

**INFLUENCE OF THE INITIAL STATE OF Cu-0.6Cr-0.1Zr ALLOY ON CHANGES IN STRUCTURE AND PROPERTIES DURING HIGH-PRESSURE TORSION***Denis Alekseevich Aksenov<sup>1a</sup>, Svetlana Nikitichna Faizova<sup>2</sup>*<sup>1</sup> Institute of Molecule and Crystal Physics UFRC RAS, 51 Oktyabrya Ave., 450054, Ufa, Russia<sup>2</sup> Ufa State Petroleum Technological University, 1 Cosmonauts str., 450064, Ufa, Russia<sup>a</sup> AksyonovDA@mail.ru**ABSTRACT**

In this work, the dependence of the change in structural characteristics and physical and mechanical properties of the Cu-0.6Cr-0.1Zr (wt.%) alloy under high-pressure torsion (HPT) on the structural characteristics of the initial state – after quenching with a supersaturated solid solution and after aging with an ensemble of large micron-sized particles and a low concentration of the solid solution – was established. It is shown that in the case of a quenched state with a supersaturated solid solution, changes in the physical and mechanical properties during the HPT process occur at the first stages of deformation (1–2 turns) and subsequently the property values stabilize. In the case of the initial state with an extremely low concentration of the solid solution and an ensemble of large particles, a non-monotonic change in the physical and mechanical properties of the Cu-0.6Cr-0.1Zr alloy is observed, which is closely related to the initial shape, size and distribution of particles in the material matrix.

**KEYWORDS**

Copper alloy; severe plastic deformation; high pressure torsion; phase composition; microhardness; electrical conductivity.

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА Cu-0,6Cr-0,1Zr НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ***Денис Алексеевич Аксенов<sup>1a</sup>, Светлана Никитична Фаизова<sup>2</sup>*<sup>1</sup> Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, пр. Октября, 51, 450054, Уфа, Россия<sup>2</sup> Уфимский государственный нефтяной технический университет, ул. Космонавтов, 1, 450064, Уфа, Россия<sup>a</sup> AksyonovDA@mail.ru**АННОТАЦИЯ**

В данной работе установлена зависимость изменения структурных характеристик и физико-механических свойств сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr (вес.%) при кручении под высоким давлением (КВД) от структурных характеристик исходного состояния – после закалки с пересыщенным твердым раствором и после старения с ансамблем крупных частиц микронного размера и низ-

кой концентрацией твердого раствора. Показано, что в случае закаленного состояния с пересыщенным твердым раствором изменения физико-механических свойств в процессе КВД происходят на первых этапах деформации (1–2 оборота) и в дальнейшем значения свойств стабилизируются. В случае исходного состояния с предельно низкой концентрацией твердого раствора и ансамблем крупных частиц наблюдается немонотонное изменение физико-механических свойств сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr, которое тесно связано с исходной формой, размером и распределением частиц в матрице материала.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Медный сплав; интенсивная пластическая деформация; кручение под высоким давлением; фазовый состав; микротвердость; электропроводность.

### Введение

Низколегированные дисперсионно-упрочняемые сплавы системы Cu-Cr-Zr относят к особому классу специальных электротехнических материалов благодаря возможности получать комплекс повышенных функциональных свойств относительно других бронз, таких как высокая прочность и электропроводность. В промышленности используется сплав с содержанием Cr 0,4–1,0 вес.% и Zr 0,03–0,08 вес.% под маркировкой БрХ1Цр. Все большую актуальность в достижении высокопрочного состояния в медных сплавах получают методы деформационной обработки, основанные на принципах интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2]. Известно, что методы ИПД позволяют достигать высокой прочности материалов за счет существенного измельчения зеренной структуры вплоть до нанометрических размеров [3–5]. Существует большое количество работ, посвященных ИПД обработке сплава системы Cu-Cr-Zr методом равноканального углового прессования (РКУП), в том числе по схеме «Конформ» [6–9]. Также известны работы, в которых сплавы системы Cu-Cr-Zr изучали после обработки методом кручения под высоким давлением (КВД) [10–12].

Как правило, перед ИПД сплавы системы Cu-Cr-Zr подвергают закалке с высоких температур (980–1000 °С) [7–11]. Высокотемпературный отжиг приводит к растворению частиц вторых фаз и формированию пересыщенного твердого раствора. Нужно отметить, что из-за малой растворимости хрома

в меди при высокотемпературном отжиге растворяются не все частицы. Растворение легирующих элементов в медной матрице приводит к снижению электропроводности. Старение сплава системы Cu-Cr-Zr приводит к распаду пересыщенного твердого раствора (ТР), образованию дисперсных хромовых частиц нанометрового размера (~10 нм) округлой формы, которые обеспечивают прирост прочности материала [13, 14]. Также в процессе старения происходит восстановление электропроводности, так как матрица меди очищается от атомов легирующих элементов. Проведение старения является основным промышленным подходом для обработки данных сплавов. Концентрация ТР в исходном состоянии играет особую роль при старении, так как от этого зависит ресурс дисперсионного упрочнения материала «в результате» термической обработки [13, 14].

