd–3Ag. Она

заклучалась в деконволюции, т. е. обращении свертки сигнала с уширяющей функцией прибора. Это обращение проводилось путем решения интегрального уравнения свертки методом регуляризации для обратных задач [20]. Параметр решетки, соответствующий каждому компоненту исходного пика, считали по обоим пикам его дублета и усредняли.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Как видно из полученных РСА-результатов, введение в медь малых добавок палладия или серебра вызывает увеличение параметра ГЦК-решетки (рис. 1, таблица 1). Для наглядности на вставке на рис. 1 показаны пики (200) чистой меди, бинарного сплава Cu–3Pd и исследуемого тройного сплава Cu–3Pd–3Ag. Хорошо заметно, что легирование приводит к смещению этого пика в сторону меньших углов.

Кроме того, на рис. 1 можно видеть, что пластическая деформация исследуемых сплавов на одинаковую степень ($e \approx 3,5$) вызывает разное уширение рентгеновского пика. Можно сделать вывод, что легирование приводит к измельчению структурных элементов.

Как видно из таблицы 1, размер ОКР в деформированных бинарном и тройном сплавах составляет несколько десятков нанометров. Криопрокатка еще более измельчает структуру. Таким образом, исследуемые сплавы Cu–3Pd и Cu–3Pd–3Ag после деформации ($e \approx 3,5$) можно отнести к наноструктурным материалам.

Изменение предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения до разрыва (δ) после выдержки (в течение 1 ч) предварительно деформированных образцов сплавов Cu–3Pd и Cu–3Pd–3Ag в интервале температур от 100 до 450 °С показано на рис. 2 а и 2 б соответственно.

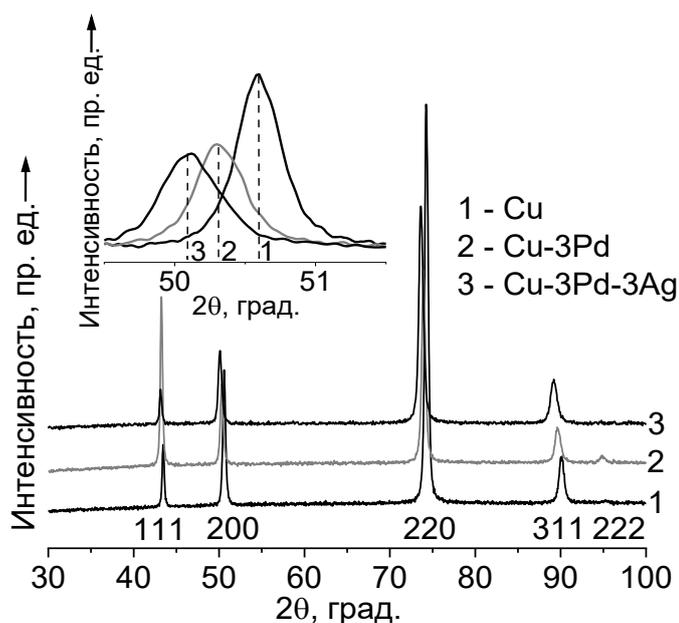


Рис. 1. Дифрактограммы меди (1), сплавов Cu–3Pd (2) и Cu–3Pd–3Ag (3) после криодеформации ($e \approx 3,5$)
Fig. 1. Diffraction patterns of copper (1), Cu–3Pd (2) and Cu–3Pd–3Ag (3) alloys after cryodeformation ($e \approx 3,5$)

Таблица 1. Параметр кристаллической решетки и средний размер областей когерентного рассеивания деформированных ($\epsilon \approx 3,5$) образцов исследуемых сплавов и меди
Table 1. Crystal lattice parameter and the average size of the areas of coherent scattering of deformed ($\epsilon \approx 3.5$) specimens of the studied alloys and copper

Образец	Параметр решетки a , нм	Средний размер ОКР D_0 , нм
Cu*	0,3619	>100
Cu-3Pd	0,3627	66±7
Cu-3Pd*	0,3628	50±5
Cu-3Pd-3Ag	0,3639	58±6
Cu-3Pd-3Ag*	0,3645	40±4

* Образцы, полученные криодеформацией.

* Specimens produced by cryodeformation.

