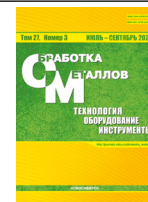




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние структурного состояния на механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-Al-Si-Mn

Андрей Филиппов^{a, *}, Николай Шамарин^b, Сергей Тарасов^c, Наталья Семенчук^d

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-6547-7676>, natali.t.v@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.22, 539.62

История статьи:

Поступила: 23 июня 2025

Рецензирование: 03 июля 2025

Принята к печати: 10 июля 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Бронза

Микроструктура

Фазовый состав

Механические свойства

Интенсивная пластическая деформация

Трение скольжения

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00259), <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Электронно-лучевое аддитивное производство является перспективным методом получения новых сплавов с уникальными свойствами. В то же время существующие проблемы с получением качественной структуры требуют поиска технического решения, обеспечивающего измельчение зерна и формирование более однородной микроструктуры. Для деформационно-упрочняемых медных сплавов методы интенсивной пластической деформации являются эффективными способами управления их структурным состоянием и механическими свойствами. В настоящее время влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру, механические и трибологические свойства перспективной для промышленного применения бронзы системы Cu-Al-Si-Mn не исследовано. **Целью работы** является исследование связи структурного состояния, сформированного в результате интенсивной пластической деформации, с механическими и трибологическими свойствами образцов бронзы системы Cu-Al-Si-Mn. **В работе исследованы** образцы бронзы системы Cu-Al-Si-Mn, изготовленные из проволок бронзы БрКМц 3-1 и технически чистого алюминия методом мультитуповочной электронно-лучевой аддитивной технологии. Для целенаправленного изменения структуры и свойств полученные аддитивные заготовки были подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве методов ИПД использовались многосторонняя ковка и прокатка, направленные на существенное измельчение зерна и повышение прочностных характеристик. **Методы:** исследование структуры на просвечивающем электронном микроскопе для детального анализа субмикронной структуры после ИПД; рентгенофазовый анализ для идентификации фазового состава сплава; испытания на растяжение для определения ключевых механических свойств – предела прочности, предела текучести и относительного удлинения; измерение микротвердости для оценки упрочнения образцов с использованием нагрузок по Виккерсу; конфокальная лазерная сканирующая микроскопия для трехмерного анализа топографии поверхности и исследования морфологии изношенных поверхностей; испытания на сухое трение скольжения для оценки износостойкости материала и коэффициента трения в условиях отсутствия смазки при заданных нагрузках и скоростях скольжения. **Результаты и обсуждение.** На основе данных просвечивающей электронной микроскопии установлено, что применение многосторонней ковки и прокатки привело к существенным изменениям в структуре материала, а также его фазового состава. На основе рентгенофазового анализа выявлено, что интенсивная пластическая деформация способствовала деформационному растворению γ - и β -фаз. Результаты испытаний на растяжение показали, что наибольшая прочность достигается после интенсивной пластической деформации методом прокатки, после многосторонней ковки. ИПД путем многосторонней ковки и последующей прокатки привела к повышению микротвердости бронзы. В результате трибологических испытаний установлено, что ИПД способствует снижению коэффициента трения (КТ) по сравнению с материалом в напечатанном состоянии. Термическая обработка образцов после ИПД привела к повышению КТ и увеличению флуктуаций его величины. ИПД путем многосторонней ковки и последующей прокатки способствует многократному увеличению износостойкости образцов в условиях сухого трения скольжения. Низкотемпературный отжиг после ИПД приводит к снижению износостойкости деформированных образцов. Таким образом, применение ИПД позволяет повысить прочность и износостойкость образцов бронзы системы Cu-Al-Si-Mn.

Для цитирования: Влияние структурного состояния на механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-Al-Si-Mn / А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Тарасов, Н.А. Семенчук // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 166–182. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-166-182.

Введение

Бронзы представляют собой сплавы, комплекс свойств которых делает их незаменимыми для большого количества применений, связанных прежде всего с коррозионными средами и

условиями трения скольжения. Механические, трибологические и коррозионные свойства бронз определяются их структурными и фазовыми состояниями, выбираемыми в зависимости от назначения сплава, они могут быть изменены путем соответствующего легирования. Наиболее важными легирующими элементами для бронз являются алюминий, железо, никель, олово, цинк, свинец, марганец и кремний, входящие в состав широко известных марок бронз си-

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, к.т.н., зав. лабораторией
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

стем Cu-Al, Cu-Mn, Cu-Zn, Cu-Pb, Cu-Si, Cu-Al-Fe, Cu-Ni-Al и Cu-Al-Fe-Ni. Требуемый уровень свойств достигается не только путем варьирования легирующих элементов, но также последующей термической и механической обработкой, что оказывает влияние на физико-механические характеристики материала [1].

Несмотря на большой объем уже выполненных в данной области работ, постоянно продолжают поисковые исследования в направлении разработки новых конструкционных и функциональных материалов для нужд современной промышленности.

Нынешний этап развития технологий материалов связан с разработкой аддитивных методов изготовления изделий из прочных материалов с хорошей обрабатываемостью, достаточно высокой коррозионной стойкостью и износостойкостью [2]. Для получения аддитивного материала с приемлемым уровнем прочностных и функциональных свойств требуется найти рациональное сочетание условий печати и состава филамента. Наиболее важен выбор состава легирующих элементов, который будет обеспечивать требуемые структуру и фазовый состав. Затем определяются режимы термического и механического воздействия на напечатанный материал с целью достижения требуемых функциональных свойств.

Алюминиевые бронзы характеризуются высокой прочностью и обрабатываемостью давлением [3]. Добавка кремния позволяет, сохраняя высокую прочность, повысить пластичность, стойкость к коррозии и циклическим ударным нагрузкам. Комплекс этих свойств может быть дополнительно расширен за счет введения в систему Cu-Al-Si марганца, который способствует повышению прочности, твердости и коррозионной стойкости. Кремний и марганец стабилизируют пластичную ГЦК α -фазу на основе твердого раствора легирующих элементов в меди и предотвращают образование хрупкой фазы β -Cu₃Al. Однако чрезмерное увеличение концентраций этих элементов также может привести к образованию частиц силицидов и упрочняющих фаз системы Mn-Al. Это важно для повышения механических свойств бронзы путем механического воздействия (ковка, прокатка и др.).

В промышленных сплавах системы Cu-Al, содержащих 8–12 вес. % Al, равновесными при

комнатной температуре фазами являются фаза твердого раствора α -Cu(Al), а также интерметаллиды β -Cu₃Al и γ_2 -Cu₉Al₄ [4]. Последний представляет собой продукт распада высокотемпературной β -Cu₃Al на γ_2 -Cu₉Al₄ и α -Cu. Формирование γ_2 -Cu₉Al₄ приводит к снижению пластичности и коррозионной стойкости бронзы, и поэтому от нее пытаются избавиться. Одним из путей при этом может быть стимулирование бездиффузионного превращения $\beta \rightarrow \beta'$. Присутствие β' -Cu₃Al существенно влияет на механические свойства за счет эффекта повышения микротвердости и прочности [5–7].

В системе Cu-Si преимущественной является твердорастворная фаза α -Cu(Si). Многофазная структура, включающая силициды меди, образуется при содержании кремния свыше 5 вес. % [8]. Формирование силицидов меди при повышенном содержании кремния позволяет повысить прочность и твердость медных сплавов [9].

Более сложная ситуация наблюдается с бронзой на основе системы Cu-Al-Si. Большая часть работ по указанной системе сосредоточена на изучении фазового состава в области с повышенным содержанием алюминия [10–12], а также при больших содержаниях кремния [13]. Ранее сообщалось, что в такой бронзе могут формироваться структуры с ГЦК-, ОЦК- и ГПУ-кристаллическими решетками, а также частицы силицидов [14]. Фазовый состав напрямую зависит от содержания алюминия и кремния, а также от температуры и скорости затвердевания. По данным этой работы, увеличение доли алюминия способствует формированию более многофазной структуры. По результатам моделирования [15] при температурах 500 и 700 °C в тройной системе Cu-Al-Si при содержании Al ~10 ат. % и Si ~3 ат. % сплав является многофазным. Однако в указанной статье не приводятся результатов структурных исследований, подтверждающих эти данные.

После литья алюминиевые бронзы, как правило, имеют структуру, состоящую из крупных столбчатых зерен или дендритов. В процессе трехмерной печати методом электронно-лучевого аддитивного производства бронз на основе медно-алюминиевых (Cu-Al), медно-кремний-марганцевых (Cu-Si-Mn) и медно-алюминий-марганцевых (Cu-Al-Mn) систем в образцах также формируется столбчатая зеренная струк-

тура [16–18]. Такие зерна нежелательны, поскольку они негативно влияют на прочность и пластичность материала. Поэтому ключевой задачей для современных исследователей является разработка методов управления структурой бронзовых сплавов, таких как термомеханическая обработка или легирование, которые обеспечат повышение их прочности, износостойкости и усталостной долговечности.

Легированные алюминием, кремнием и марганцем бронзы относятся к классу деформационно-упрочняемых сплавов. Для того чтобы целенаправленно воздействовать на их структурно-фазовое состояние и, как следствие, на механические свойства, целесообразно использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД), среди которых можно выделить ковку, прокатку, равноканальное угловое прессование, кручение под высоким давлением и поверхностную пластическую деформацию [19, 20].