В процессе ИПД может происходить процесс деформационно-стимулированного распада ТР [11]. При этом в процессе РКУП сплава системы Cu-Cr-Zr в состаренном состоянии был установлен обратный процесс деформационно-индуцированного растворения частиц вторых и вторичных фаз [15–17], который приводит к формированию пересыщенного твердого раствора на этапе деформации и изменению кинетики распада ТР на этапе пост-деформационного старения, направленного на дополнительное дисперсионное упрочнение данного медного сплава. Однако большинство работ, посвященных изучению кинетики распада пересыщенного

твердого раствора в дисперсионно-упрочняемых сплавах системы Cu-Cr-Zr после ИПД и отжига (старения), проводилось на образцах, подвергнутых ИПД после закалки, в исходном состоянии, когда легирующие элементы формируют пересыщенный ТР [18–23].

Изменение характеристик ансамбля частиц вторичных фаз и концентрации ТР должно вести к изменению кинетики распада ТР и характеристик частиц вторичных фаз. При этом работ, посвященных изучению влияния исходного состояния на структурно-фазовые превращения и, соответственно, изменения физико-механических свойств в сплавах системы Cu-Cr-Zr подвергнутых КВД, ранее не проводилось. Поэтому целью данной работы является установление зависимости изменений структуры и физико-механических свойств сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr при КВД от структурных характеристик исходного состояния.

## 1. Материал и методы исследования

В качестве материала исследования выбран дисперсионно-упрочняемый сплав Cu-0,6Cr-0,1Zr (БрХ1Цр). Материал был получен в виде прутка диаметром 20 мм после промышленной обработки – горячей прокатки. Для эксперимента было подготовлено 2 вида структурных состояний, которые были приняты за исходные. Первое было получено путем термообработки при 1050 °С в течение 1 часа с последующей закалкой в воду (состояние «1»). Второе исходное состояние получено в процессе длительного старения промышленного образца при температуре 450 °С в течение 4 часов (состояние «2»). Режим старения для состояния «2» был выбран исходя из предыдущих работ и установления значений микротвердости и электропроводности в пиковом положении.

Для КВД были подготовлены образцы диаметром 100 мм и толщиной 2 мм. Деформация проводилась под давлением (6 ГПа) при комнатной температуре на бойках с канавкой 0,5 мм со скоростью 1 об/мин. Проведено от 1 до 10 оборотов (n) с шагом в 1 оборот.

Структурный анализ проводился при помощи РЭМ Jeol JSM 6490 в области R/2±1 мм КВД дисков. Анализ зеренной структуры проводился в режиме вторичных электронов – SEI, для анализа частиц вторых фаз более 100 нм применялся режим обратно отраженных электронов – ВЕС. Исследования наноразмерных частиц (менее 100 нм) проводили при помощи угольных экстракционных реплик на ПЭМ Jeol JEM-2100 в светлом и темном полях. Реплики были приготовлены путем напыления угля на образцы после травления при помощи вакуумного универсального поста (ВУП). Далее проводилось травление в водном растворе FeCl<sub>3</sub> и HCl. После чего реплика механически отделялась в дистиллированной воде и наносилась на медную сетку.

Количественный анализ крупных частиц размером более 100 нм проводился на снимках структуры с увеличением ×2000. Среднее расстояние между центрами частиц высчитывалось, исходя из количества частиц, приходящихся на анализируемую площадь снимка структуры по формуле:

$$l = \sqrt{\frac{S}{N}},$$

где  $S$  – площадь снимка,  $N$  – количество частиц.

Измерение электропроводности проводили вихретоковым методом при помощи прибора ВЭ-27НЦ. Микротвердость измеряли при помощи микротвердомера Micromet 5101. В работе приведены значения микротвердости из области R/2±1 мм КВД дисков.

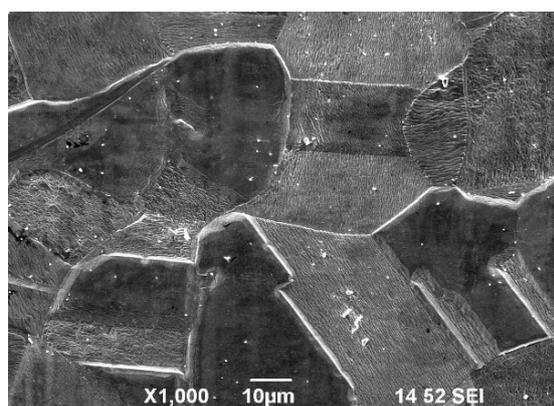
## 2. Результаты и обсуждение

Подготовленные исходные состояния сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr характеризуются крупнозернистой структурой и отличаются по характеристикам частиц вторых фаз. Согласно исследованиям, при помощи РЭМ (рис. 1) средний размер зерна для первого исходного состояния, полученного после закалки, составляет 34±12 мкм, а для второго состояния после длительного старения при 450 °С – 47±2 мкм. При этом РЭМ

