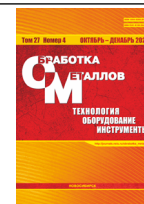




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)







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



Исследование трибологических свойств кремниевой бронзы в разном структурном состоянии

Андрей Филиппов^{а, *}, Николай Шамарин^б, Сергей Тарасов^с

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

^а  <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>,  avf@ispms.ru; ^б  <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>,  shnn@ispms.ru;
^с  <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>,  tsy@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.22, 539.62

История статьи:

Поступила: 13 августа 2025
Рецензирование: 03 сентября 2025
Принята к печати: 09 сентября 2025
Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Электронный луч
Кремниевая бронза
Структура
Вибрация
Акустическая эмиссия
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. Кремниевые бронзы широко применяются в ответственных узлах трения благодаря сочетанию коррозионной стойкости, обрабатываемости, электропроводности и удовлетворительных механических свойств. Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) перспективно для изготовления сложных деталей, но формирует крупную столбчатую зеренную структуру, приводящую к анизотропии свойств и ограничивающую область их практического применения. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как многоосевая ковка и прокатка, эффективны для измельчения структуры, устранения анизотропии и повышения прочности. Однако их влияние на комплекс свойств кремниевых бронз исследовано недостаточно. **Цель работы.** Сравнительный анализ влияния структурного состояния кремниевой бронзы на ее механические характеристики и трибологические свойства в условиях сухого трения скольжения. **Методика исследования.** Образцы в пяти структурных состояниях были получены путем электронно-лучевого аддитивного производства (1), горячей прокатки (2), многоосевой ковки (3), прокатки при комнатной температуре (4) и низкотемпературного отжига после прокатки (5). Методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура образцов. Проведены механические испытания путем растяжения двухсторонних лопаток и индентирования четырехгранной пирамидкой Виккерса. Трибологические испытания на сухое трение скольжения в паре со сталью ШХ15 выполнены с постоянной нагрузкой и скоростью. В процессе трения осуществлялась регистрация коэффициента трения (КТ), вибраций в нормальном и тангенциальном направлениях и акустической эмиссии (АЭ). Детальный анализ поверхности и подповерхностного слоя дорожек трения выполнен с использованием конфокальной лазерной сканирующей микроскопии, а также растровой электронной микроскопии с применением энергодисперсионного анализа. **Результаты и обсуждение.** Микроструктура образцов после ЭЛАП представлена крупными столбчатыми зёрнами, после горячей прокатки – крупными равноосными зёрнами с двойниками. Многоосевая ковка обеспечивает формирование субзерен (ламелей) (менее 100 нм) с высокой плотностью дислокаций. Прокатка приводит к дальнейшему измельчению исходных зёрен и образованию вытянутых субмикронных зёрен. Низкотемпературный отжиг формирует более равноосные субмикронные зёрна (100...200 нм) с пониженной плотностью дислокаций и высокоугловыми границами. Образцы с крупнозернистой структурой обладают низкой прочностью и твердостью. После ИПД прочность и твердость многократно возрастают, а относительное удлинение уменьшается относительно исходного материала. Низкотемпературный отжиг обеспечивает максимальную прочность при частичном восстановлении пластичности и снижении твердости. Наименьший и наиболее стабильный коэффициент трения, а также минимальные амплитуды вибрации (особенно в тангенциальном направлении) зафиксированы у образцов после ИПД. Наибольший износ характерен для образца в состоянии поставки (горячая прокатка). ИПД снижает износ в 2,1–2,2 раза по сравнению с образцами в горячекатаном состоянии и ЭЛАП. Низкотемпературный отжиг увеличивает износ на 10 % относительно образца после проката. Выявлены преобладающие механизмы изнашивания: смешанный (адгезионно-окислительный) для бронзы после ЭЛАП; адгезионный для горячекатаного; окислительный для образцов после ИПД. На основе металлографических исследований установлено, что глубина подповерхностной деформации максимальна у крупнозернистых образцов (145...155 мкм) и снижается в 3,3–4,7 раза после ИПД. **Заключение.** Комплексное исследование выявило решающее влияние структурного состояния кремниевой бронзы БрКМц 3-1 на ее ключевые свойства. Применение методов ИПД (многоосевой ковки и прокатки) доказало свою высокую эффективность для кардинального улучшения комплекса механических и трибологических свойств кремниевой бронзы независимо от исходного метода получения (горячекатаный прокат или электронно-лучевое аддитивное производство).