В настоящее время влияние ИПД на структуру, механические и трибологические свойства перспективной для промышленного применения бронзы системы Cu-Al-Si-Mn не исследовано. В особенности это касается материалов, получаемых аддитивными методами.

На основании выполненного обзора, перспективности рассматриваемого материала и выявленных пробелов в ранее выполненных работах поставлена **цель работы**, которая заключается в исследовании взаимосвязи между различными структурными состояниями и свойствами медного сплава системы Cu-Al-Si-Mn.

Для достижения поставленной цели путем проведения экспериментальных исследований требовалось решить следующие **задачи**:

- исследовать структуру и фазовый состав образцов в состоянии после печати и после применения методов интенсивной пластической деформации;
- определить механические свойства образцов с разным структурным состоянием методом испытаний на растяжение и микротвердость;
- исследовать трибологические свойства образцов;
- исследовать состояние поверхности дорожек трения.

Методика исследований

Для изучения влияния структурных состояний на свойства бронзы Cu-Al-Si-Mn методом электронно-лучевого выращивания изготовлены образцы в виде призматических блоков (20×20×40 мм). Печать осуществлялась путем одновременной подачи двух проволок – из БрКМц 3-1 и из технически чистого алюминия в соотношении 90 % бронзы и 10 % алюминия [21]. Химический состав образцов: 93,8 вес. % Cu, 2,5 вес. % Al, 2,8 вес. % Si, 0,9 вес. % Mn. Напечатанные блоки были подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД) путем многосторонней ковки и прокатки. Кроме того, образцы после ИПД были подвергнуты также низкотемпературной термической обработке. Обозначения исследуемых образцов и параметры обработки приведены в таблице.

Из полученных образцов на электроэрозионном станке вырезались двусторонние лопатки для проведения механических испытаний методом растяжения на испытательной машине Testsystem UTC-110M. Скорость растяжения составляла 1 мм/мин. Образцы в виде пластин дополнительно вырезались для проведения исследований методом рентгенофазового анализа на дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Измерения микротвердости выполнялись с помощью микротвердомера Tochline-TBM при нагрузке 100 Н. Тонкая структура образцов изучалась методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100.

Трибологические испытания проводились при фиксированной скорости скольжения 0,1 м/с и нормальной нагрузке 20 Н при сухом трении скольжения по схеме «палец – диск». Диски вырезались из бронз с разным структурным состоянием. Контртела изготовлены из шариков стали ШХ15. Микроскопы Tescan MIRA 3 LMU и Olympus OLS-4100 использовались для исследования состояния поверхности образцов после трения методами растровой и лазерной сканирующей микроскопии соответственно. Энергодисперсионный анализ проводился для выявления особенностей состояния образцов после трения.

Результаты и их обсуждение

На основе ранее полученных результатов [21] металлографических исследований уста-

Обозначение образцов и методик формирования их структуры
Designation of samples and methods for forming their structure

Обозначение образца / Sample designation	Метод формирования структурного состояния / Method of forming a structural state
1	Электронно-лучевая печать / Electron beam additive manufacturing
2	Многосторонняя ковка по трем геометрическим осям до достижения 40 % пластической деформации в каждом направлении / Multi-axial forging along three geometric axes until 40 % plastic deformation is achieved in each direction
3	Прокатка после многосторонней ковки до достижения 50 % пластической деформации / Rolling after multi-axial forging until 50 % plastic deformation is achieved
4	Низкотемпературный отжиг (30 мин. при 400 °C) после многосторонней ковки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (30 min. at 400 °C) after multi-axial forging with rapid cooling in water
5	Низкотемпературный отжиг (30 мин. при 400 °C) после прокатки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (30 min. at 400 °C) after rolling with rapid cooling in water

новлено, что структура напечатанной бронзы представлена зернами α -Cu(Al) твердого раствора размером ~ 75 мкм с прослойками вторичной фазы. При изучении тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено, что в напечатанной бронзе (образец 1) наблюдаются полосы, представляющие собой пластины α/β -эвтектоида, в которых произошел распад $\beta \rightarrow \gamma_2 + \alpha$ (рис. 1, а). Высокая плотность дислокаций и две пересекающиеся системы двойников деформации (рис. 1, б) являются результатом многосторонней ковки (образец 2). Прокатка (образец 3) формирует в материале высокую плотность дислокаций и двойники деформации (рис. 1, в). Первичные системы двойников деформации могут разрушаться из-за высокой степени деформации и заменяться вторичными, которые существенно меньше, чем сформированные на этапе многосторонней ковки. В образце 4 (рис. 1, г) превалирует одна система двойников деформации, сохранившаяся даже после отжига, что указывает на их достаточно высокую стабильность в отношении нагрева. В образце 5 (рис. 1, д) в материале сформировались дефекты упаковки, рекристаллизованные субмикронные зерна и микродвойники отжига. Эти структурные изменения указывают на то, что высокая степень деформации способство-

вала рекристаллизации зерен даже при отжиге ниже температуры рекристаллизации.

На основе рентгенофазового анализа выявлено влияние метода ИПД и последующей термической обработки на фазовый состав напечатанной бронзы. На рентгенограммах отчетливо видны интенсивные рефлексы фазы α -Cu(Al), при этом высота пика (111) максимальна, что косвенно свидетельствует об отсутствии текстуры роста (рис. 2, а). При детальном рассмотрении также были выявлены рефлексы γ_2 -Cu₉Al₄, которые встречаются только в образцах напечатанной бронзы (образец 1, рис. 2, в, г) и образцах после многосторонней ковки (образец 2, рис. 2, в, г), при этом интенсивность рефлексов этой фазы стала выше после всесторонней ковки, предположительно за счет формирования γ_2 -Cu₉Al₄ при пластической деформации в системе Cu-Al. По крайней мере известно, что фаза γ_2 -Cu₉Al₄ формировалась при механическом легировании и фрикционной перемешивающей обработке, а также распадалась на компоненты при нагреве выше 180 °C [22]. Поэтому либо промежуточный отжиг перед прокаткой, либо полный отжиг при 400 °C могут полностью уничтожить эту фазу.

Помимо этого, наблюдаются рефлексы фазы β -Cu₃Al, которые встречаются в образцах на-

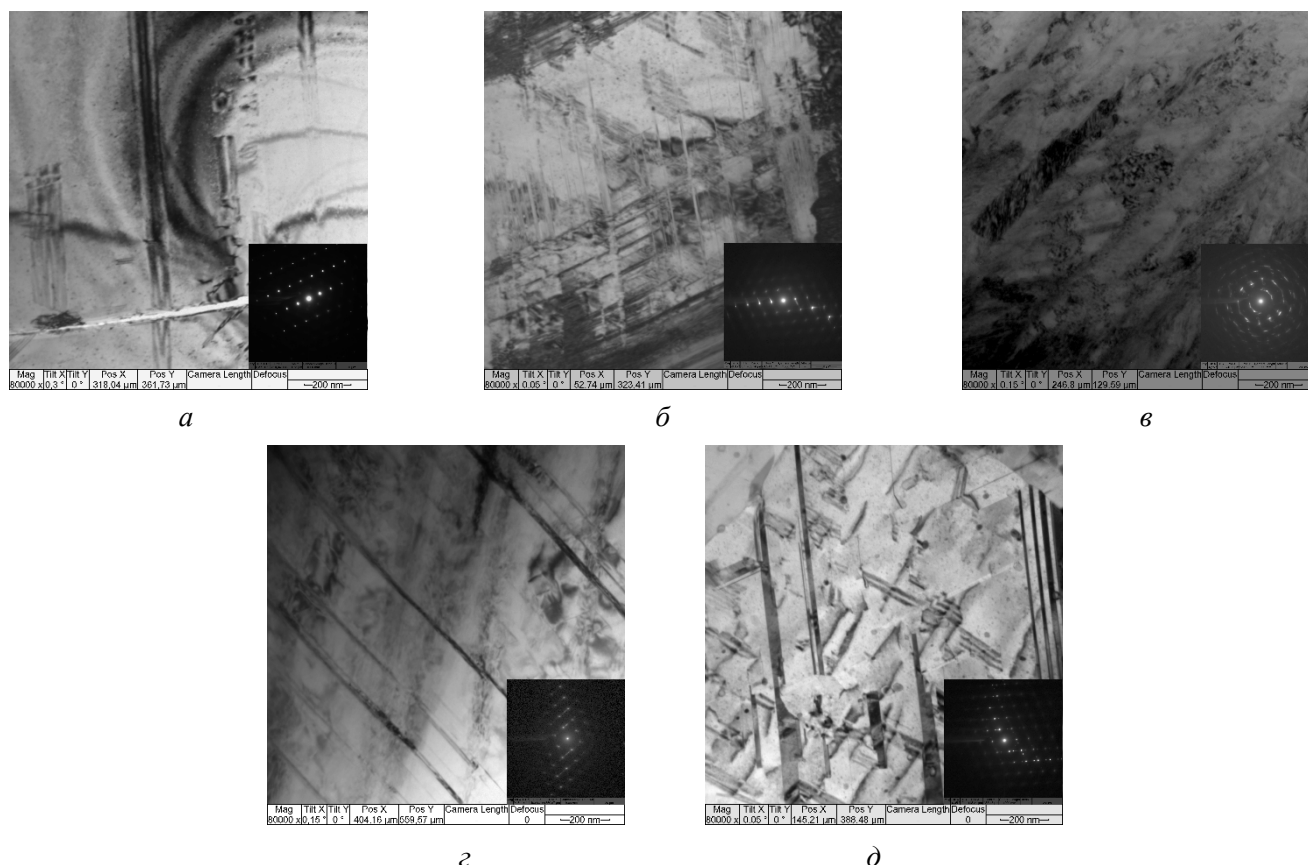


Рис. 1. ПЭМ-изображения типичной структуры образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 1. TEM images of the typical microstructure of Cu-Al-Si-Mn bronze samples. Sample 1 (a), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

печатанной бронзы (образец 1, рис. 2, в, г), образцах после многостороннейковки (образец 2, рис. 2, в, г) и термически обработанных образцах после многостороннейковки (образец 4, рис. 2, в, г).