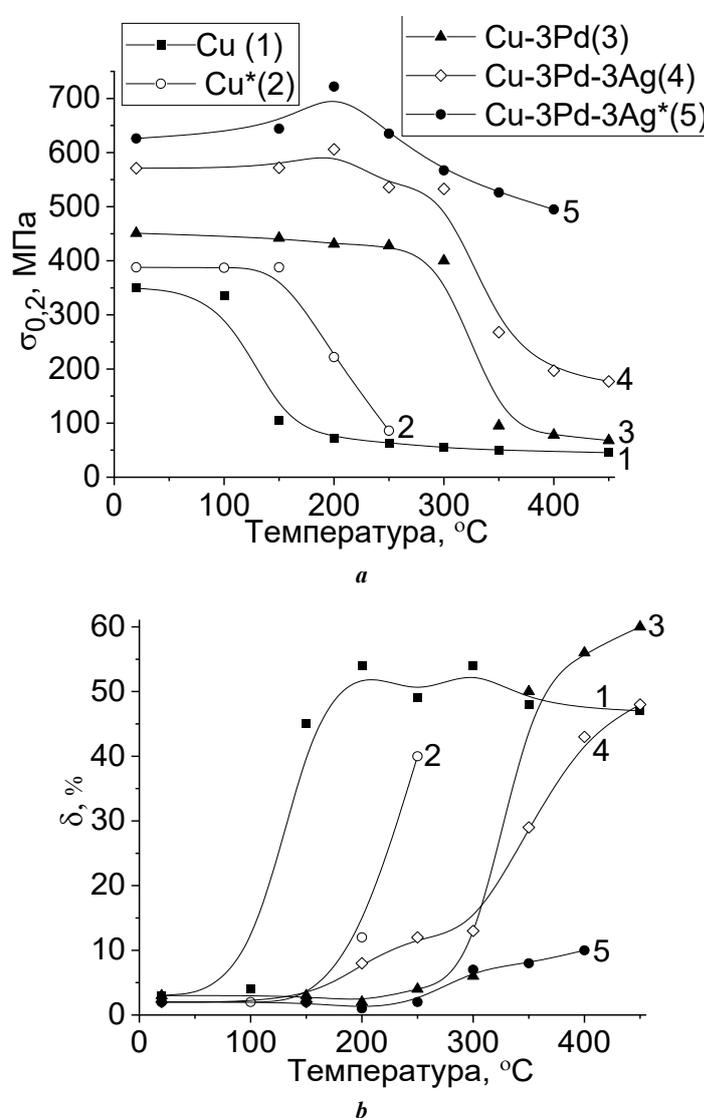


Рис. 2. Зависимости предела текучести (а) и удлинения до разрушения (б) от температуры отжига образцов Cu, сплавов Cu-3Pd и Cu-3Pd-3Ag, предварительно деформированных при комнатной и криогенной (*) температурах ($\epsilon \approx 2,3$)
Fig. 2. The dependences of yield strength (a) and elongation to failure (b) on the temperature of annealing of specimens of Cu, Cu-3Pd and Cu-3Pd-3Ag alloys pre-deformed at room and cryogenic (*) temperatures ($\epsilon \approx 2.3$)

Видно (кривая 1, рис. 2 а), что для снятия наклепа в медных образцах достаточно отжига при температуре 150 °С в течение 1 ч. Введение 3 ат. % палладия повышает температуру рекристаллизации до ~300 °С (кривая 3, рис. 2 а), а дополнительное введение 3 ат. % серебра повышает температуру рекристаллизации еще на ~50 °С (кривая 4, рис. 2 а).

Пластичность всех сильно деформированных образцов низкая: их удлинение до разрыва составляет $\delta \approx 2 \div 3$ %. После завершения процессов рекристаллизации в результате отжигов пластические свойства большинства сплавов значительно повышаются – до $\delta \approx 50$ %. Можно предположить, что в отожженном при 400 °С, 1 ч криодеформированном сплаве Cu–3Pd–3Ag процессы рекристаллизации еще не завершены (кривая 5 на рис. 2 б). Таким образом, криодеформация существенно повышает термическую стабильность структуры как чистой меди (кривые 1 и 2), так и тройного сплава Cu–3Pd–3Ag (кривые 4 и 5).

Поскольку снижение дефектности структуры в ходе рекристаллизации приводит к падению электросопротивления, термическую стабильность деформированной структуры можно понять, измеряя температурные зависимости электросопротивления. На рис. 3 приведены зависимости изменения электросопротивления, полученные при нагреве и охлаждении тонкого проволочного образца сплава Cu–3Pd–3Ag, деформированного на $\epsilon \approx 7,1$. Температурная зависимость электросопротивления исходно закаленного сплава имеет линейный вид, поскольку в данном случае в сплаве не протекают процессы рекристаллизации, и в работе не приведена. Зависимости электросопротивления в процессе охлаждения одинаковы вне зависимости от исходного состояния образцов и также являются линейными (пунктирная линия на рис. 3).

Температура рекристаллизации сплава Cu–3Pd–3Ag может быть определена на рис. 3 как точка отклонения зависимости электросопротивления от линейного вида

при нагреве. Здесь надо иметь в виду, что температура рекристаллизации зависит от температурно-временных условий обработки [21]. Поэтому можно утверждать, что при нагреве со скоростью 120 град/ч вызванное рекристаллизацией снижение удельного электросопротивления исследуемого сплава начинается при нагреве выше 300 °С.

При комнатной температуре удельное электросопротивление закаленного сплава Cu–3Pd–3Ag составляет $\rho = 4,5 \cdot 10^{-8}$ Ом·м (т. е. электропроводность сплава – 39 % IACS). Электросопротивление деформированного сплава Cu–3Pd–3Ag несколько выше (это также следует из хода кривых «нагрев – охлаждение» на рис. 3).

Эволюция микроструктуры под влиянием деформации хорошо выявляется по изменению удельного электросопротивления. Для сравнения на рис. 4 приведены зависимости удельного электросопротивления от истинной деформации образцов чистой меди и сплава Cu–3Pd–3Ag. В ходе пластической деформации электросопротивление меди (рис. 4, кривая 1) увеличивается на ~4 % из-за роста дефектности структуры, максимальная величина электросопротивления соответствует истинной деформации $\epsilon \approx 3,5$. Дальнейшая деформация меди не приводит к увеличению ее электросопротивления, так как наступает динамическое равновесие между генерацией дефектов и их аннигиляцией вследствие процессов возврата/рекристаллизации. Именно поэтому зависимость удельного электросопротивления меди при больших деформациях выглядит как плато (кривая 1 на рис. 4).

На рис. 4 (кривая 2) хорошо видно, что в ходе пластической деформации электросопротивление сплава Cu–3Pd–3Ag повышается приблизительно на 7 %, максимальная величина электросопротивления соответствует истинной деформации $\epsilon \approx 4,3$. Дальнейшая деформация приводит к снижению удельного электросопротивления тройного сплава. Таким образом, механизмы перестройки структуры в ходе деформации у чистой меди (кривая 1) и сплава Cu–3Pd–3Ag (2) различны.