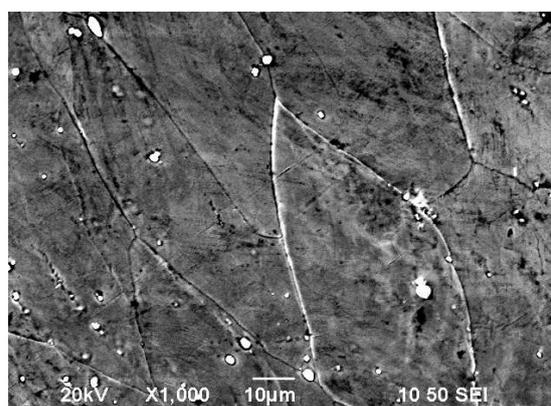
анализ крупных частиц вторых фаз показал, что для первого закаленного состояния, средний размер частиц составляет  $0,8 \pm 0,3$  мкм, а среднее расстояние между их центрами –  $15 \pm 2$  мкм. В случае состаренного состояния средний размер частиц составил  $1,2 \pm 0,3$  мкм, а среднее расстояние между ними –  $11 \pm 2$  мкм. Частицы вытянутой формы можно идентифицировать как частицы хромовой фазы, а также наблюдаются частицы с содержанием циркония, вероятнее всего,  $\text{Cu}_3\text{Zr}$  [24]. Таким образом, исходное состояние характеризуется более крупными частицами вторых фаз и их более плотным расположением.

ПЭМ исследования с использованием методики угольных экстракционных реплик

позволили установить характеристики частиц размером менее 100 нм. При высокотемпературном отжиге происходит растворение хромовых и циркониевых частиц вторых фаз. Однако ввиду малой растворимости данных элементов в меди и их температуре плавления, превышающей температуру плавления меди, полного растворения частиц не происходит. Установлено, что в исходном состоянии после закалки наблюдаются мелкие частицы (рис. 2, а) средним размером  $45 \pm 5$  нм, а расстояние между ними составляет  $460 \pm 20$  нм. Во втором исходном состоянии вследствие длительного старения происходит активный рост частиц вторых фаз, поэтому мелких частиц менее 100 нм практически не наблюдается (рис. 2, б).



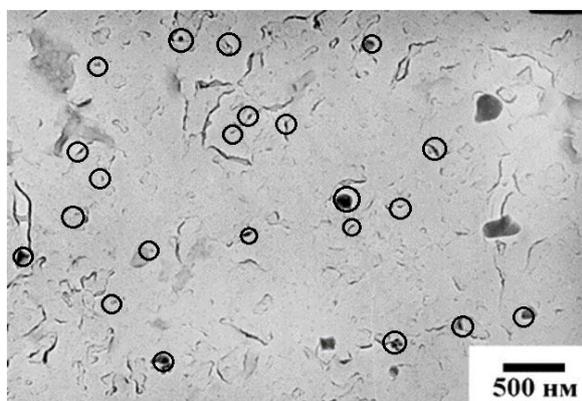
а



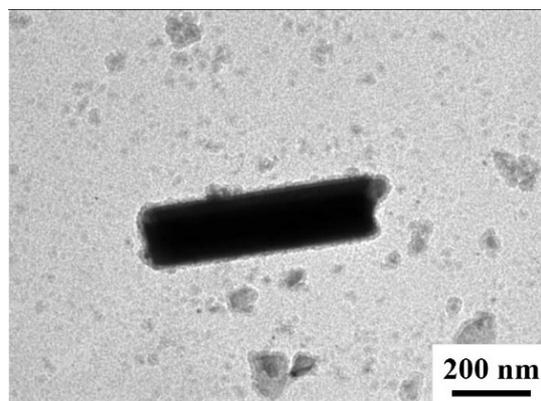
б

Рис. 1. Структура исходного состояния после закалки (а) и длительного старения (б)

Fig. 1. Structure of the initial state after hardening (a) and long-term aging (b)



а



б

Рис. 2. ПЭМ изображения угольных экстракционных реплик исходного состояния после закалки (а) и длительного старения (б). На рис. 2, а отмечены наноразмерные частицы