Одним из важных факторов изменения фазового состава образцов после ИПД служит механизм деформационного растворения интерметаллидных фаз [23]. В результате ИПД частицы вторичных фаз растворяются, разрушаются и измельчаются под действием высоких напряжений и плотности дислокаций, близкой к предельной [24]. Не исключена и возможность выпадения мелкодисперсных интерметаллидных частиц, что также является следствием ИПД и приводит к дополнительному упрочнению сплава.

Модификация структуры материала путем интенсивной пластической деформации, а также последующей термической обработки привела к изменению механических свойств бронзы по сравнению с напечатанным состоянием. Проведенные исследования наглядно демонстрируют,

что последовательное применение методов интенсивной пластической деформации, а именно многостороннейковки и прокатки, вызывает существенное увеличение предела прочности бронзы в сравнении с исходным состоянием, полученным методом аддитивного электронно-лучевого производства (рис. 3, а). Конкретно, использование многостороннейковки обеспечило значительный прирост прочности – на 179 МПа, в то время как процесс прокатки привел к еще более выраженному усилению механических свойств, увеличив предел прочности на 515 МПа.

Последующая термическая обработка методом отжига, проведенная при температуре 400 °С, продемонстрировала дополнительный упрочняющий эффект для обоих типов деформированных образцов. Примечательно, что для образцов, подвергнутых предварительно многостороннейковки, отжиг способствовал дальнейшему повышению предела прочности на 30 МПа. Что касается образцов после прокатки,

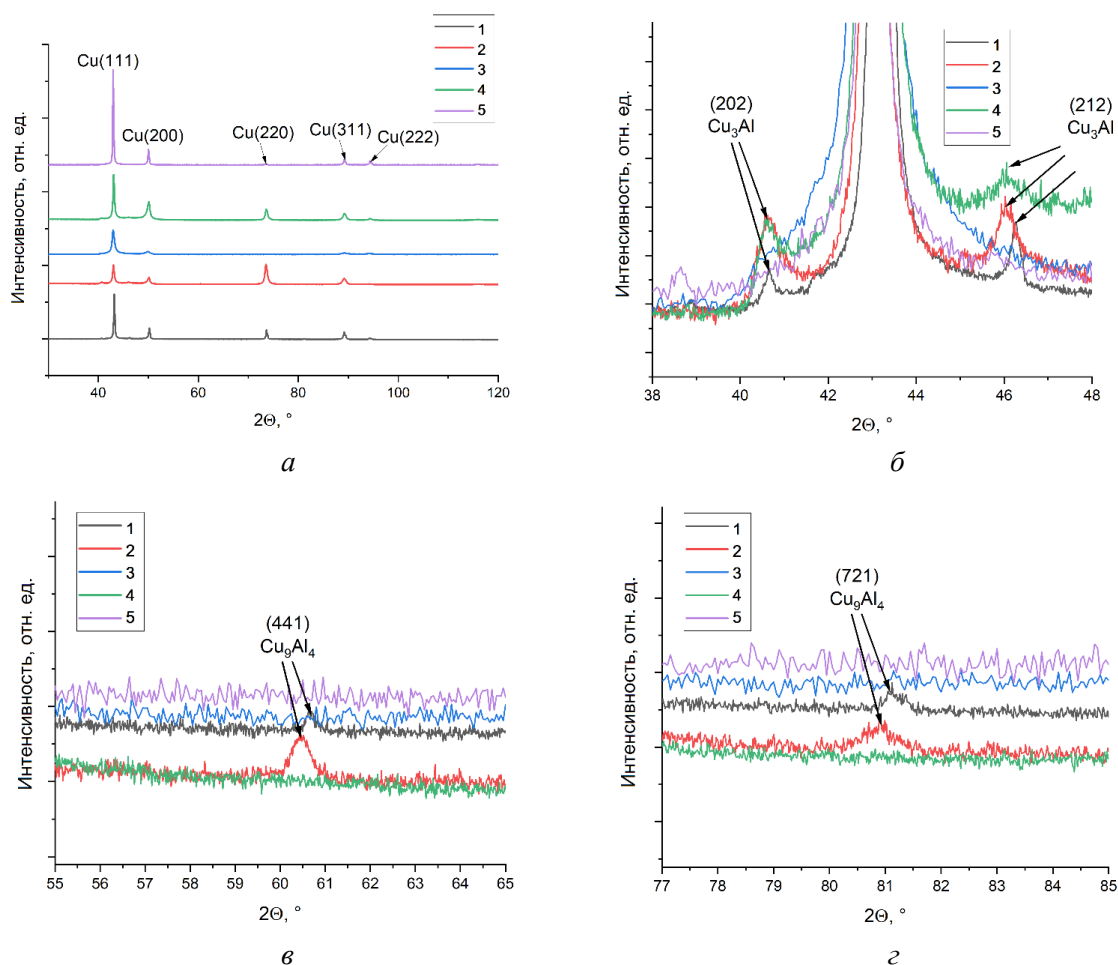


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn

Fig. 2. X-ray diffraction (XRD) patterns of Cu-Al-Si-Mn bronze samples

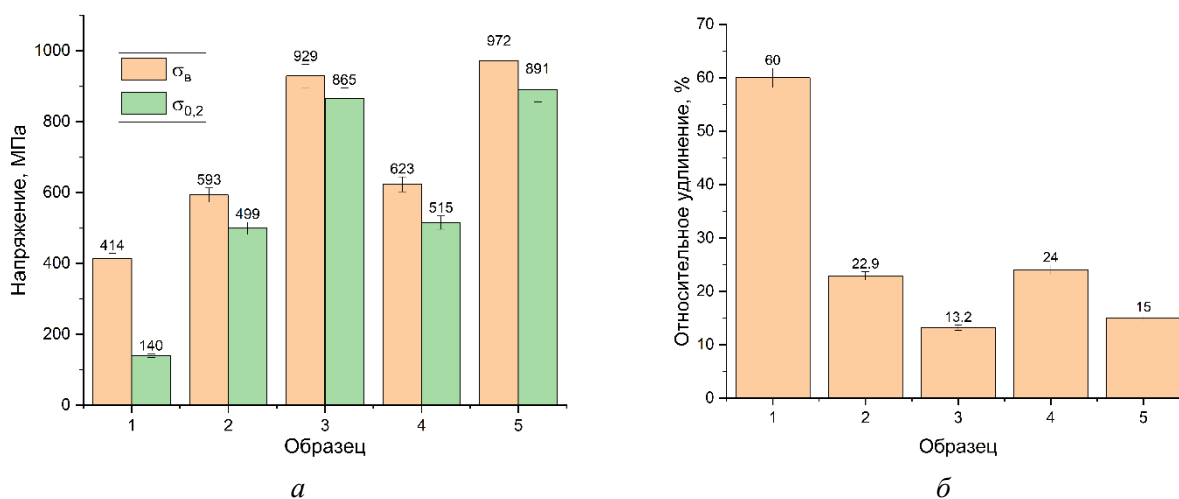


Рис. 3. Механические свойства образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn

Fig. 3. Mechanical properties of Cu-Al-Si-Mn bronze samples

то отжиг при той же температуре привел к более существенному дополнительному росту прочности, составившему 43 МПа.

Проведенный анализ также позволил выявить, что интенсивная пластическая деформация

вызывает значительный рост условного предела текучести бронзы по отношению к характеристикам образцов, сформированным после аддитивного производства. Многосторонняяковка привела к существенному (на 359 МПа) при-

росту предела текучести, тогда как применение прокатки вызвало еще более значительное повышение – на 725 МПа.

Последующая термическая обработка в виде отжига продемонстрировала положительное влияние и на этот параметр для всех типов рассматриваемых образцов после ИПД. В образцах, предварительно обработанных многосторонней ковкой, отжиг способствовал дополнительному увеличению условного предела текучести на 16 МПа. В случае же образцов, подвергнутых прокатке, аналогичный отжиг привел к большему дополнительному приросту предела текучести, составившему 26 МПа.

Применение многостороннейковки и прокатки привело к снижению относительного удлинения образцов бронзы в 2,6 и 4,5 раза соответственно по сравнению с напечатанным образцом (рис. 3, б). Отжиг при 400 °С привел к небольшому повышению относительного удлинения – на 1,1 % для образца после многостороннейковки и на 1,8 % для образца после прокатки.