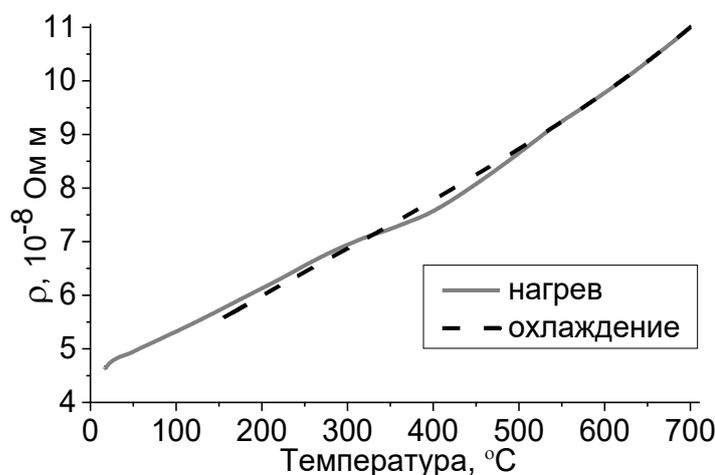


Рис. 3. Изменение электросопротивления при нагреве и охлаждении со скоростью 120 град/ч образца сплава Cu–3Pd–3Ag, деформированного волочением при комнатной температуре ($\epsilon \approx 7,1$)

Fig. 3. Change in electrical resistivity at heating and cooling at a rate of 120 deg./h of the Cu–3Pd–3Ag alloy specimen drawing-deformed at room temperature ($\epsilon \approx 7.1$)

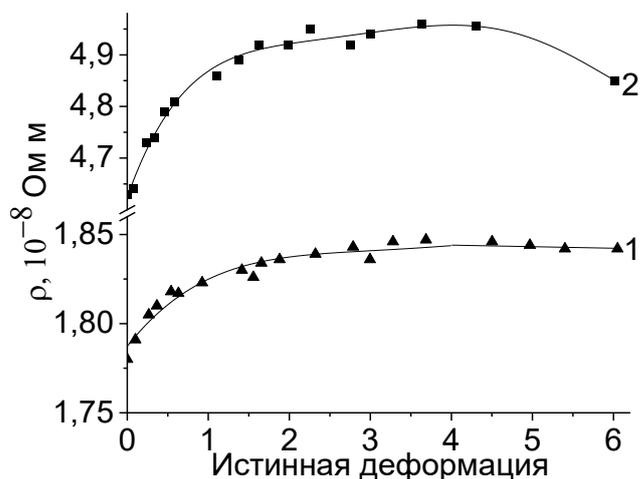


Рис. 4. Зависимости удельного электрического сопротивления от истинной деформации чистой меди (1) и сплава Cu-3Pd-3Ag (2)
Fig. 4. The dependences of specific electrical resistivity on true strain of pure copper (1) and Cu-3Pd-3Ag alloy (2)

Дифрактограммы образцов сплава Cu-3Pd-3Ag, деформированных на $\epsilon \approx 3,5$ при комнатной и криогенной температурах и затем отожженных при 250 °C в течение 1 ч, показаны на рис. 5.

На всех дифрактограммах присутствуют линии только ГЦК-фазы, отражений от других фаз не обнаружено. Видно, что снижение температуры деформационной обработки вызывает дополнительное уширение рентгеновских пиков (дифрактограммы 1 и 3). Очевидно, что для выявления возможных слабых линий второй фазы требуется применение методов математической обработки рентгеновских пиков.

Приведем результаты такой обработки одного из пиков. После деконволюции пика (220) сплава Cu-

3Pd-3Ag (криодеформация ($\epsilon \approx 3,5$) + 250 °C, 1 ч, охлаждение в воде) видно (рис. 6), что он четко разделяется на два компонента, каждый из которых представляет собой дублет Cu-K α_1 и Cu-K α_2 . Все остальные пики на рис. 6 неинформативны и являются либо шумами, либо следствием приближенного характера решения обратных задач методом регуляризации. Для сравнения проведена такая же математическая обработка пика (220) чистой меди и сплава Cu-3Pd: в отличие от пика (220) тройного сплава, после деконволюции они разделяются только на дублет Cu-K α_1 и Cu-K α_2 , не обнаруживая признаков наличия второго компонента.

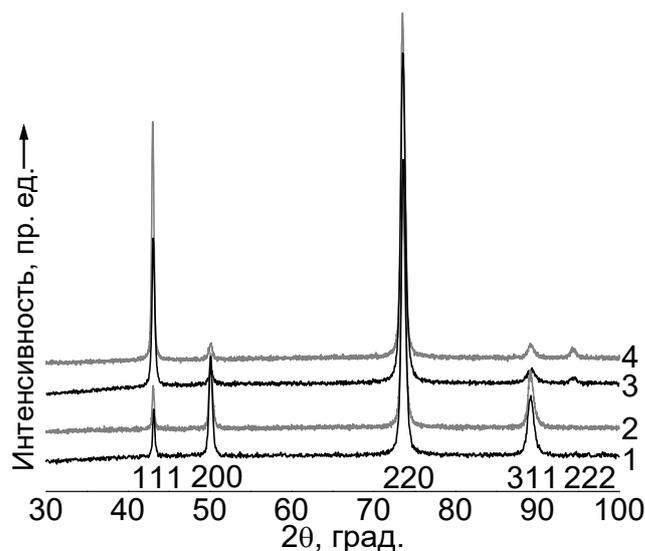


Рис. 5. Дифрактограммы образцов сплава Cu-3Pd-3Ag:
 1 – деформация при комнатной температуре ($\epsilon \approx 3,5$); 2 – обработка (1) + 250 °C, 1 ч, охлаждение в воде;
 3 – криодеформация ($\epsilon \approx 3,5$); 4 – обработка (3) + 250 °C, 1 ч, охлаждение в воде
Fig. 5. Diffraction patterns of the Cu-3Pd-3Ag alloy specimens:
 1 – deformation at room temperature ($\epsilon \approx 3.5$); 2 – treatment (1) + 250 °C, 1 h, cooling in water;
 3 – cryodeformation ($\epsilon \approx 3.5$); 4 – treatment (3) + 250 °C, 1 h, cooling in water