Для цитирования: Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Тарасов С.Ю. Исследование трибологических свойств кремниевой бронзы в разном структурном состоянии // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 221–238. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-221-238.

Введение

Кремниевые бронзы, относящиеся к классу сплавов на базе меди с основным легирующим элементом кремнием (1–4 вес. % Si), широко востребованы в различных отраслях промышленности благодаря уникальному сочетанию

*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

свойств. Высокая коррозионная стойкость, хорошая обрабатываемость, отличная электропроводность и теплопроводность, а также удовлетворительные механические и антифрикционные характеристики обуславливают их применение в ответственных узлах трения – подшипниках скольжения, втулках, шестернях, запорной арматуре, работающей в агрессивных средах, и элементах электротехники [1]. Традиционно эти сплавы получают методами литья с последующей обработкой давлением (прокатка, ковка, прессование) либо методами порошковой металлургии.

Двойной сплав Cu-Si при содержании кремния менее 5 вес. % состоит из одной фазы – твердого раствора на основе ГЦК α -Cu [2]. Легирование бронзы марганцем практически не изменяет фазовый состав сплава [3], но позволяет измельчить дендритные зерна, как, например, в литом сплаве Cu-3Si [4]. При этом механические свойства сплава Cu-3Si, такие как пластичность, прочность на растяжение и твердость по Бринеллю, также улучшались с увеличением содержания марганца. Было показано, что существенные изменения в ходе твердофазных реакций могут быть достигнуты путем уменьшения масштаба, температуры или изменения исходных микроструктур [5]. Термическая обработка может существенно влиять на структуру и фазовый состав кремниевых бронз [6], однако при малом содержании кремния фазовый состав представлен только α -Cu-твердым раствором, который не подвержен фазовым превращениям [7].

В последние годы значительный интерес вызывает применение электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) для изготовления изделий из кремниевой бронзы. Этот высокопроизводительный метод открывает перспективы для создания сложнопрофильных и нестандартных деталей с минимальными припусками на механическую обработку. Однако характерной особенностью металлов и сплавов, полученных аддитивными методами, включая ЭЛАП, является эпитаксиальный механизм затвердевания, в результате которого происходит формирование крупных столбчатых зерен [8]. Столбчатая зеренная структура приводит к выраженной анизотропии механических свойств, а также может сказываться на трибологических характеристиках материала, что ограничивает его применение

в высоконагруженных узлах трения, требующих изотропных характеристик.

Для устранения этих недостатков и целенаправленного улучшения комплекса свойств сплавов, в том числе кремниевой бронзы, эффективно используются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), многоосевая ковка и прокатка. Методы ИПД позволяют существенно уменьшить размер первичных зерен вплоть до ультрамелкозернистого (УМЗ) или нанокристаллического (НК) состояния, устранить столбчатость зерен и анизотропию свойств, значительно повысив прочность и твердость материала за счет механизмов упрочнения, связанных с увеличением плотности границ зерен. Важным технологическим приемом после ИПД является кратковременный низкотемпературный отжиг. Такая обработка позволяет частично снять внутренние напряжения, повысить пластичность и стабильность свойств, сохранив при этом значительную долю достигнутого деформационного упрочнения, что критически важно для обеспечения необходимого баланса прочности и износостойкости в трибологических применениях.

В работе [8] показано, что в сплаве С65500 (аналог БрКМц 3-1) после гидростатической экструзии при комнатной температуре предел прочности на растяжение и предел текучести повышаются на 45 и 130 % соответственно по сравнению с коммерчески доступным аналогом. Существенное изменение структуры, заключающееся в образовании зерен-двойников вместо дендритов, было достигнуто на сплаве Cu-3Si-1Mn после его волочения с последующим смягчающим отжигом [9]. Следовательно, методы интенсивной пластической деформации могут быть эффективно использованы с целью измельчения структуры и повышения механических свойств кремниевой бронзы. Исходя из обзора научной литературы можно, однако, заметить, что возможности применения таких ИПД-методов, как многоосевая ковка и прокатка, для кремниевых бронз были исследованы в недостаточной мере.