На основе данных, полученных в результате экспериментов, установлено, что ИПД оказывает значительное влияние на прочность и пластичность образцов напечатанной бронзы системы Cu-Al-Si-Mn. Увеличение прочности и снижение пластичности является закономерным для сплава с ГЦК-решеткой за счет механизма деформационного упрочнения и измельчения структуры. Отжиг мало влияет на прочность образцов после ИПД, в то время как их пластичность повышается на ~5–13,6 % по сравнению с деформированным состоянием. Это обусловлено влиянием на структуру и фазовый состав образцов. С одной стороны, отжиг привел к некоторой рекристаллизации структуры и уменьшению количества дефектов кристаллической решетки. С другой стороны, размеры структурных элементов сохранились на субмикронном уровне. В результате достигнуто повышение пластичности и сохранение прочности материала. Небольшое увеличение прочности после отжига связано с кооперативным вкладом от зернограницного и дислокационного механизмов упрочнения ГЦК-сплава и ранее отмечалось для сплавов с ультрамелкозернистой структурой [25–29]. Кроме того, вклад в твердорастворное упрочнение дает деформационное растворение ча-

стиц вторичных фаз [30], а также возможное выделение дисперсных фаз из раствора в результате старения.

ИПД путем многостороннейковки и последующей прокатки привела к повышению микротвердости бронзы на 46 и 80 % соответственно по сравнению с напечатанными образцами (рис. 4). Отжиг при 400 °С образца после многостороннейковки привел к увеличению микротвердости с 2,05 до 2,37 ГПа. Исходя из данных о структуре материала и фазовом составе, можно предположить, что увеличение твердости вызвано растворением первичной β -фазы и выпадением вторичных когерентных фаз в объеме зерен. Отжиг при 400 °С образца после прокатки привел к снижению микротвердости с 2,52 до 2,25 ГПа. Отжиг не привел к изменению фазового состава образца после прокатки, следовательно, изменение микротвердости обусловлено только изменениями в материале на уровне структуры.

В процессе трибологических испытаний регистрировалось изменение коэффициента трения (КТ) во времени (рис. 5, а), на основе которого рассчитано среднее значение (рис. 5, б). При трении напечатанного образца бронзы (образец 1) коэффициент трения на протяжении всего испытания имеет достаточно стабильную величину – 0,245, амплитуда флуктуаций не превышает 0,02. Многосторонняя ковка наряду с измене-

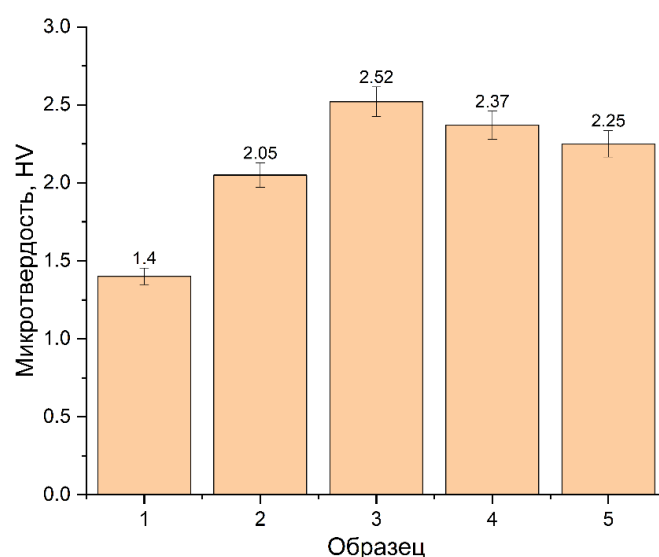


Рис. 4. Микротвердость образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn

Fig. 4. Microhardness of Cu-Al-Si-Mn bronze samples

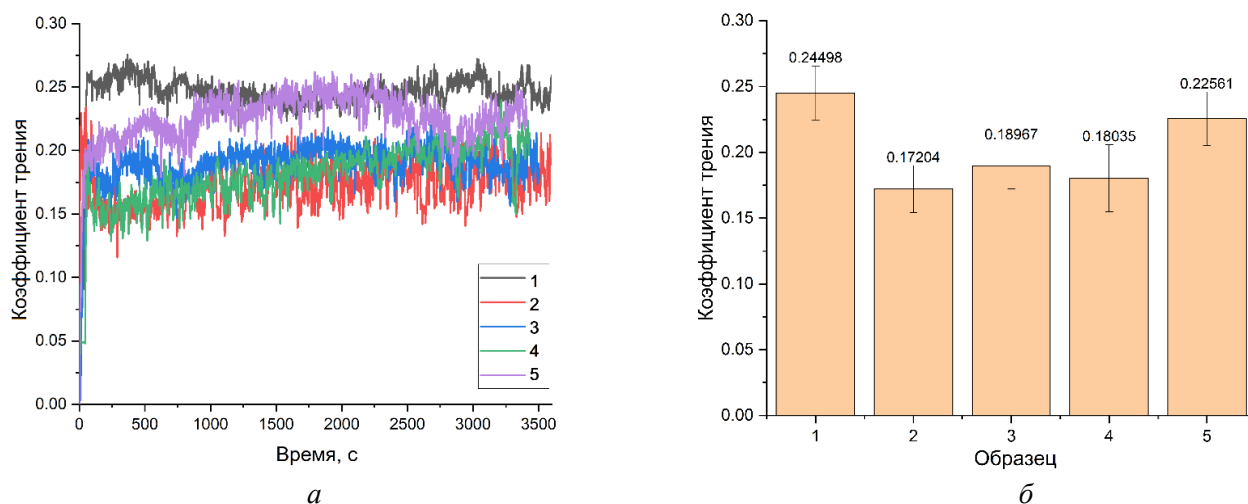


Рис. 5. Изменение величины коэффициента трения во время проведения трибологических испытаний (а) и его средняя величина (б)

Fig. 5. Coefficients of friction as a function of time during sliding tests (a) and their average values (b)

нием механических свойств повлияла и на трибологические свойства исследуемой бронзы. В момент начала испытаний коэффициент трения для образца 2 составлял 0,2, а после снизился до 0,14 в течении первых 300 секунд. Затем КТ плавно возрастал до 0,172, а его кратковременные колебания не превышали 0,05. После прокатки (образец 3) КТ изменяется мало, средняя его величина составляет 0,189, краткосрочные флуктуации – 0,03. Термическая обработка образца после многостороннейковки привела к тому, что средняя величина КТ увеличилась до 0,18, а краткосрочные флуктуации – до 0,05 (рис. 5, а, образец 4). В процессе трения КТ монотонно возрастает от начала до завершения испытания. Термическая обработка образца после прокатки привела к тому, что средняя величина КТ увеличилась до 0,226, а краткосрочные флуктуации – до 0,05 (рис. 5, а, образец 5). Изменение КТ в процессе трения имеет немонотонный характер. На начальном этапе КТ возрастает, но затем снижается примерно во второй половине испытания.

Флуктуации коэффициента трения отражают динамические изменения в процессе трения скольжения. Чем больше их амплитуда, тем более нестабильным является процесс трения, что может отражать изменение условий в механизме контактного взаимодействия между стальным шариком и бронзой. На основе установленных результатов можно отметить, что ИПД способствует снижению КТ по сравнению с материа-

лом в напечатанном состоянии. Термическая обработка образцов после ИПД привела к повышению КТ и увеличению амплитуды флуктуаций его величины.

На основе анализа данных оптических изображений выявлены характерные участки, отражающие состояние поверхности дорожек износа на образцах бронз (рис. 6). После трения бронзы в напечатанном состоянии на дорожке сформировались светлые микробороздки в направлении действия силы трения, а также темные участки с окислившимся материалом (рис. 6, а). На периферии дорожки видны следы пластически отесненного материала, что указывает на существенную пластическую деформацию материала. После трения образца бронзы со структурой, сформированной в результате многостороннейковки (рис. 6, б), на поверхности образца помимо микробороздок и протяженных участков окислившегося материала наблюдаются фрагменты отделившихся частиц износа. Прокатка существенно повлияла на состояние материала после трения (рис. 6, в). Так, на полученном изображении видно, что дорожка износа представлена микробороздками без заметного окисления и частиц износа. После отжига образца, подвергнутого многостороннейковке (рис. 6, г), микробороздки сохраняются и становятся более отчетливыми, следы окисления примерно совпадают с наблюдаемыми на деформированном образце 2. В то же время отдельные частицы износа отсутствуют. Отжиг образца после