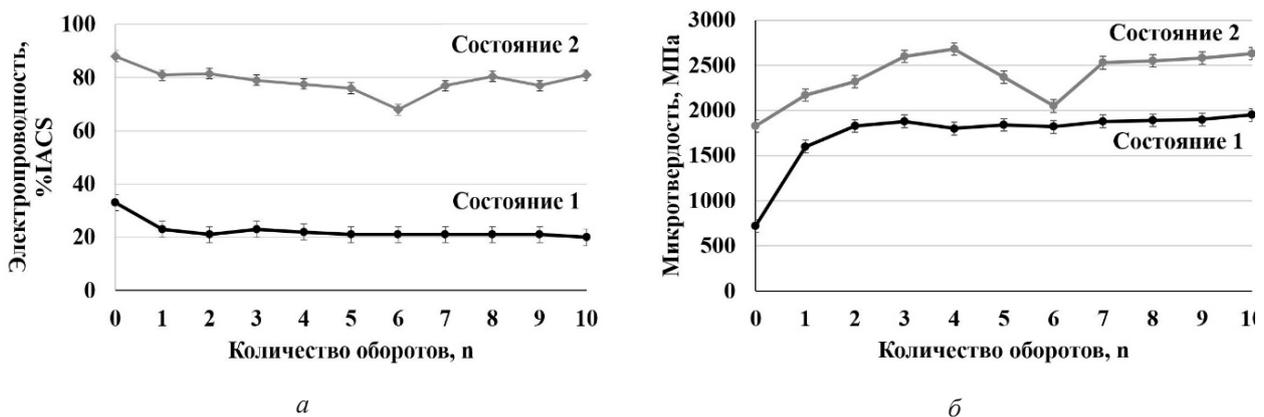
Fig. 2. TEM images of carbon extraction replicas of the initial state after quenching (a) and long-term aging (b). In Fig. 2, a, nanoparticles are marked

Структурно-фазовые превращения при ИПД для сплава системы Cu-Cr-Zr хорошо прослеживаются по изменению физико-механических характеристик, таких как электропроводность и микротвердость. Действительно, на рис. 3, *a* и *б* видно, что в случае исходно закаленного состояния «1» уменьшение электропроводности и повышение микротвердости происходит на первых этапах КВД (1–2 оборота). Это вызвано, видимо, измельчением зерна и увеличением числа дефектов при КВД. При дальнейшей деформации до 10 оборотов изменений не происходит, что связано с установлением размера зерна и установлением равновесия процессов накопления и релаксации точечных и линейных дефектов [25].

Иной вид кривых изменения электропроводности и микротвердости в процессе КВД можно наблюдать для исходно состаренного состояния «2» сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr (рис. 3, *в*, *г*). Видно, что с 1 по 4 оборот происходит незначительное монотонное снижение электропроводности и монотонное повышение микротвердости. При 6 оборотах КВД происходит существенное снижение величины электропроводности. После 7 обо-

рота электропроводность восстанавливается. Изменения микротвердости коррелируют с изменениями электропроводности. Вплоть до 4 оборотов происходит увеличение микротвердости до 2680 МПа, что в 1,8 раза выше значений промышленного образца сплава БрХ1Цр после горячей прокатки. После чего к 6 оборотам микротвердость снижается, а затем после 7 оборотов наблюдается ее рост.

В условиях ИПД в дисперсионно-упрочняемых сплавах возможно протекание как деформационно-стимулированного распада ТР, так и деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз. В данной работе исходное состояние «2», судя по максимальному значению электрической проводимости (рис. 2, *в*), имеет предельно низкую исходную концентрацию твердого раствора, и легирующие элементы преимущественно образуют относительно крупные (~11 мкм) частицы в Cu-матрице. Соответственно, кинетика фазовых превращений в процессе деформационной обработки состояния «2» должна отличаться от кинетики фазовых превращений для состояния «1» с пересыщенным твердым раствором.