В связи с вышесказанным *целью данной работы* было исследование и сравнительный анализ механических и трибологических свойств кремниевой бронзы в зависимости от ее структурного состояния.

Задачи для достижения поставленной цели:

- 1) проведение структурных исследований;
- 2) проведение механических испытаний;
- 3) проведение трибологических испытаний в условиях сухого трения скольжения;
- 4) исследование поверхности трения и поверхностной деформации после трения скольжения.

Методика исследований

Для проведения исследований на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства путем послойной печати проволоки БрКМц 3-1 на стальных подложках были напечатаны блочные образцы. Печать осуществлялась в соответствии с режимами, приведенными в работе [11]. Данные образцы представляют первое структурное состояние – материал с крупными столбчатыми зернами. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 1».

Второе структурное состояние – материал с крупными равноосными зернами и двойниками отжига, которые формируются при производстве горячекатаного проката в виде прутков. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 2».

Третье структурное состояние – субзеренная структура, состоящая из субмикронных ламелей, формирующихся после интенсивной пластической деформации методом многоосевойковки при комнатной температуре образцов, напечатанных электронно-лучевой технологией. Скорость нагружения составляла 10 мм/с. Процесс осуществлялся до достижения степени деформации $\varepsilon = 0,5$ по каждой из трех геометрических осей образца. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 3».

Четвертое структурное состояние – материал с субмикронными зернами, формирующийся путем деформирования образцов после многоосевойковки (образец 3) методом многократной прокатки при комнатной температуре до достижения $\varepsilon = 0,75$. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 4».

Пятое структурное состояние – материал с субмикронными зернами и формой, близкой к равноосной, который формировался в результате низкотемпературного отжига образца 4.

Температура отжига – 200 °С, длительность – 30 минут. Термообработка проводилась в лабораторной муфельной печи с быстрым охлаждением в большом объеме воды. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 5».

Механические свойства образцов определены путем растяжения стандартных образцов в виде двухсторонних лопаток на испытательной машине Testsystem УТС-110М со скоростью нагружения 1 мм/мин. Микротвердость определена методом вдавливания четырехгранной пирамидки Виккерса при нагрузке 100 Н на твердомере Tochline-TBM.

Металлографические исследования образцов после прокатки и электронно-лучевой печати выполнены с помощью конфокального микроскопа Olympus LEXT4100. Для образцов после интенсивной пластической деформации проведены исследования их тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100.

С целью проведения экспериментальных исследований были подготовлены образцы в виде пластин для трения скольжения в паре с шариками диаметром 6 мм из шарикоподшипниковой стали ШХ15. Скорость скольжения составляла 100 мм/с, нормальная нагрузка – 20 Н. В процессе трения регистрировались сигналы акустической эмиссии и амплитуда вибрации. Вибрации оценивались в нормальном (параллельно действию нормальной нагрузки) и тангенциальном (параллельно действию силы трения) направлениях. Микроскопы Thermo Fisher Scientific Apreo S LoVac и Olympus LEXT 4100 использовались для исследования состояния поверхности дорожек износа методами растровой электронной и лазерной сканирующей микроскопии.

Результаты и их обсуждение

В результате электронно-лучевого аддитивного производства (образец 1) формируется крупная столбчатая зеренная структура (рис. 1, а). Ширина зерен составляет 150...600 мкм, а длина может значительно превышать 1 мм. Такая структура является результатом направленного затвердевания материала при выраженном градиенте охлаждения ванны расплава в процессе послойной печати. Образцы в состоянии поставки (горячая прокатка) (образец 2) представлены зернами