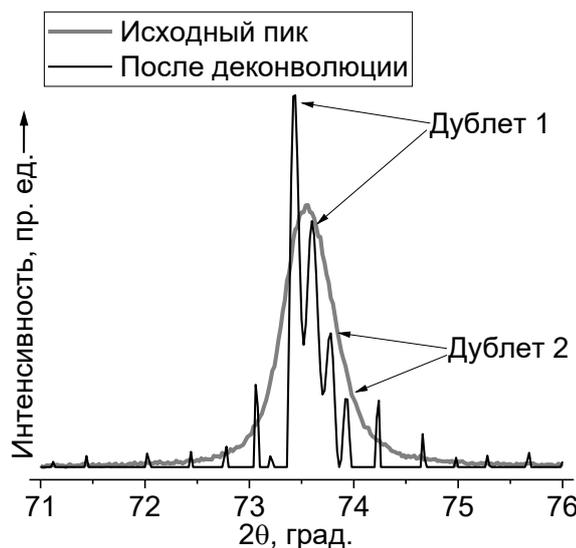


Рис. 6. Исходный пик (220) и после деконволюции на дифрактограмме сплава Cu-3Pd-3Ag криодеформация ($\epsilon \approx 3,5$) + 250 °C, 1 ч, охлаждение в воде
Fig. 6. The initial peak (220) and peak after deconvolution on the diffraction pattern of the Cu-3Pd-3Ag alloy, cryodeformation ($\epsilon \approx 3.5$) + 250 °C, 1 h, cooling in water

Для фазы 1 (левый дублет, более интенсивный) параметр решетки составил $a_1 = 0,3646$ нм. Для фазы 2 (правый дублет, менее интенсивный) $a_2 = 0,3632$ нм. Как и ожидалось, оба параметра превышают параметр кристаллической решетки чистой меди $a = 0,3619$ нм.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Наиболее интересным результатом, полученным в ходе проведенного исследования, является обнаружение температурной аномалии предела текучести при отжиге сплава Cu-3Pd-3Ag. Как правило, при отжиге исходно деформированного материала можно ожидать снижения прочностных свойств. Однако из рис. 2 а следует, что отжиг тройного сплава при температуре 200 °C «включает» какой-то дополнительный механизм упрочнения по сравнению с бинарным сплавом. Действительно, в сплаве Cu-3Pd какого-либо увеличения прочности в результате отжига не происходит (рис. 2 а, на кривой 3 наблюдается плато). В свою очередь, отжиг сплава Cu-3Pd-3Ag при 200 °C после деформации при комнатной температуре увеличивает его предел текучести на ~40 МПа, в то время как криодеформация увеличивает предел текучести на ~100 МПа (можно сравнить кривые 4 и 5 на рис. 2 а). После такой термомеханической обработки предел текучести малолегированного сплава на основе меди Cu-3Pd-3Ag ($\sigma_{0,2} = 720$ МПа) становится в 2 раза выше предела текучести сильно деформированной чистой меди ($\sigma_{0,2} = 350$ МПа).

Эффект аномального повышения предела текучести, обнаруженный нами в ходе механических испытаний на растяжение (рис. 2), также наблюдается при измерении микротвердости сплава Cu-3Pd-3Ag [22]. Микротвердость тройного сплава увеличивается после отжига при 150 °C, достигает максимума при 250 °C и затем начинает снижаться. Отметим, что на кривых микротвердости эффект упрочнения в результате отжига про-

является более четко. Вероятно, это связано с различием в степенях предварительной деформации образцов. Действительно, предварительная деформация пластин для измерений микротвердости составляла $\epsilon \approx 3,5$, а истинная деформация проволоки для испытаний на растяжение не превышала $\epsilon \approx 2,3$.

Аномальный рост прочностных свойств в результате отжигов уже наблюдали ранее, к примеру, на криодеформированных образцах сплавов Cu-Ag, Cu-Al-Zn и Mg-Al-Zn [23; 24]. Этот эффект объясняли сегрегацией атомов выделяющегося компонента на различного рода дефектах (дислокациях, границах зерен и т. п.). Таким образом, увеличение дефектности структуры в ходе криодеформации должно приводить к более явному проявлению температурной аномалии, что соответствует нашим результатам, полученным на сплаве Cu-3Pd-3Ag (рис. 2).

По результатам математической обработки РСА-данных можно предположить, что основной объем исследуемого сплава представляет собой твердый раствор палладия в меди. В соответствии с [25], изменение параметра ГЦК-решетки при легировании меди палладием полностью удовлетворяет закону Vegarda. Таким образом, в полном соответствии с полученными результатами параметр кристаллической решетки Cu-Pd-матрицы должен несколько превышать параметр решетки чистой меди.

В сплаве Cu-5Ag (мас. %) после старения при температуре 450 °C наблюдали сетку из выделений серебра вдоль границ зерен [26]. В сплаве Cu-8Ag (мас. %) после отжига при температуре 500 °C в течение 710 ч более крупные выделения серебра находились по границам зерен и на тройных стыках, мелкие выделения – внутри зерен [27]. Принимая во внимание результаты [26; 27], а также низкую растворимость Ag в Cu, можно предположить, что сегрегация атомов серебра происходит по границам зерен Cu-Pd-матрицы, а также внутри

них, на дислокациях. 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 сплава Cu–50Pd–20Ag (ат. %) наблюдалось формирование частиц Pd–Ag в атомно-упорядоченной матрице Cu–Pd [28].