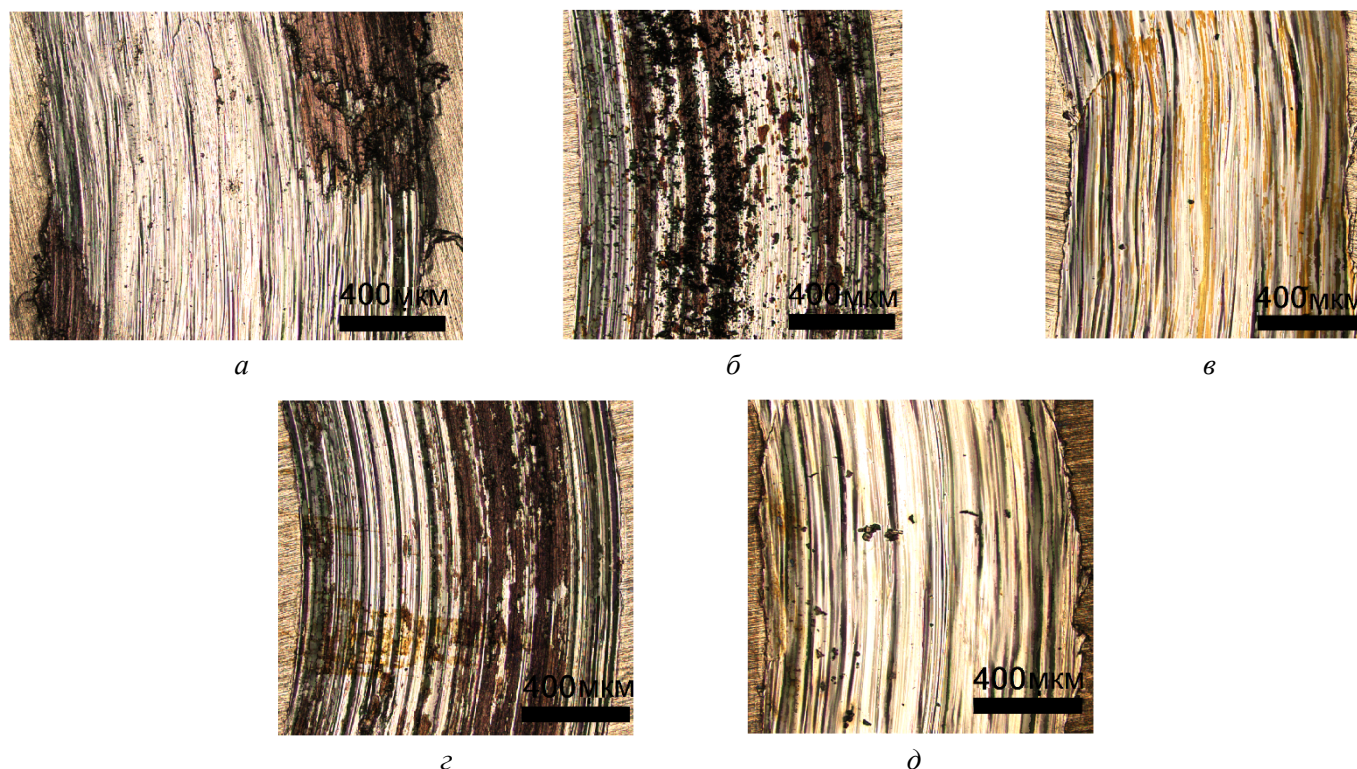


Рис. 6. Оптические изображения поверхностей дорожек износа образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 6. Optical images of the wear track surfaces of *Cu-Al-Si-Mn* bronze samples. Sample 1 (а), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

прокатки (рис. 6, д) мало повлиял на морфологию поверхности дорожки износа, лишь немного увеличилась ее ширина, что указывает на увеличение величины износа.

Отжиг способствует повышению пластичности материала, поэтому частиц износа на термически обработанных образцах после ИПД методом многостороннейковки стало меньше. Это вызвано уменьшением вероятности разрушения пластичного материала бронзы в результате деформации со стороны стального контртела.

После проведения трибологических испытаний также исследовали состояние поверхности стальных шариков (рис. 7). На поверхности всех шариков наблюдаются следы адгезионного переноса материала, что является характерным для пары трения «бронза – сталь» [31]. Отделяющиеся в процессе трения скольжения частицы бронзы за счет адгезионных связей налипают на поверхность стального контртела. В результате образуется своего рода защитный слой, выступающий в роли третьего тела между образцом и контртелом. Состояние этого слоя зависит от особенностей износа более мягкого материала – бронзы. Как ранее было показано, износ на-

печатанной бронзы происходит с образованием микробороздок на её поверхности и небольшим окислением поверхности. В свою очередь, на поверхности шарика (рис. 7, а) также наблюдаются бороздки из налипшей бронзы и небольшие участки с окислившимся материалом. Усиление окисления при трении образцов бронзы 2 и 4 после многостороннейковки и последующего отжига также отражается на формировании налипшего слоя на поверхности контртела. Вместо микробороздок наблюдается образование механической смеси неравномерной толщины из бронзы и окислившегося материала (рис. 7, б, г).

После трения образцов 3 и 5 (рис. 7 в, д) на поверхности шариков образуется заметный слой бронзы, перенесенный с дорожки трения. Его формирование обусловлено снижением окисления поверхности медного сплава в процессе трения скольжения в рассматриваемых структурных состояниях, что также приводит к менее выраженному его механическому удалению с поверхности шариков.

Для более детальной оценки состояния поверхности дорожек износа выполнены их исследования с применением энергодисперсионного

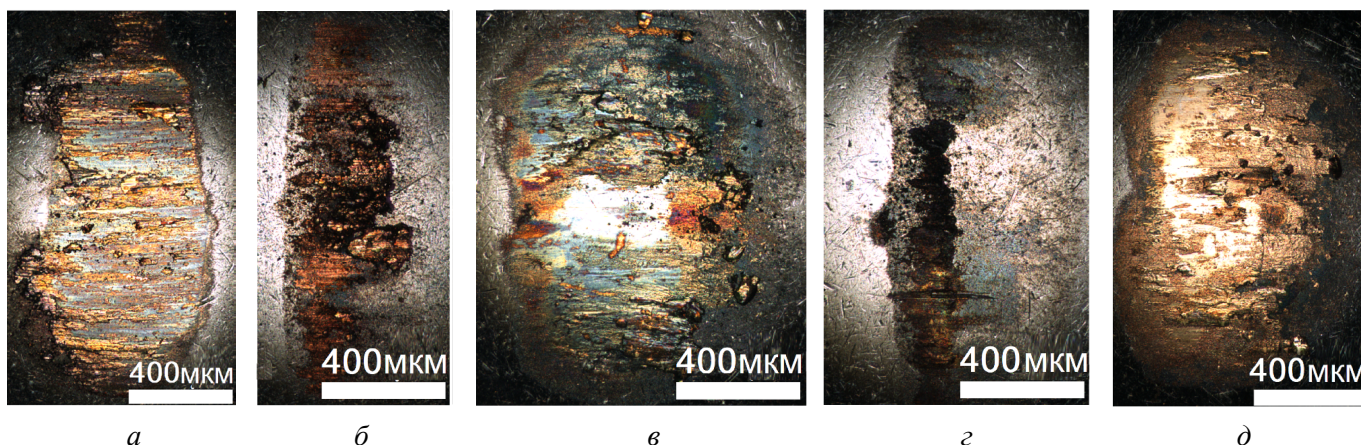


Рис. 7. Оптические изображения поверхности стальных шариков после трения в паре с образцами бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 7. Optical images of the steel ball surfaces after sliding against Cu-Al-Si-Mn bronze samples. Sample 1 (a), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

анализа состава (рис. 8, 9). В результате трения формируются темные наслоения материала, неравномерно покрывающие изношенную поверхность образцов сплава Cu-Al-Si-Mn. Согласно энергодисперсионному анализу, наслоения содержат повышенную концентрацию кислорода (рис. 9). Следовательно, эти наслоения являются механической смесью из бронзы и частиц износа, которые окислилась в результате термо-

механического воздействия в процессе трения скольжения. При трении наслоения разрушаются из-за повторяющегося механического воздействия со стороны контртела. Таким образом, износ прогрессирует.

Проведенный анализ с использованием трехмерного сканирования поверхности позволил получить детальные данные о морфологии поперечного сечения дорожек износа, что нагляд-

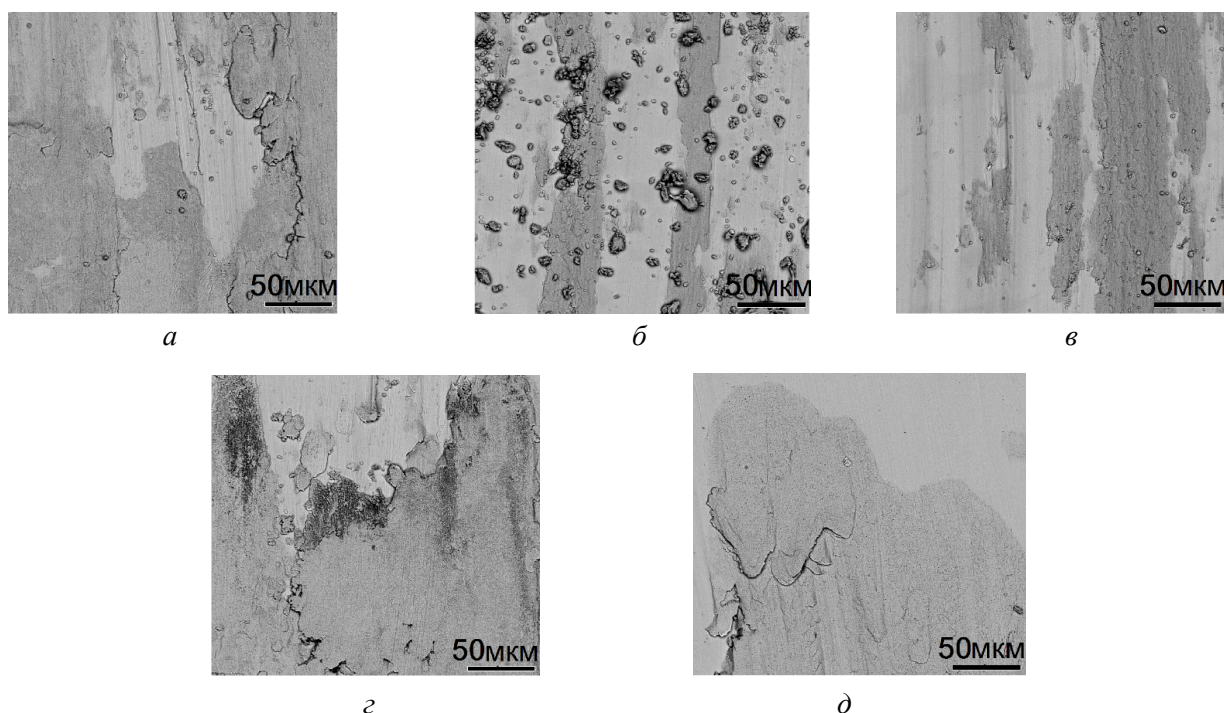


Рис. 8. РЭМ-изображения фрагментов поверхности дорожек трения бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 8. SEM images of the wear track surfaces of Cu-Al-Si-Mn bronze. Sample 1 (a), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