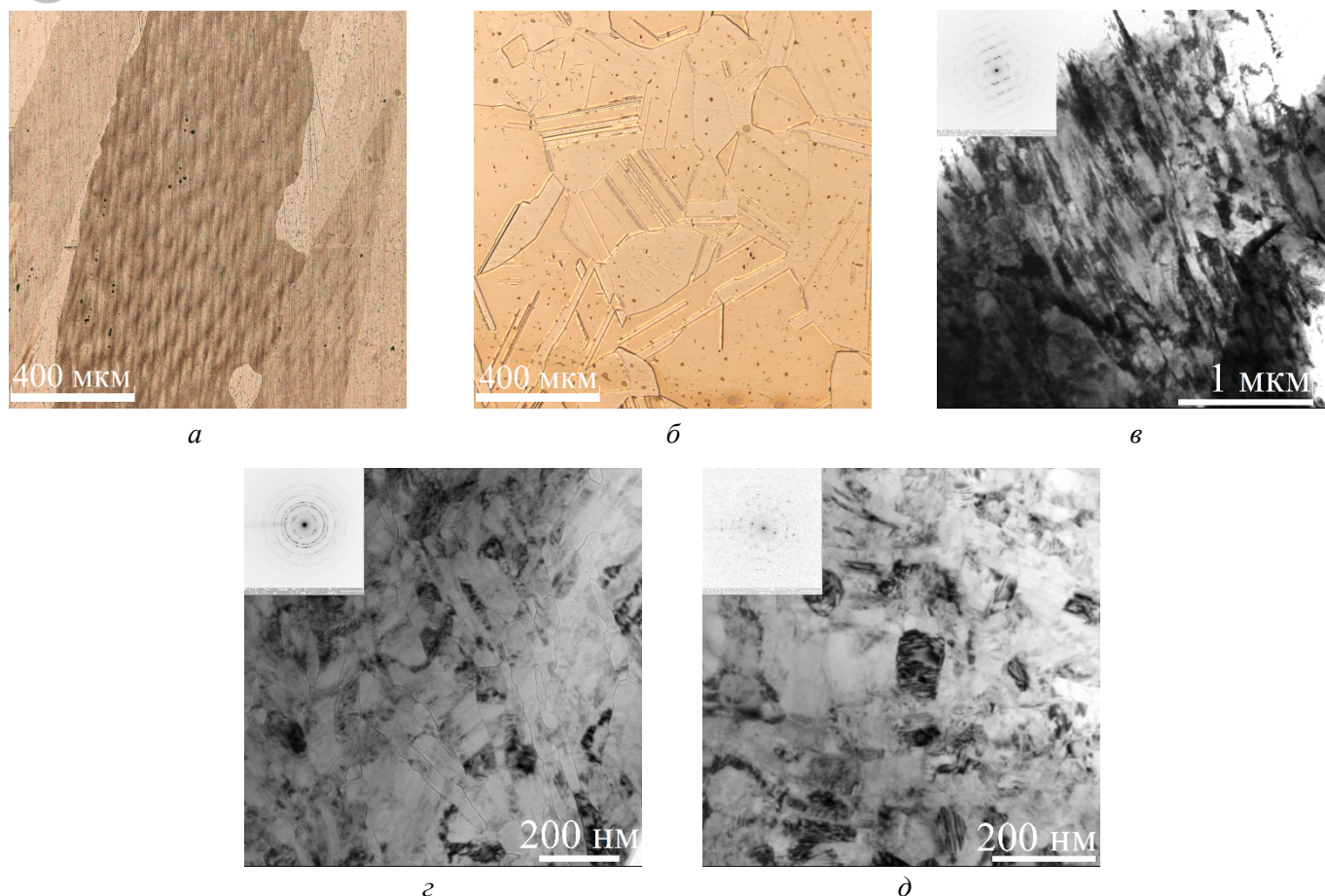


Рис. 1. Изображения типичной структуры образцов бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)
 Fig. 1. Images of typical structure of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze samples. Samples 1 (a), 2 (b), 3 (v), 4 (z) and 5 (d)