В рассматриваемом в данной работе малолегированном сплаве Cu–3Pd–3Ag какой-либо упорядоченной фазы не формируется. По-видимому, после криодеформации и отжига при температуре 250 °С в сплаве возникают две области, одна из которых обогащена серебром, а другая обеднена. Этому двухфазному состоянию и соответствуют компоненты дифракционного пика, которые мы наблюдаем после деконволюции.

В дальнейших исследованиях тройных сплавов Cu–Pd–Ag можно пойти по пути увеличения содержания палладия. Легирование серебром сплавов Cu–5Pd и Cu–10Pd, в которых можно ожидать формирования зародышей упорядоченной фазы Cu₃Pd, приведет не только к твердорастворному упрочнению и дисперсионному твердению за счет выделения второй фазы, но и к дополнительному упрочнению за счет процессов атомного упорядочения. Возможно, это позволит заметно увеличить прочностные свойства таких сплавов, как это предлагалось для легированных упорядочивающихся сплавов на основе Cu–Au и Cu–Pd в работе [29].

Если сравнивать двойные сплавы Cu–Pd и тройные Cu–Pd–Ag, то нужно отметить, что малые добавки серебра незначительно влияют на электропроводность сплавов Cu–Pd, при одновременном существенном повышении прочностных свойств и температуры рекристаллизации. Например, предел текучести и предел прочности тройного сплава Cu–3Pd–3Ag выше, а его электропроводность соизмерима с характеристиками сплава Cu–3Pd.

Таким образом, с практической точки зрения сплавы меди с малыми добавками палладия и серебра представляют очевидный интерес, так как имеют повышенные прочностные свойства, удовлетворительную электропроводность и более высокую температуру рекристаллизации по сравнению с чистой медью.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Обнаружен аномальный эффект повышения прочностных свойств при отжиге деформированного сплава Cu–3Pd–3Ag; криодеформация заметно усиливает этот эффект.

2. Легирование малым количеством серебра сплавов меди с низким содержанием палладия приводит к повышению прочностных свойств и температуры рекристаллизации, наблюдаемое при этом снижение электропроводности незначительно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Дерягина И.Л., Попова Е.Н., Валова-Захаревская Е.Г., Патраков Е.И. Структура и термическая стабильность высокопрочного нанокompозита Cu-18Nb в зависимости от степени деформации // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 1. С. 99–108. DOI: [10.7868/S0015323018010126](https://doi.org/10.7868/S0015323018010126).
- Чжиган Ч., Цзюньвэй Л., Шицян Л., Янни С., Юань М. Механизмы высокотемпературной деформации сплава Cu–Be в высокоупругом отожженном состоянии // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 1. С. 73–80. DOI: [10.7868/S0015323018010096](https://doi.org/10.7868/S0015323018010096).
- Valiev R.Z., Straumal B., Langdon T.G. Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties // *Annual Review of Materials Research*. 2022. Vol. 52. P. 357–382. DOI: [10.1146/annurev-matsci-081720-123248](https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-081720-123248).
- Zhang Zh., Ru Ya., Zuo T.T., Xue J., Wu Y., Gao Z., Liu Y., Xiao L. Achieving High Strength and High Conductivity of Cu-6 wt%Ag Sheets by Controlling the Aging Cooling Rate // *Materials*. 2023. Vol. 16. № 10. Article number 3632. DOI: [10.3390/ma16103632](https://doi.org/10.3390/ma16103632).
- Gubicza J., Hegedus Z., Labar J.L., Kauffmann A., Freudenberger J., Subramanya Sarma V. Solute redistribution during annealing of a cold rolled Cu–Ag alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 623. P. 96–103. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.10.093](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.10.093).
- Bonvalet M., Sauvage X., Blavette D. Intragranular nucleation of tetrahedral precipitates and discontinuous precipitation in Cu-5wt%Ag // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 164. P. 454–463. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.10.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.055).
- Sitarama Raju K., Subramanya Sarma V., Kauffmann A., Hegedus Z., Gubicza J., Peterlechner M., Freudenberger J., Wilde G. High strength and ductile ultrafine grained Cu–Ag alloy through bimodal grain size, dislocation density and solute distribution // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. № 1. P. 228–238. DOI: [10.1016/j.actamat.2012.09.053](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.053).
- Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Даниленко В.Н., Корзников А.В. Влияние низкотемпературной прокатки на структуру меди // *Физика металлов и металловедение*. 2010. Т. 110. № 4. С. 336–348. DOI: [10.1134/S0031918X10100029](https://doi.org/10.1134/S0031918X10100029).
- Guo S., Liu S., Liu J., Gao Z., Liu Z. Investigation on Strength, Ductility and Electrical Conductivity of Cu-4Ag Alloy Prepared by Cryorolling and Subsequent Annealing Process // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28. P. 6809–6815. DOI: [10.1007/s11665-019-04448-7](https://doi.org/10.1007/s11665-019-04448-7).
- Wu X., Wang R., Peng C., Zeng J. Ultrafine grained Cu–3Ag–xZr (x = 0.5, 1.0 wt%) alloys with high strength and good ductility fabricated through rapid solidification and cryorolling // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 778. Article number 139095. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139095](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139095).
- Wang W., Chen Z.-N., Guo E.-Y., Kang H.-J., Liu Y., Zou C.-L., Li R.-G., Yin G.-M., Wang T.-W. Influence of Cryorolling on the Precipitation of Cu–Ni–Si Alloys: An In Situ X-ray Diffraction Study // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2018. Vol. 31. P. 1089–1097. DOI: [10.1007/s40195-018-0781-x](https://doi.org/10.1007/s40195-018-0781-x).
- Kauffmann A., Geissler D., Freudenberger J. Thermal stability of electrical and mechanical properties of cryo-drawn Cu and CuZr wires // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 651. P. 567–573. DOI: [10.1016/j.msea.2015.10.119](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.119).
- Strzepak P., Mamala A., Zasadzinska M., Franczak K., Jurkiewicz B. Research on the drawing process of Cu