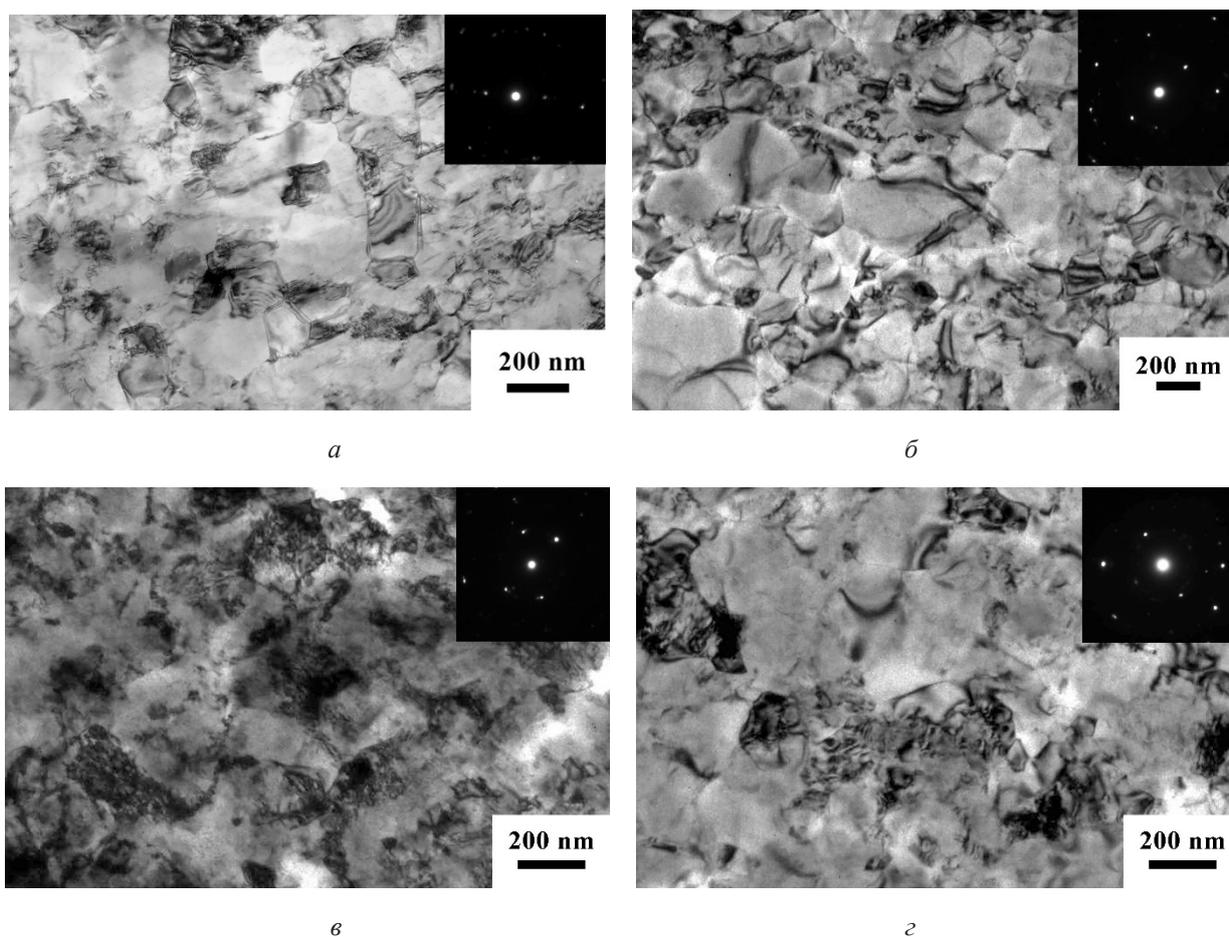
**Рис. 3.** Изменение электропроводности и микротвердости сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr в процессе деформации методом КВД для исходного закаленного состояния «1» и предварительно состаренного состояния «2»

**Fig. 3.** Change in electrical conductivity and microhardness of the Cu-0.6Cr-0.1Zr alloy during deformation by the HPT method for the initial hardened state «1» and pre-aged state «2»

На примере образцов после 4 и 6 оборотов КВД для обоих исходных состояний можно проследить основную разницу в характере структурных изменений. Размеры фрагментов для обоих структурных состояний, определенные при помощи ПЭМ, устанавливаются после первых двух оборотов. К 4 обороту размеры фрагментов достигают 90–140 нм и с увеличением степени деформации практически не изменяются (рис. 4). Столь малый размер приводит к тому, что в теле таких фрагментов сложно образовать субграницы, и зародившиеся дислокации будут поглощаться большеугловыми границами. Таким образом, наблюдаемые изменения в характере кривых электропроводности и микротвердости связаны преимущественно

с изменениями, происходящими с частицами вторых фаз.

Анализ частиц при помощи угольных реплик и ПЭМ свидетельствует о том, что в случае исходно закаленного состояния «1» в процессе деформации методом КВД происходит деформационно-стимулированный распад пересыщенного твердого раствора с образованием мелкодисперсных частиц размером  $17\pm 6$  нм, расположенных на расстоянии  $240\pm 30$  нм (рис. 5, а). С увеличением степени деформации существенных изменений с частицами вторых фаз не происходит. Размер частиц после 6 оборотов КВД достигает  $19\pm 5$  нм, а расстояние между ними практически не изменяется (рис. 5, б).