с формой, близкой к равноосной, и двойниками отжига (рис. 1, б). Размер зерна составляет от 200 до 500 мкм. Многоосевая ковка (образец 3) приводит к формированию сильнодеформированной субструктуры со значительной азимутальной разориентировкой, которая возникает при дроблении исходных зерен. Субзеренная структура представлена субмикронными ламелями толщиной не более 100 нм, имеющими искривленную форму, что обусловлено неравномерностью деформации при осадке образца в процессековки. В субструктуре сформировалась высокая плотность дислокаций (рис. 1, в). Прокатка (образец 4) послековки привела к формированию вытянутых субмикронных зерен (рис. 1, г), при этом значительно увеличилась азимутальная разориентировка рефлексов, которые практически выродились в кольца, что свидетельствует о значительном измельчении исходных зерен. Формирование зерен может быть результатом процессов возврата и динамической рекристаллизации в результате интенсивной пластической деформации [12]. Низкотемпературный отжиг

(образец 5) после прокатки снижает плотность дислокаций и обеспечивает формирование субмикронных зерен (размером 100...200 нм) с формой, близкой к равноосной (рис. 1, д).

На основе выполненных испытаний на растяжение установлено, что выбранные для исследования образцы с разным структурным состоянием также характеризуются различными уровнями прочности и пластичности (рис. 2, а–в). Образцы, полученные после печати и в состоянии поставки (образцы 1 и 2), обладают наименьшей прочностью и наибольшей пластичностью. Предел прочности данных образцов примерно одинаков и составляет 340...346 МПа. Существенно, почти в два раза, различаются их условные пределы текучести. Низкое значение предела текучести является характерным для структур, формирующихся в процессе электронно-лучевой печати [13].

Интенсивная пластическая деформация методом многоосевойковки (образец 3) и обусловленные ею структурные изменения в материале способствовали значительному увеличению как