- and CuZn wires obtained in the cryogenic conditions // *Cryogenics*. 2019. Vol. 100. P. 11–17. DOI: [10.1016/j.cryogenics.2019.03.007](https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2019.03.007).
14. Xu H., Qin I., Clauberg H., Chylak B., Acoff V.L. Behavior of palladium and its impact on intermetallic growth in palladium-coated Cu wire bonding // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. № 1. P. 79–88. DOI: [10.1016/j.actamat.2012.09.030](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.030).
 15. Волков А.Ю., Новикова О.С., Костина А.Е., Антонов Б.Д. Изменение электрических и механических свойств меди при легировании палладием // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 9. С. 977–986. DOI: [10.7868/S0015323016070172](https://doi.org/10.7868/S0015323016070172).
 16. An B., Niu R., Xin Y., Starch W.L., Xiang Z., Su Y., Goddard R.E., Lu J., Siegrist T.M., Wang E., Han K. Suppression of discontinuous precipitation and strength improvement by Sc doping in Cu-6 wt%Ag alloys // *Journal of Materials Science and Technology*. 2022. Vol. 135. P. 80–96. DOI: [10.1016/j.jmst.2022.06.043](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.06.043).
 17. Iwamoto C., Adachi N., Watanabe F., Koitabash R. Microstructure Evolution in Cu-Pd-Ag Alloy Wires During Heat Treatment // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018. Vol. 49. P. 4947–4955. DOI: [10.1007/s11661-018-4800-3](https://doi.org/10.1007/s11661-018-4800-3).
 18. Novikova O.S., Volkova E.G., Glukhov A.V., Antonova O.V., Kostina A.E., Antonov B.D., Volkov A.Yu. Evolution of the microstructure, electrical resistivity and microhardness during atomic ordering of cryogenically deformed Cu-47at.%Pd alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 838. Article number 155591. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.155591](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155591).
 19. Williamson G.K., Hall W.H. X-ray line broadening from filed aluminum and wolfram // *Acta Metallurgica*. 1953. Vol. 1. № 1. P. 22–31. DOI: [10.1016/0001-6160\(53\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6).
 20. Tikhonov A.N., Arsenin V.Y. Solution of Ill-Posed Problems. Washington: Harper and Brace, 1977. 258 p.
 21. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Шорохов Е.В. Структурные превращения в меди при высокоскоростной деформации, происходящей при схождении массивной цилиндрической оболочки под действием взрыва // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. № 5. С. 494–500. DOI: [10.31857/S0015323020050150](https://doi.org/10.31857/S0015323020050150).
 22. Volkova E.G., Novikova O.S., Kostina A.E., Glukhov A.V., Volkov A.Yu. Structure and properties of Cu-based alloys diluted by Pd and Ag // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 1008. P. 12026–12030. DOI: [10.1088/1757-899X/1008/1/012026](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1008/1/012026).
 23. Gong Y.I., Ren S.Y., Zeng S.D., Zhy X.K. Unusual hardening behavior in heavily cryo-rolled Cu-Al-Zn alloys during annealing treatment // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 659. P. 165–171. DOI: [10.1016/j.msea.2016.02.060](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.060).
 24. Xin Y., Zhou X., Chen H., Nie J.-F., Zhang H., Zhang Y., Liu Q. Annealing hardening in detwinning deformation of Mg–3Al–1Zn alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 594. P. 287–291. DOI: [10.1016/j.msea.2013.11.080](https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.080).
 25. Subramanian P.R., Laughlin D.E. Cu-Pd (Copper-Palladium) // *Journal of Phase Equilibria*. 1991. Vol. 12. № 2. P. 231–243. DOI: [10.1007/BF02645723](https://doi.org/10.1007/BF02645723).
 26. Gong X., Wei B., Teng J., Wang Z., Li Yu. Regulating the oxidation resistance of Cu-5Ag alloy by heat treatment // *Corrosion Science*. 2021. Vol. 190. Article number 109686. DOI: [10.1016/j.corsci.2021.109686](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109686).
 27. Straumal B.B., Kilmametov A.R., Baretzkyet B., Kogtenkova O.A., Straumal P.B., Litynska-Dobrzynska L., Chulist R., Korneva A., Zieva P. High pressure torsion of Cu-Ag and Cu-Sn alloys: Limits for solubility and dissolution // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 195. P. 184–198. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.05.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.055).
 28. Сюткин Н.Н., Ивченко В.А., Телегин А.Б., Волков А.Ю. Полевая эмиссионная микроскопия ранних стадий упорядочения и распада сплава палладий-медь-серебро // *Физика металлов и металловедение*. 1986. Т. 62. № 5. С. 965–969.
 29. Пашков О.Д., Сюткина В.И., Суханов В.Д. Зарождение выделяющейся фазы на периодических антифазных границах // *Физика металлов и металловедение*. 1976. Т. 41. № 6. С. 1280–1287.