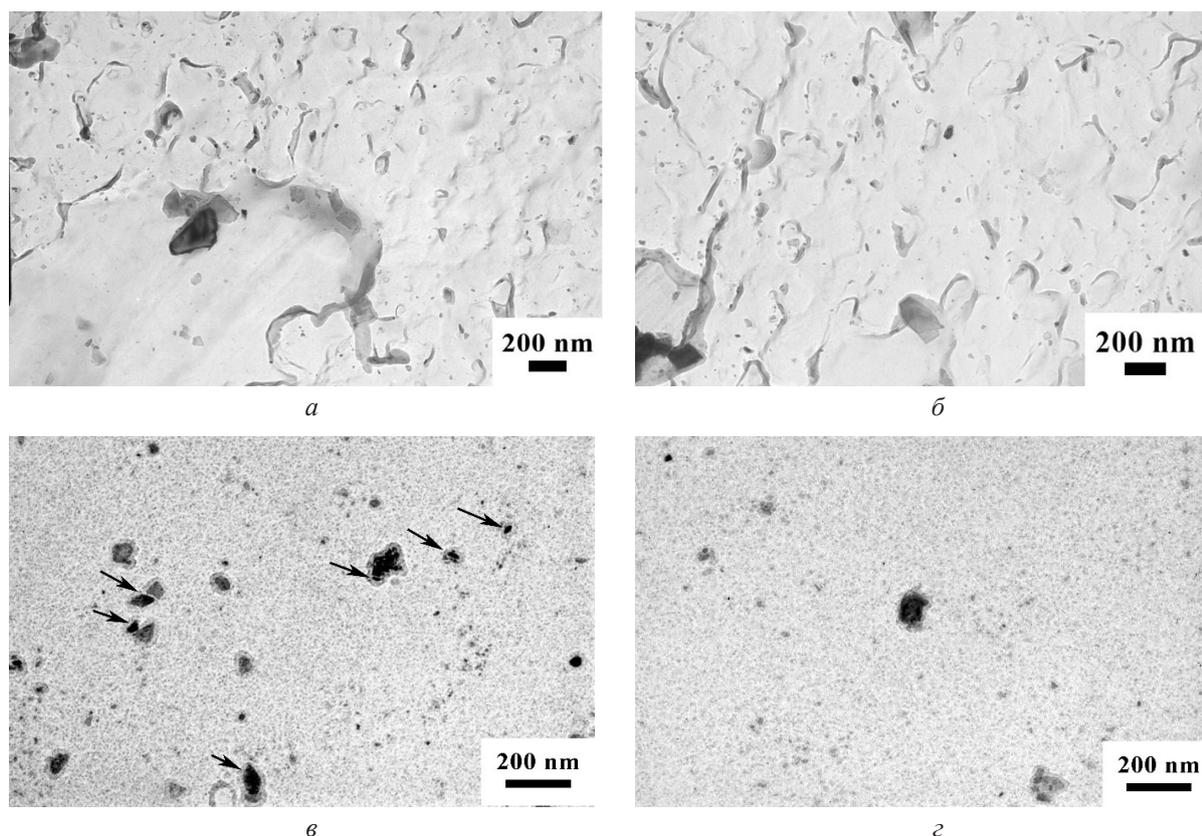


**Рис. 4.** Микроструктура сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr после 4 и 6 оборотов КВД для исходно закаленного (а, б) и состаренного (в, г) состояний

**Fig. 4.** Microstructure of the Cu-0.6Cr-0.1Zr alloy after 4 and 6 turns of high-pressure tempering for the initially quenched (а, б) and aged (в, г) states.

В случае исходного состояния «2» после 4 оборотов КВД наблюдается большое количество мелких частиц с преимущественным размером 10–15 нм, которые не наблюдались в исходном состоянии «2» (рис. 5, *в*). Расстояние между ними составляет  $285 \pm 15$  нм. После 6 оборотов средний размер частиц вторых фаз увеличивается до  $22 \pm 5$  нм, а расстояние при этом уменьшается до  $66 \pm 7$  нм (рис. 5, *з*). В работе [26] объясняются основные механизмы трансформации частиц вторых фаз в процессе КВД. При КВД  $n = 4$  исходного состояния «2» происходит преимущественно механическое измельчение крупных частиц, формирование более мелких частиц с острыми гранями. Так как данное состояние частиц является неравновесным, а концентрация твердого раствора предельно мала, то при дальнейшем увеличении количества оборотов КВД про-

исходит растворение острых граней разрушенных частиц, а также мелких частиц с радиусом, соизмеримым с радиусом кривизны острых граней разрушенных частиц. На основании полученных значений электропроводности и микротвердости при КВД  $n = 6$  процесс деформационно-индуцированного растворения частиц вторичных фаз наиболее активен (минимум при КВД  $n = 6$ , рис. 3, состояние 2). При этом на 6 оборотах КВД, вероятнее всего, происходит исчерпание ресурса частиц с острыми гранями, при последующей деформации (КВД  $n = 7-10$ ) происходят процессы распада ТР, образовавшегося на предыдущих этапах КВД, и формирования ансамбля новых дисперсных округлых частиц размерами около 10 нм. Это приводит к росту электропроводности и микротвердости (повышение при КВД  $n = 7$ , рис. 3 состояние 2).