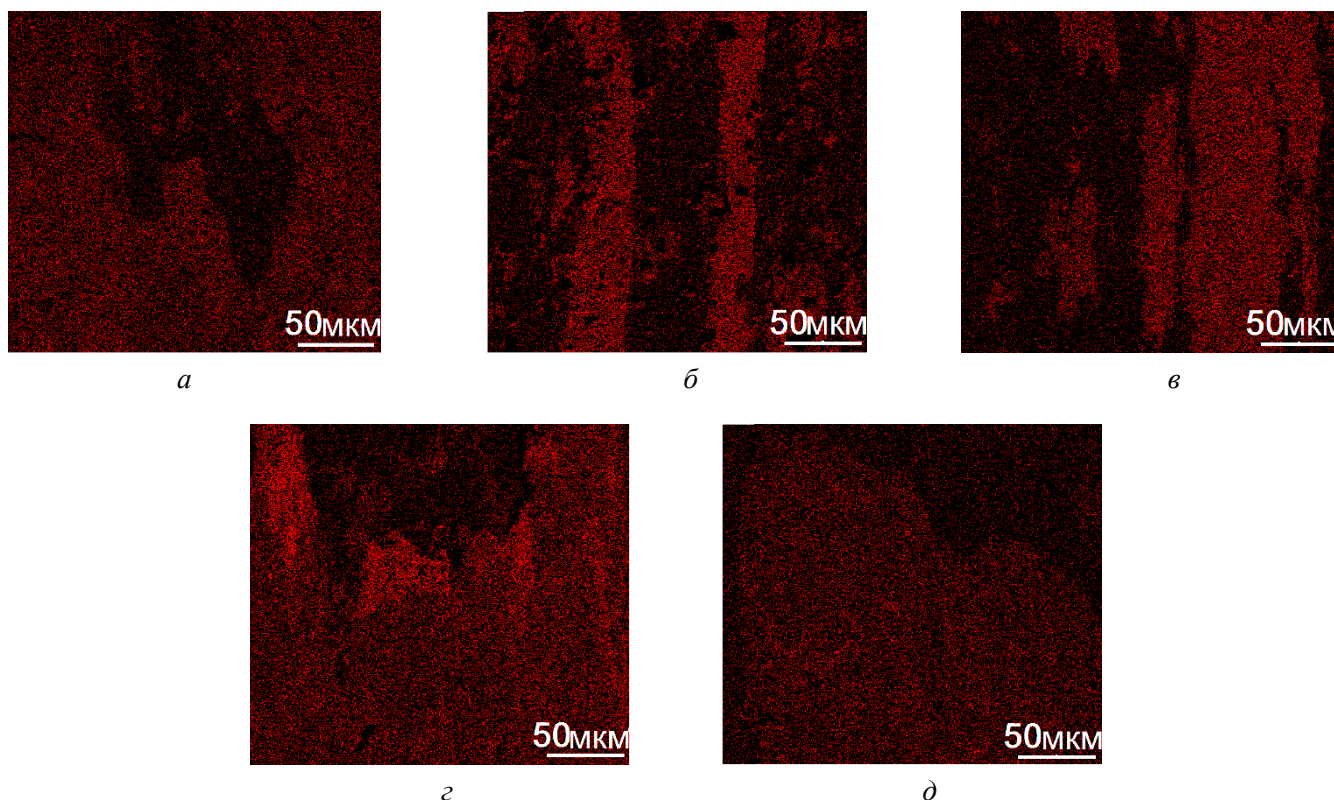


Рис. 9. Распределение кислорода на фрагментах поверхности дорожек трения бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 9. Elemental mapping of oxygen on the wear track surfaces of Cu-Al-Si-Mn bronze. Sample 1 (а), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

но представлено на рис. 10. Характерно, что геометрическая форма профиля каждой дорожки в точности повторяет сферическую конфигурацию стальных шариков, не демонстрируя каких-либо заметных отклонений от этой формы. Примечательно также, что на профилях дорожек

отчетливо визуализируются характерные микронеровности поверхности, сформированные в процессе фрикционного взаимодействия и последующего изнашивания материала.

Количественная оценка степени износа, выполненная путем точного определения площа-

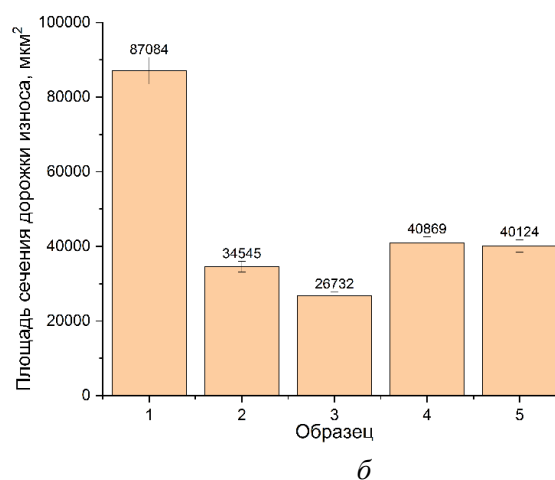
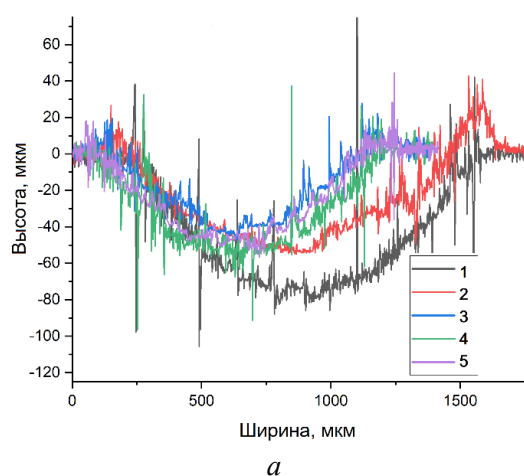


Рис. 10. Профили поперечного сечения дорожек износа (а) бронзы Cu-Al-Si-Mn и их площадь (б)

Fig. 10. Cross-sectional profiles (а) and areas (б) of the wear tracks of Cu-Al-Si-Mn bronze

ди поперечного сечения полученных профилей, установила существенную разницу в износостойкости образцов. В частности, анализ наглядно показал, что напечатанный образец 1 (рис. 10) обладает наименьшей износостойкостью, что подтверждается максимальной величиной площади износа, составляющей $87\,084\text{ мкм}^2$ и значительно превышающей соответствующие показатели других исследуемых образцов.

Износ образца после многостороннейковки (рис. 10, образец 2) существенно снижается и составляет $34\,545\text{ мкм}^2$. Износ образца после прокатки (рис. 10, образец 3) является наименьшим и составляет $26\,732\text{ мкм}^2$. После многостороннейковки и термической обработки износ образца (рис. 10, образец 4) увеличивается и составляет $40\,869\text{ мкм}^2$. После прокатки и термической обработки износ образца (рис. 10, образец 5) увеличивается и составляет $40\,124\text{ мкм}^2$.

Экспериментально установленные данные подтверждают тот факт, что ИПД приводит к снижению износа бронзы по сравнению с напечатанным состоянием. В свою очередь, термическая обработка увеличивает износ образцов по сравнению с их деформированным состоянием.

Заключение

На основе комплекса экспериментальных исследований определено влияние интенсивной пластической деформации на структурное состояние, механические и трибологические свойства медного сплава системы Cu-Al-Si-Mn, напечатанного методом электронно-лучевого аддитивного производства. Полученные в ходе выполнения работы экспериментальные результаты позволили установить связь структуры с механическими свойствами при растяжении, а также трибологическими характеристиками бронзы в условиях сухого трения скольжения.

1. ИПД методами многостороннейковки и прокатки приводит к формированию в материале высокой плотности дислокаций и двойников деформации.

2. Низкотемпературный отжиг при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ после многостороннейковки способствовал частичной рекристаллизации материала, тем не менее одна система двойников деформации сохранилась, что указывает на достаточно высокую стабильность структуры. В результате

низкотемпературного отжига при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ после прокатки в материале сформировались дефекты упаковки, рекристаллизованные субмикронные зерна и микродвойники отжига.

3. По данным рентгенофазового анализа, в результате прокатки и отжига происходит деформационное растворение вторичных фаз (β - и γ -фаз) и сплав Cu-Al-Si-Mn становится однофазным с α -фазой ГЦК-меди.

4. Многосторонняяковка и прокатка увеличили предел прочности бронзы в 1,43 и 2,24 раза соответственно, но уменьшили ее относительное удлинение в 2,6 и 4,5 раза относительно напечатанного состояния.

5. Отжиг мало влияет на прочность образцов после ИПД, в то время как их пластичность повышается на $\sim 5\text{--}13,6\%$ по сравнению с деформированным состоянием.