REFERENCES

1. Deryagina I.L., Popova E.N., Valova-Zaharevskaya E.G., Patrakov E.I. Structure and thermal stability of high-strength cu–18nb composite depending on the degree of deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 1, pp. 92–102. DOI: [10.1134/S0031918X18010088](https://doi.org/10.1134/S0031918X18010088).
2. Chzhigan Ch., Tszunvey L., Shitsyan L., Yanni S., Yuan M. Mechanisms of high-temperature deformation of the Cu-Be alloy in the high-elastic annealed state. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2018, vol. 119, no. 1, pp. 73–80. DOI: [10.7868/S0015323018010096](https://doi.org/10.7868/S0015323018010096).
3. Valiev R.Z., Straumal B., Langdon T.G. Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties. *Annual Review of Materials Research*, 2022, vol. 52, pp. 357–382. DOI: [10.1146/annurev-matsci-081720-123248](https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-081720-123248).
4. Zhang Zh., Ru Ya., Zuo T.T., Xue J., Wu Y., Gao Z., Liu Y., Xiao L. Achieving High Strength and High Conductivity of Cu-6 wt%Ag Sheets by Controlling the Aging Cooling Rate. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 10, article number 3632. DOI: [10.3390/ma16103632](https://doi.org/10.3390/ma16103632).
5. Gubicza J., Hegedus Z., Labar J.L., Kauffmann A., Freudenberger J., Subramanya Sarma V. Solute redistribution during annealing of a cold rolled Cu–Ag alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 623, pp. 96–103. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.10.093](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.10.093).
6. Bonvalet M., Sauvage X., Blavette D. Intragranular nucleation of tetrahedral precipitates and discontinuous precipitation in Cu-5wt%Ag. *Acta Materialia*, 2019, vol. 164, pp. 454–463. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.10.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.055).
7. Sitarama Raju K., Subramanya Sarma V., Kauffmann A., Hegedus Z., Gubicza J., Peterlechner M., Freudenberger J., Wilde G. High strength and ductile ultrafine grained Cu–Ag alloy through bimodal grain size, dislocation density and solute distribution. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, no. 1, pp. 228–238. DOI: [10.1016/j.actamat.2012.09.053](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.053).
8. Konkova T.N., Mironov S.Y., Danilenko V.N., Korznikov A.V. Effect of low-temperature rolling on

- the structure of copper. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 4, pp. 318–330.
9. Guo S., Liu S., Liu J., Gao Z., Liu Z. Investigation on Strength, Ductility and Electrical Conductivity of Cu-4Ag Alloy Prepared by Cryorolling and Subsequent Annealing Process. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, vol. 28, pp. 6809–6815. DOI: [10.1007/s11665-019-04448-7](https://doi.org/10.1007/s11665-019-04448-7).
 10. Wu X., Wang R., Peng C., Zeng J. Ultrafine grained Cu-3Ag-xZr (x = 0.5, 1.0 wt%) alloys with high strength and good ductility fabricated through rapid solidification and cryorolling. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 778, article number 139095. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139095](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139095).
 11. Wang W., Chen Z.-N., Guo E.-Y., Kang H.-J., Liu Y., Zou C.-L., Li R.-G., Yin G.-M., Wang T.-W. Influence of Cryorolling on the Precipitation of Cu-Ni-Si Alloys: An In Situ X-ray Diffraction Study. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2018, vol. 31, pp. 1089–1097. DOI: [10.1007/s40195-018-0781-x](https://doi.org/10.1007/s40195-018-0781-x).
 12. Kauffmann A., Geissler D., Freudenberger J. Thermal stability of electrical and mechanical properties of cryo-drawn Cu and CuZr wires. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 651, pp. 567–573. DOI: [10.1016/j.msea.2015.10.119](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.119).
 13. Strzepek P., Mamala A., Zasadzinska M., Franczak K., Jurkiewicz B. Research on the drawing process of Cu and CuZn wires obtained in the cryogenic conditions. *Cryogenics*, 2019, vol. 100, pp. 11–17. DOI: [10.1016/j.cryogenics.2019.03.007](https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2019.03.007).
 14. Xu H., Qin I., Clauberg H., Chylak B., Acoff V.L. Behavior of palladium and its impact on intermetallic growth in palladium-coated Cu wire bonding. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, no. 1, pp. 79–88. DOI: [10.1016/j.actamat.2012.09.030](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.09.030).
 15. Volkov A.Y., Novikova O.S., Kostina A.E., Antonov B.D. Effect of alloying with palladium on the electrical and mechanical properties of copper. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 9, pp. 945–954. DOI: [10.1134/S0031918X16070176](https://doi.org/10.1134/S0031918X16070176).
 16. An B., Niu R., Xin Y., Starch W.L., Xiang Z., Su Y., Goddard R.E., Lu J., Siegrist T.M., Wang E., Han K. Suppression of discontinuous precipitation and strength improvement by Sc doping in Cu-6 wt%Ag alloys. *Journal of Materials Science and Technology*, 2022, vol. 135, pp. 80–96. DOI: [10.1016/j.jmst.2022.06.043](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.06.043).
 17. Iwamoto C., Adachi N., Watanabe F., Koitabash R. Microstructure Evolution in Cu-Pd-Ag Alloy Wires During Heat Treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, vol. 49, pp. 4947–4955. DOI: [10.1007/s11661-018-4800-3](https://doi.org/10.1007/s11661-018-4800-3).
 18. Novikova O.S., Volkova E.G., Glukhov A.V., Antonova O.V., Kostina A.E., Antonov B.D., Volkov A.Yu. Evolution of the microstructure, electrical resistivity and microhardness during atomic ordering of cryogenically deformed Cu-47at.%Pd alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 838, article number 155591. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.155591](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155591).
 19. Williamson G.K., Hall W.H. X-ray line broadening from filed aluminum and wolfram. *Acta Metallurgica*, 1953, vol. 1, no. 1, pp. 22–31. DOI: [10.1016/0001-6160\(53\)90006-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90006-6).
 20. Tikhonov A.N., Arsenin V.Y. *Solution of Ill-Posed Problems*. Washington, Harper and Brace Publ., 1977. 258 p.
 21. Zeldovich V.I., Frolova N.Y., Kheifets A.E., Khomskaya I.V., Shorokhov E.V. Structural transformations in copper during high-speed deformation upon the convergence of a massive cylindrical shell under implosion. *The Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 5, pp. 446–451. DOI: [10.1134/S0031918X20050154](https://doi.org/10.1134/S0031918X20050154).
 22. Volkova E.G., Novikova O.S., Kostina A.E., Glukhov A.V., Volkov A.Yu. Structure and properties of Cu-based alloys diluted by Pd and Ag. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 1008, pp. 12026–12030. DOI: [10.1088/1757-899X/1008/1/012026](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1008/1/012026).
 23. Gong Y.I., Ren S.Y., Zeng S.D., Zhy X.K. Unusual hardening behavior in heavily cryo-rolled Cu-Al-Zn alloys during annealing treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 659, pp. 165–171. DOI: [10.1016/j.msea.2016.02.060](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.060).
 24. Xin Y., Zhou X., Chen H., Nie J.-F., Zhang H., Zhang Y., Liu Q. Annealing hardening in detwinning deformation of Mg-3Al-1Zn alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 594, pp. 287–291. DOI: [10.1016/j.msea.2013.11.080](https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.080).
 25. Subramanian P.R., Laughlin D.E. Cu-Pd (Copper-Palladium). *Journal of Phase Equilibria*, 1991, vol. 12, no. 2, pp. 231–243. DOI: [10.1007/BF02645723](https://doi.org/10.1007/BF02645723).
 26. Gong X., Wei B., Teng J., Wang Z., Li Yu. Regulating the oxidation resistance of Cu-5Ag alloy by heat treatment. *Corrosion Science*, 2021, vol. 190, article number 109686. DOI: [10.1016/j.corsci.2021.109686](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109686).
 27. Straumal B.B., Kilmametov A.R., Baretzkyet B., Kogtenkova O.A., Straumal P.B., Litynska-Dobrzynska L., Chulist R., Korneva A., Zieva P. High pressure torsion of Cu-Ag and Cu-Sn alloys: Limits for solubility and dissolution. *Acta Materialia*, 2020, vol. 195, pp. 184–198. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.05.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.055).
 28. Syutkin N.N., Ivchenko V.A., Telegin A.B., Volkov A.Yu. Field-ion emission microscopy of early stages of ordering and precipitation of palladium copper silver alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1986, vol. 62, no. 5, pp. 965–969.
 29. Shashkov O.D., Syutkina V.I., Sukhanov V.D. Precipitating phase nucleation on periodical antiphase boundaries. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1976, vol. 41, no. 6, pp. 1280–1287.