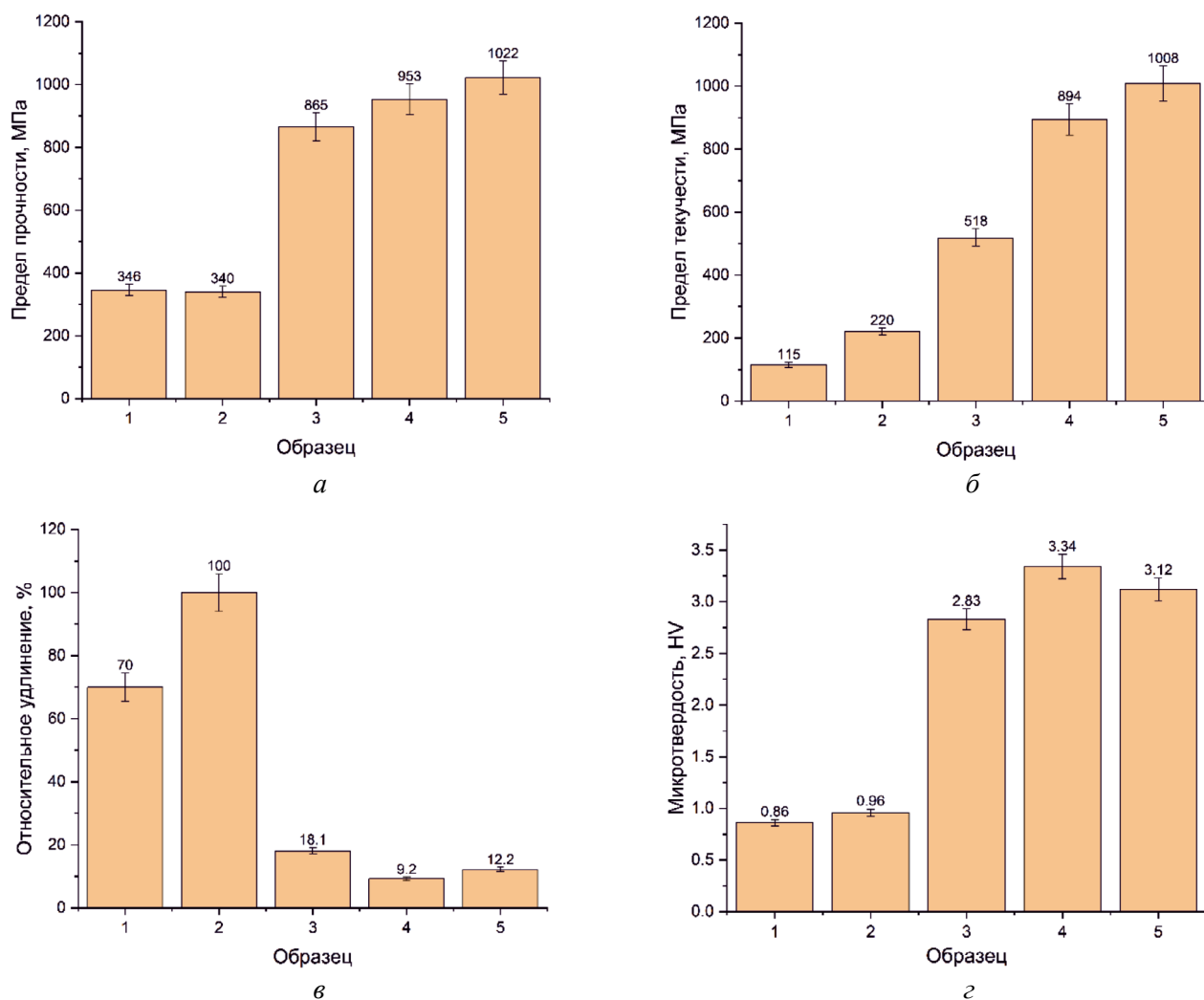


Рис. 2. Механические свойства образцов бронзы БрКМц 3-1

Fig. 2. Mechanical properties of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze samples

предела прочности (рис. 2, а), так и предела текучести (рис. 2, б) по сравнению с материалами в состоянии поставки (прокат) и после электронно-лучевой печати. Это является следствием деформационного упрочнения по закону Холла – Петча [14]. Прирост составил 525 и 519 МПа по пределу прочности и 403 и 298 МПа по пределу текучести. При этом относительное удлинение снизилось с 70 и 100 % до 18,1 % (рис. 2, в).

Применение прокатки (образец 4) после многоосевой ковки способствовало дополнительно повышению пределов прочности и текучести (рис. 2, а, б), прирост составил 88 и 376 МПа соответственно. Относительное удлинение снизилось с 18,1 до 9,2 % по сравнению с многоосевой ковкой (рис. 2, в).

Низкотемпературный отжиг (образец 5) после прокатки обеспечил достижение наибольшей прочности кремниевой бронзы по сравне-

нию с другими образцами (рис. 2, а, б). Предел прочности составил 1022 МПа, предел текучести – 1008 МПа. В то же время отжиг позволил повысить пластичность материала. Относительное удлинение при растяжении увеличилось с 8,2 до 12,2 %.

Не менее важной механической характеристикой материала, чем прочность и пластичность, является его твердость (рис. 2, г). Образцы после электронно-лучевой печати (образец 1) и горячекатаного проката (образец 2) имеют наименьшую микротвердость (рис. 2, г) – 0,86 и 0,96 ГПа соответственно. Это может быть обусловлено наличием крупных зерен [15, 16]. Интенсивная пластическая деформация путем многоосевой ковки (образец 3) привела к трехкратному увеличению микротвердости по сравнению с крупнозернистыми образцами 1 и 2. Причиной этого могут быть измельчение зеренной

структуры, образование множества структурных дефектов и формирование высокой плотности дислокаций. На микроуровне это влечет за собой упрочнение за счет дислокационных барьеров и резкое увеличение их плотности в процессе деформации, что отражается на микротвердости. Более высокая степень деформации достигается при прокатке (образец 4) после многоосевойковки, это обеспечивает достижение наибольшей микротвердости из всех рассматриваемых образцов – 3,34 ГПа, что на 18 % больше, чем послековки. Низкотемпературный отжиг (образец 5) характеризуется снижением плотности дислокаций за счет возврата и полигонизации, это приводит к снижению микротвердости примерно на 7 % по сравнению с образцом 4.

В процессе трения скольжения происходит изменение коэффициента трения (рис. 3, а). С момента начала испытания коэффициент трения имеет высокое значение для всех исследуемых образцов бронзы. Это обусловлено приработкой пары трения «сталь – бронза». Первичные оксидные пленки удаляются, и на поверхности бронзы формируется чистая поверхность. При взаимодействии с ней адгезия будет значительно выше за счет усиления молекулярной составляющей силы трения [17]. Затем происходит изнашивание поверхностного слоя и условия трения изменяются. В результате этих изменений коэффициент трения может снижаться или повышаться в зависимости от механизма изнашивания

и особенностей формирования поверхности дорожки износа.