6. ИПД путем многостороннейковки и последующей прокатки привело к повышению микротвердости бронзы на 46 и 80 % соответственно по сравнению с напечатанными образцами. Отжиг при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ образца после многостороннейковки привел к увеличению микротвердости на 15,6 %. Отжиг при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ образца после прокатки привел к снижению микротвердости на 12 %.

7. Многосторонняяковка привела к снижению износа в 2,5 раза, а последующая прокатка – в 3,3 раза по сравнению со сплавом в напечатанном состоянии. Отжиг в полтора раза увеличивает износ исследуемого сплава.

8. На основе установленных данных можно рекомендовать комбинирование многостороннейковки с последующей прокаткой и низкотемпературным отжигом как метод повышения механических и трибологических свойств медного сплава системы Cu-Al-Si-Mn.

Полученные экспериментальные данные позволяют сформулировать практические рекомендации для осуществления технологических приемов, направленных на существенное повышение прочностных характеристик и износостойкости бронзовых сплавов системы Cu-Al-Si-Mn, изготовленных методом электронно-лучевой аддитивной печати.

Список литературы

1. Медь и медные сплавы: отечественные и зарубежные марки: справочник / О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Ин-

новационное машиностроение, 2016. – 360 с. – ISBN 978-5-9907638-3-8.

2. Micro-, Meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, E.G. Astafurova // Physical Mesomechanics. – 2022. – Vol. 25 (6). – P. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.

3. Microstructural evolution and mechanical properties of Cu-Al alloys subjected to equal channel angular pressing / S. Qu, X.H. An, H.J. Yang, C.X. Huang, G. Yang, Q.S. Zang, Z.G. Wang, S.D. Wu, Z.F. Zhang // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57 (5). – P. 1586–1601. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.12.002.

4. Massalski T.B. The Al-Cu (Aluminum-Copper) system // Bulletin of Alloy Phase Diagrams. – 1980. – Vol. 1. – P. 27–33. – DOI: 10.1007/BF02883281.

5. Kroupa A., Zobač O., Richter K.W. The thermodynamic reassessment of the binary Al-Cu system // Journal of Materials Science. – 2021. – Vol. 56. – P. 3430–3443. – DOI: 10.1007/s10853-020-05423-7.

6. Experimental description of the Al-Cu binary phase diagram / O. Zobač, A. Kroupa, A. Zemanova, K.W. Richter // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2019. – Vol. 50. – P. 3805–3815. – DOI: 10.1007/s11661-019-05286-x.

7. Alés A. Study of different structures derives of β -Cu₃Al by means of ab-initio calculations and quasi-harmonic approximation // Computational Condensed Matter. – 2022. – Vol. 31. – P. e00652. – DOI: 10.1016/j.cocom.2022.e00652.

8. Calorimetric measurements and assessment of the binary Cu-Si and ternary Al-Cu-Si phase diagrams / B. Hallstedt B., J. Gröbner, M. Hampl, R. Schmid-Fetzer // Calphad. – 2016. – Vol. 53. – P. 25–38. – DOI: 10.1016/j.calphad.2016.03.002.

9. Experimental investigation of the Cu-Si phase diagram at $x(\text{Cu}) > 0.72$ / K. Sufryd, N. Ponweiser, P. Riani, K.W. Richter, G. Cacciamani // Intermetallics. – 2011. – Vol. 19 (10). – P. 1479–1488. – DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.017.

10. Phillips H.W.L. The constitution of aluminum-copper-silicon alloys // Journal of the Institute of Metals. – 1953. – Vol. 82. – P. 9–15.

11. Raghavan V. Al-Cu-Si (Aluminum-Copper-Silicon) // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2007. – Vol. 28. – P. 180–182. – DOI: 10.1007/s11669-007-9024-y.

12. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Al-Cu-Si system / C.-Y. He, Y. Du, H.-L. Chen, H. Xu // Calphad. – 2009. – Vol. 33. – P. 200–210. – DOI: 10.1016/j.calphad.2008.07.015.

13. Riani P., Sufryd K., Cacciamani G. About the Al-Cu-Si isothermal section at 500 °C and the stability of the

ϵ -Cu₁₅Si₄ phase // Intermetallics. – 2009. – Vol. 17. – P. 154–164. – DOI: 10.1016/j.intermet.2008.10.011.

14. Miettinen J. Thermodynamic description of the Cu-Al-Si system in the copper-rich corner // Calphad. – 2007. – Vol. 31. – P. 449–456. – DOI: 10.1016/j.calphad.2007.05.001.

15. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si // Journal of Alloys and Compounds. – 2012. – Vol. 512. – P. 252–263. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.09.076.

16. Heat input effect on microstructure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) Cu-7.5wt.%Al Bronze / A. Filippov, N. Shamarin, E. Moskvichev, N. Savchenko, E. Kolubaev, E. Khoroshko, S. Tarasov // Materials. – 2021. – Vol. 14 (22). – P. 6948. – DOI: 10.3390/ma14226948.

17. The effect of heat input, annealing, and deformation treatment on structure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) silicon bronze / A. Filippov, N. Shamarin, E. Moskvichev, N. Savchenko, E. Kolubaev, E. Khoroshko, S. Tarasov // Materials. – 2022. – Vol. 15. – P. 3209. – DOI: 10.3390/ma15093209.

18. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze / A. Zykova, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev, S. Tarasov // Materials Letters. – 2023. – Vol. 338. – P. 134064. – DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134064.

19. Improvement of strength and conductivity in Cu-alloys with the application of high pressure torsion and subsequent heat-treatments / D.V. Shangina, J. Gubicza, E. Dodony, N.R. Bochvar, P.B. Straumal, N.Yu. Tabachkova, S.V. Dobatkin // Journal of Materials Science. – 2014. – Vol. 49. – P. 6674–6681. – DOI: 10.1007/s10853-014-8339-4.

20. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in Materials Science. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.

21. Исследование свойств сплавов на основе кремниевой бронзы, напечатанных с применением технологии электронно-лучевого аддитивного производства / А.В. Филиппов, Е.С. Хорошко, Н.Н. Шамарин, Е.А. Колубаев, С.Ю. Тарасов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 1. – С. 110–130. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1-110-130.

22. Mechanisms of formation of Al₄Cu₉ during mechanical alloying: An experimental study / R. Besson, M.-N. Avettand-Fenoel, L. Thuinet, J. Kwon, A. Addad, P. Roussel, A. Legris // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 87. – P. 216–224. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.12.050.



23. Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu-Cr-Zr alloy / S.N. Faizova, D.A. Aksenov, I.A. Faizov, K.S. Nazarov // *Letters on Materials*. – 2021. – Vol. 11 (2). – P. 218–222. – DOI: 10.22226/2410-3535-2021-2-218-222.

24. Особенности деформационного растворения и строения поверхностей разрушения сплавов системы Cu-Co / Т.П. Толмачев, В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов, Т.М. Гапонцева, А.В. Плотников, Р.В. Чурбаев, А.В. Иноземцев // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2019. – № 6. – С. 48–57. – DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.048-057.

25. Effect of annealing temperature on microstructure and properties of a heavy warm rolled nickel aluminum bronze alloy / S. Ma, X. Li, X. Yang, L. Fu, L. Liu, M. Xia, A. Shan // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2023. – Vol. 54. – P. 293–311. – DOI: 10.1007/s11661-022-06873-1.

26. *Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P.* Deformation behavior and plastic strain localization of nanostructured materials produced by severe plastic deformation // *Materials Science Forum*. – 2009. – Vol. 633–634. – P. 107–119. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.107.

27. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В.* Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела

как многоуровневой системы. 1. Физические основы многоуровневого подхода // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9, № 3. – С. 9–22.

28. *Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Колобов Ю.Р.* Влияние дисперсного упрочнения на закономерности и механизмы ползучести меди с субмикрометровым размером зерен // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2009. – № 2. – С. 38–43.

29. *Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А.* Барьерное торможение дислокаций. Проблема Холла-Петча // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9, № 3. – С. 81–92.

30. Растворение частиц вторых фаз в низколегированном медном сплаве системы Cu-Cr-Zr при обработке методом равноканального углового пресования / И.А. Фаизов, Р.Р. Мулюков, Д.А. Аксенов, С.Н. Фаизова, Н.В. Землякова, К. Cardoso, Y. Zeng // *Письма о материалах*. – 2018. – Т. 8, № 1. – С. 110–114. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-110-114.

31. *Ilie F.* Tribological behaviour of the steel/bronze friction pair (journal bearing type) functioning with selective mass transfer // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2018. – Vol. 124. – P. 655–662. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.03.107.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The influence of structural state on the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze

Andrey Filippov^{a, *}, Nikolay Shamarin^b, Sergei Tarasov^c, Natalya Semenchuk^d

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4 per. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-6547-7676>, natali.t.v@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 June 2025

Revised: 03 July 2025

Accepted: 10 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Additive manufacturing

Bronze

Microstructure

Phase composition

Mechanical properties

Severe plastic deformation (SPD)

Sliding friction

Funding

This research was funded by Russian Science Foundation project № 24-29-00259, <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>.