The influence of deformation at cryogenic or room temperature followed by annealing on the structure and properties of copper and its Cu–3Pd and Cu–3Pd–3Ag (at. %) alloys

© 2023

Oksana S. Novikova^{*1,3}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Strength Laboratory

*Alina E. Kostina*¹, postgraduate student, junior researcher of the Strength Laboratory

Yury A. Salamatov^{1,4}, PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of the Laboratory for Neutron-Synchrotron Research of Nanostructures

Dmitry A. Zgibnev^{1,2}, student, laboratory assistant of the Strength Laboratory

Aleksey Yu. Volkov^{1,5}, Doctor of Sciences (Engineering), Head of the Strength Laboratory

¹*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)*

²*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

*E-mail: novikova@imp.uran.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0474-8991>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3857-2392>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0636-6623>

Received 14.04.2023

Accepted 09.06.2023

Abstract: Due to low electrical resistivity, the Cu–Pd and Cu–Pd–Ag system alloys can be used as corrosion-resistant conductors of weak electrical signals. The paper deals with a comparison of the structure and physical-mechanical properties of Cu, Cu–3Pd and Cu–3Pd–3Ag (at. %) alloys after deformation at room or cryogenic temperature followed by annealing. The authors studied specimens in different initial states: quenched, deformed at room and cryogenic temperatures. To study the processes of structure rearrangement and the evolution of properties, annealing was carried out in the temperature range from 100 to 450 °C, followed by cooling in water. The duration of heat treatments was 1 h. The dependences of the yield strength and elongation to failure on the annealing temperature showed that cryodeformation significantly increases the thermal stability of the structure of both pure copper and the Cu–3Pd–3Ag ternary alloy. According to the temperature dependence of specific electrical resistivity of the deformed Cu–3Pd–3Ag alloy during heating at a rate of 120 deg./h, it was found that the decrease in electrical resistance caused by recrystallization begins at above 300 °C. The dependences of specific electrical resistivity on true strain showed that the structure rearrangement mechanisms during deformation are different for pure copper and the Cu–3Pd–3Ag alloy. The results of mathematical processing of the peaks in the diffraction patterns established that two phases appear in the Cu–3Pd–3Ag alloy after cryodeformation and annealing, one of which is silver-enriched, and the other is depleted. The study showed that during annealing of the deformed (especially after cryodeformation) Cu–3Pd–3Ag alloy, an anomalous increase in strength properties is observed. It was identified that alloying copper with palladium and silver leads to an increase in the recrystallization temperature. Thus, copper alloys with small palladium and silver additives are obviously attractive for practical applications, since they have improved strength properties, satisfactory electrical conductivity, and a higher recrystallization temperature compared to pure copper.

Keywords: Cu; Cu–Pd; Cu–3Pd–3Ag; copper alloy with small additives of palladium and silver; copper alloying with palladium and silver; cryodeformation; anomaly of strength properties; resistometry.

Acknowledgements: The work was carried out within the state assignment, on the topic “Pressure”, state registration No. 122021000032-5. X-ray structure analysis was performed using the equipment of the “Composition of Compounds” Shared Access Center of the IHTE UB RAS.

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

For citation: Novikova O.S., Kostina A.E., Salamatov Yu.A., Zgibnev D.A., Volkov A.Yu. The influence of deformation at cryogenic or room temperature followed by annealing on the structure and properties of copper and its Cu–3Pd and Cu–3Pd–3Ag (at. %) alloys. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 2, pp. 77–87. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-2-64-6.