**Рис. 5.** Изображение реплик, полученных при помощи ПЭМ для сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr после 4 и 6 оборотов КВД для исходно закаленного (*а*, *б*) и состаренного (*в*, *з*) состояния. Стрелками указаны наноразмерные частицы с острыми гранями

**Fig. 5.** Image of replicas obtained using TEM for the Cu-0.6Cr-0.1Zr alloy after 4 and 6 turns of the high-pressure test for the initially quenched (*a*, *b*) and aged (*c*, *d*) state. Arrows indicate nanoparticles with sharp edges

По результатам сравнительного анализа поведения сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr в условиях КВД нужно отметить, что характеристики исходного ансамбля частиц и степени пересыщенности твердого раствора играют важную роль в характере структурно-фазовых превращений. Деформационная обработка методом КВД исходного состояния с ансамблем крупных частиц и низкой концентрацией твердого раствора привела к разрушению и растворению частиц вторых фаз на этапе КВД 6 оборотов, что, в свою очередь, привело к снижению значений электропроводности и микротвердости.

*Декларация о конфликте интересов.* Авторы заявляют об отсутствии конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в данной статье.

### Выводы

1. Характер изменения электропроводности и микротвердости в процессе КВД сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr зависит от характеристик структуры исходного состояния. Состояние с низкой концентрацией твердого раствора и ансамблем крупных частиц микронного размера ведет к немонокотному изменению при КВД как электропроводности, так и микротвердости. Исходное состояние с пересыщенным твердым раствором ведет к монотонному увеличению электропроводности и микротвердости сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr в ходе КВД до 2 оборота. Далее вплоть до 10 оборотов наблюдается стабилизация значений электропроводности и микротвердости.

2. Измельчение зеренной структуры сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr для обоих исходных состояний, закаленного и состаренного, происходит на первых этапах обработки методом КВД (1-2 оборота). Размер фрагментов при этом достигает 90-140 нм.

3. Снижение электропроводности и микротвердости после 4 оборотов КВД для исходно состаренного состояния можно объяснить формированием пересыщенного

твердого раствора в результате измельчения и растворения крупных исходных частиц, способных к разлому в условиях высоких внутренних напряжений при КВД. Вследствие чего, на первый план при КВД 6 оборотов выходит процесс растворения разрушенных частиц с острыми гранями. При достижении некоторого предельного значения концентрации ТР для данного состояния (при КВД 6 оборотов) и исчерпании частиц с острыми гранями и при дальнейшем увеличении степени деформации происходит процесс деформационно-стимулированного распада твердого раствора с образованием наноразмерных частиц равновесной формы.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Segal V. Review: Modes and Processes of Severe Plastic Deformation (SPD) // Materials 2018. Vol.11. 1175.
2. Raab G.I., Aleshin G.N., Fakhretdinova E.I., Raab A.G., Asfandiyarov R.N., Aksenov D.A., Kodirov I.S. Prospects for the development of new experimental and commercial methods of intensive plastic deformation // Materials. Technologies. Design. 1(1), 48-57 (2019). (in Russian) [Рааб Г.И., Алешин Г.Н., Фахретдинова Е.И., Рааб А.Г., Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А., Кодиров И.С. Перспективы развития новых опытно-коммерческих методов интенсивной пластической деформации // Materials. Technologies. Design. 2019. Т. 1(1). С. 48-57].
3. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on copper alloys with high strength and high electrical conductivity // J. Alloys Compd. 2024 Vol. 990. 174456.
4. Aksenov D.A., Asfandiyarov R., Raab G.I., Isyandavletova G.B. Features of the physico-mechanical behavior of UFG low-alloyed bronze Cu-1Cr-0.08Zr produced by severe plastic deformation // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2017. Vol. 179(1). 012001.
5. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Mater. 2013. Vol. 61(3) PP. 782-817.
6. Morozova A., Lugovskaya A., Pilipenko A., Tkachev M., Raab G., Belyakov A., Kaibyshev R. Microstructure of a low alloyed Cu-Cr-Zr alloy after ECAP-Conform // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2021. Vol.1014. 012029.
7. Guo T., Gao Y., Tai X., Wang J., Feng R., Qian D., Ding Y., Jia Zh. Micro/nanostructure high strength and high conductivity CuCrZr alloy prepared through equal channel angular pressing and aging treatment // Mater. Today Commun. 2022. Vol. 33. 104381.