ABSTRACT

Introduction. Electron beam additive manufacturing (EBAM) is a promising method for producing new alloys with unique properties. At the same time, existing problems with obtaining a high-quality structure require a search for a technical solution that ensures grain refinement and the formation of a more homogeneous microstructure. For strain-hardened copper alloys, severe plastic deformation (SPD) methods are effective ways to control their structural state and mechanical properties. Currently, the effect of severe plastic deformation on the structure, mechanical, and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze, which is promising for industrial application, has not been studied. **The aim of this work** is to study the relationship between the structural state formed as a result of severe plastic deformation and the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze samples. The paper studies samples of Cu-Al-Si-Mn bronze, made from bronze (3% Si-1% Mn) wires and commercially pure aluminum using multiwire electron beam additive manufacturing. For targeted changes in structure and properties, the resulting additively manufactured blanks were subjected to severe plastic deformation. Multi-axial forging and rolling were used as SPD methods, aimed at significant grain refinement and increased strength characteristics. The work uses such **research methods** as transmission electron microscopy (TEM) for a detailed analysis of the submicron structure after SPD, X-ray diffraction (XRD) to identify the phase composition of the alloy, tensile tests to determine key mechanical properties such as tensile strength, yield strength, and percentage of elongation, microhardness measurements to assess the hardening of samples using Vickers loads, confocal laser scanning microscopy (CLSM) for three-dimensional analysis of the surface topography and studying the morphology of worn surfaces, and dry sliding friction tests to assess the wear resistance of the material and the friction coefficient in the absence of lubrication under specified loads and sliding speeds. **Results and discussion.** Based on the data of transmission electron microscopy, it was found that the use of multi-axial forging and rolling led to significant changes in the structure of the material, as well as its phase composition. Based on the X-ray diffraction analysis, it was revealed that severe plastic deformation contributed to the deformation-induced dissolution of the γ - and β -phases. The results of tensile tests showed that the highest strength is achieved after intense plastic deformation by rolling, after multi-axial forging. SPD by multi-axial forging and subsequent rolling led to an increase in the microhardness of bronze. The results of tribological tests showed that SPD contributes to a decrease in the friction coefficient (FC) compared to the material in the printed state. Heat treatment of samples after SPD led to an increase in FC and an increase in fluctuations in its value. SPD by multi-axial forging and subsequent rolling contributes to a significant increase in the wear resistance of samples under dry sliding friction conditions. Low-temperature annealing after SPD leads to a decrease in the wear resistance of deformed samples. Thus, the use of SPD makes it possible to increase the strength and wear resistance of bronze samples of the Cu-Al-Si-Mn system.

For citation: Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu., Semenchuk N.A. The influence of structural state on the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 166–182. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-166-182. (In Russian).

References

1. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med'i i mednye splavy: otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. domestic and foreign brands]. 2nd ed., rev. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2016. 360 p. ISBN 978-5-9907638-3-8.
2. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (6), pp. 479–491. DOI: 10.1134/S1029959922060017.

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Head of Laboratory
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4 per. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

3. Qu S., An X.H., Yang H.J., Huang C.X., Yang G., Zang Q.S., Wang Z.G., Wu S.D., Zhang Z.F. Microstructural evolution and mechanical properties of Cu-Al alloys subjected to equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57 (5), pp. 1586–1601. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.12.002.
4. Massalski T.B. The Al-Cu (Aluminum-Copper) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1980, vol. 1, pp. 27–33. DOI: 10.1007/BF02883281.
5. Kroupa A., Zobač O., Richter K.W. The thermodynamic reassessment of the binary Al-Cu system. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, pp. 3430–3443. DOI: 10.1007/s10853-020-05423-7.
6. Zobač O., Kroupa A., Zemanova A., Richter K.W. Experimental description of the Al-Cu binary phase diagram. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, vol. 50, pp. 3805–3815. DOI: 10.1007/s11661-019-05286-x.
7. Alés A. Study of different structures derives of β -Cu₃Al by means of ab-initio calculations and quasi-harmonic approximation. *Computational Condensed Matter*, 2022, vol. 31, p. e00652. DOI: 10.1016/j.cocom.2022.e00652.
8. Hallstedt B., Gröbner J., Hampl M., Schmid-Fetzer R. Calorimetric measurements and assessment of the binary Cu-Si and ternary Al-Cu-Si phase diagrams. *Calphad*, 2016, vol. 53, pp. 25–38. DOI: 10.1016/j.calphad.2016.03.002.
9. Sufryd K., Ponweiser N., Riani P., Richter K.W., Cacciamani G. Experimental investigation of the Cu-Si phase diagram at $x(\text{Cu}) > 0.72$. *Intermetallics*, 2011, vol. 19 (10), pp. 1479–1488. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.017.
10. Phillips H.W.L. The constitution of aluminum-copper-silicon alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 1953, vol. 82, pp. 9–15.
11. Raghavan V. Al-Cu-Si (Aluminum-Copper-Silicon). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2007, vol. 28, pp. 180–182. DOI: 10.1007/s11669-007-9024-y.
12. He C.-Y., Du Y., Chen H.-L., Xu H. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Al-Cu-Si system. *Calphad*, 2009, vol. 33, pp. 200–210. DOI: 10.1016/j.calphad.2008.07.015.
13. Riani P., Sufryd K., Cacciamani G. About the Al-Cu-Si isothermal section at 500 °C and the stability of the ϵ -Cu₁₅Si₄ phase. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, pp. 154–164. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.10.011.
14. Miettinen J. Thermodynamic description of the Cu-Al-Si system in the copper-rich corner. *Calphad*, 2007, vol. 31, pp. 449–456. DOI: 10.1016/j.calphad.2007.05.001.
15. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, vol. 512, pp. 252–263. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.09.076.
16. Filippov A., Shamarin N., Moskvichev E., Savchenko N., Kolubaev E., Khoroshko E., Tarasov S. Heat input effect on microstructure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) Cu-7.5wt.%Al Bronze. *Materials*, 2021, vol. 14 (22), p. 6948. DOI: 10.3390/ma14226948.
17. Filippov A., Shamarin N., Moskvichev E., Savchenko N., Kolubaev E., Khoroshko E., Tarasov S. The effect of heat input, annealing, and deformation treatment on structure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) silicon bronze. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 3209. DOI: 10.3390/ma15093209.
18. Zytkova A., Panfilov A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze. *Materials Letters*, 2023, vol. 338, p. 134064. DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134064.
19. Shangina D.V., Gubicza J., Dodony E., Bocharov N.R., Straumal P.B., Tabachkova N.Yu., Dobatkin S.V. Improvement of strength and conductivity in Cu-alloys with the application of high pressure torsion and subsequent heat-treatments. *Journal of Materials Science*, 2014, vol. 49, pp. 6674–6681. DOI: 10.1007/s10853-014-8339-4.
20. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, pp. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
21. Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu. Study of the properties of silicon bronze-based alloys printed using electron beam additive manufacturing technology. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 1, pp. 110–130. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1-110-130. (In Russian).
22. Besson R., Avettand-Fenoel M.-N., Thuinet L., Kwon J., Addad A., Roussel P., Legris A. Mechanisms of formation of Al₄Cu₉ during mechanical alloying: An experimental study. *Acta Materialia*, 2015, vol. 87, pp. 216–224. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.12.050.
23. 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. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11 (2), pp. 218–222. DOI: 10.22226/2410-3535-2021-2-218-222.
24. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Patselov A.M., Gapontseva T.M., Plotnikov A.V., Churbaev R.V., Inozemtsev A.V. Features of the strain-induced dissolution and structure of fracture surfaces in Cu-Co alloys. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2019, iss. 6, pp. 48–57. DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.048-057. (In Russian).

25. Ma S., Li X., Yang X., Fu L., Liu L., Xia M., Shan A. Effect of annealing temperature on microstructure and properties of a heavy warm rolled nickel aluminum bronze alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, vol. 54, pp. 293–311. DOI: 10.1007/s11661-022-06873-1.

26. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. Deformation behavior and plastic strain localization of nanostructured materials produced by severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 633–634, pp. 107–119. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.107.

27. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Fizicheskaya mezomekhanika deformiruемого tverdogo tela kak mnogourovnevoi sistemy. 1. Fizicheskie osnovy mnogourovnevnogo podkhoda [Physical Mesomechanics of Deformable Solids as a Multilevel System. I. Physical Fundamentals of the Multilevel Approach]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 9–22. (In Russian).

28. Grabovetskaya G.P., Mishin I.P., Kolobov Yu.R. Vliyanie dispersnogo uprochneniya na zakonomernosti i mekhanizmy polzuchesti medi s submikrometrovym razmerom zeren [The effect of precipitating hardening on regularities and mechanisms of submicron-grain copper creep]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2009, no. 2, pp. 38–43. (In Russian).

29. Kozlov E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A. Bar'ernoie tormozhenie dislokatsii. Problema Kholla-Petcha [Barrier hindrance of dislocations. The Hall-Petch problem]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 81–92. (In Russian).

30. Faizov I.A., Mulyukov R.R., Aksenov D.A., Faizova S.N., Zemlyakova N.V., Cardoso K., Zeng Y. Rastvorenie chastits vtorykh faz v nizkolegirovannom mednom splave sistemy Cu-Cr-Zr pri obrabotke metodom ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya [Dissolution of second-phase particles in a low-alloyed copper alloy of the Cu-Cr-Zr system processed by equal-channel angular pressing]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2018, vol. 8, no. 1, pp. 110–114. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-110-114. (In Russian).

31. Ilie F. Tribological behaviour of the steel/bronze friction pair (journal bearing type) functioning with selective mass transfer. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 124, pp. 655–662. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.03.107.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).