8. Purcek G., Yanar H., Demirtas M., Alemdag Y., Shangina D.V., Dobatkin S.V. Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloy by combining multi-route ECAP and aging // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 649. PP. 114–122.
9. Nurieva Y.R., Aksenov D.A., Asfandiyarov R.N., Raab G.I. Investigation of the structure and properties of a laboratory sample of a contact wire made of an alloy of the Cu–Cr system // *Materials. Technologies. Design*. 3(4), 48–53 (2021). (in Russian) [Нуриева Ю.Р., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И. Исследование структуры и свойств лабораторного образца контактного провода из сплава системы Cu–Cr // *Materials. Technologies. Design*. 2021. Т. 3(4). С. 48–53].
10. Islamgaliev R.K., Nesterov K.M., Bourgon J., Champion Y., Valiev R.Z. Nanostructured Cu–Cr alloy with high strength and electrical conductivity // *J. Appl. Phys.* 2014. Vol. 115(19). 194301.
11. Shangina D.V., Bochvar N.R., Morozova A.I., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O., Dobatkin S.V. Effect of chromium and zirconium content on structure, strength and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloys after high pressure torsion // *Mater. Lett.* 2017. Vol. 199. PP. 46–49.
12. Zhang Y., Shen D., Liu G., Tang B. Effect of High-Pressure Torsion Temperatures on the Precipitation and Properties of Cu–Cr Alloy // *Materials*. 2024. Vol. 17. 4429.
13. Vinogradov A., Patlan V., Suzuki Y., Kitagawa K., Kopylov V.I. Structure and properties of ultra-fine grain Cu–Cr–Zr alloy produced by equal-channel angular pressing. *Acta Mater.* 2002. Vol.50(7). PP. 1639–1651.
14. Aksenov D.A., Faizova S.N., Faizov I.A. Hardening mechanisms contribution at nonmonotonic change of properties in the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy at high pressure // *Front. Mater. Technol.* 2022. Vol. 3(1). PP. 23–32.
15. Faizov I.A., Raab G.I., Faizova S.N., Zaripov N.G., Aksenov D.A. The role of phase transformations in the evolution of dispersed particles in chrome bronzes during equal-channel angular pressing // *Letters on Materials*. 6(2), 132–137 (2016). (in Russian) [Фаизов И.А., Рааб Г.И., Фаизова С.Н., Зарипов Н.Г., Аксенов Д.А. Роль фазовых превращений в эволюции дисперсных частиц в хромовых бронзах при равноканальном углом прессования // *Письма о материалах*. 2016. Т. 6(2). С. 132–137].
16. Sagaradze V.V., Shabashov V.A. Anomalous diffusion phase transformations in steels under intense cold deformation // *Fiz. Met. Metalloved.* 112(2), 155–174 (2011). (in Russian) [Сагарадзе В.В., Шабашов В.А. Аномальные диффузионные фазовые превращения в сталях при интенсивной холодной деформации // *ФММ*. 2011. Т. 112(2). С. 155–174].
17. Shabashov V.A., Sagaradze V.V., Litvinov A.V. The effect of the cold plastic deformation rate on intermetallics dissolution intensity in austenitic Fe–Ni–Me (Me=Ti, Al, Zr, Si) alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. Vol. 528(21). PP. 6393–6400.
18. Dobatkin S.V., Zakharov V.V., Rokhlin L.L. Specific Features of the Strengthening During Severe Plastic Deformation of Supersaturated Solid Solutions // *Mater. Sci. Forum*. 2006. V. 503–504. PP. 399–406.
19. Purcek G., Yanar H., Shangina D.V., Demirtas M., Bochvar N.R., Dobatkin S.V. Influence of high pressure torsion-induced grain refinement and subsequent aging on tribological properties of Cu–Cr–Zr alloy // *J. Alloys Compd.* 2018 Vol. 742. PP. 325–333.
20. Fu H.D., Xu S., Li W., Xie J.X., Zhao H.X., Pan Z.J. Effect of rolling and aging processes on microstructure and properties of Cu–Cr–Zr alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 700. PP. 107–115.
21. Shakhova I., Yanushkevich Z., Fedorova I., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement in a Cu–Cr–Zr alloy during multidirectional forging // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. Vol. 606. PP. 380–389.
22. Kulczyk M., Pachla W., Godek J., Smalc-Koziorowska J., Skiba J., Przybysz S., Przybysz M. Improved compromise between the electrical conductivity and hardness of the thermo-mechanically treated CuCrZr alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. Vol. 724. PP. 45–52.
23. Morozova A.I., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O. Effect of Deformation Temperature on Formation of Ultrafine-Grained Structure in the Age-Hardenable Cu–Cr–Zr // *Alloy. Phys. Metals Metallog.* 2021. Vol. 122. PP. 60–66.
24. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Abdullina D.N., Kheifets A.E. Investigation of Cu5 Zr particles precipitation in Cu–Zr and Cu–Cr–Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation // *Letters on Materials*, 9 (4), 400–404 (2019).
25. Valiev R.Z., Alexandrtov I.V. Nanostructured materials produced by severe plastic deformation. Moscow: Logos, 2000. 272 p. (in Russian) [Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. –М.: Логос, 2000. –272 с.].
26. Faizova S.N., Aksenov D.A., Faizov I.A., Nazarov K.S. Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in cu–cr–zr alloy // *Lett. Mater.* 2021. Vol. 11. PP. 218–222.