Как видно из результатов регистрации коэффициента трения, снижение величины коэффициента трения происходит в течение 15...25 минут. Затем для напечатанного образца (образец 1) начинается период установившегося трения. Для образца в состоянии поставки (образец 2) динамика изменения величины коэффициента трения имеет вид синусоиды с периодом ~25 минут. Это указывает на периодически повторяющийся и довольно длительный процесс формирования слоев трения и их изнашивания. Подобная картина наблюдается и для образца после многоосевойковки (образец 3), только период увеличивается до ~30 минут. Для этих двух образцов характерным является достаточно монотонное нарастание и снижение коэффициента трения в указанном интервале. В отличие от них при трении образца после прокатки (образец 4) наблюдаются более частые перепады величины коэффициента трения, но с меньшей амплитудой. Их период составляет ~13 минут. При трении образца после низкотемпературного отжига (образец 5) коэффициент трения также периодически увеличивается и снижается, но без явно выраженной периодичности.

На основе экспериментальных данных для обобщающей оценки были определены средние значения коэффициента трения (рис. 3, б). Из диаграммы видно, что наибольшая величина коэффициента трения характерна для испытаний

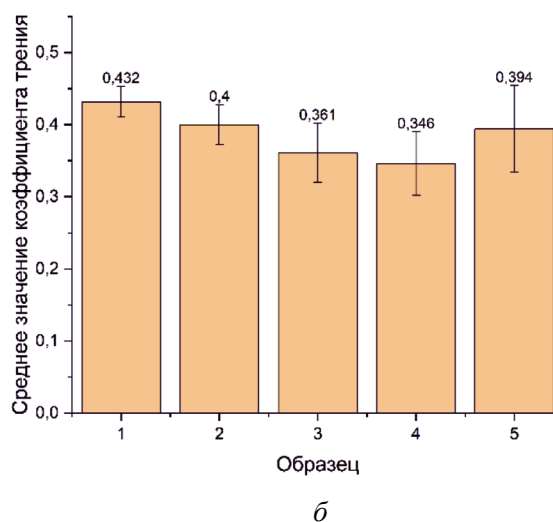
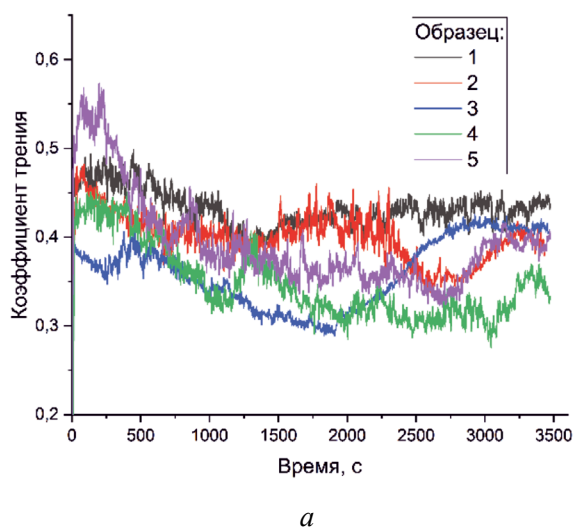


Рис. 3. Изменение величины коэффициента трения во время проведения трибологических испытаний (а) и его средняя величина (б)

Fig. 3. Coefficients of friction vs. time during sliding tests (a) and their average values (b)

напечатанного электронно-лучевой технологией образца 1. Немного меньше его величина становится при испытании образцов 2 и 5 после горячей прокатки и низкотемпературного отжига соответственно. Интенсивная пластическая деформация путем многоосевойковки и прокатки привела к существенному снижению коэффициента трения (на 9–25 %), по сравнению с крупнозернистыми образцами 1 и 2, а также термообработанным образцом 5.

При трибологических испытаниях также регистрировались данные с двух датчиков вибрации (акселерометров). Датчики были установлены таким образом, чтобы регистрировать сигналы в направлении действия сил нормального давления и трения. Это обеспечивает более детальный контроль динамического поведения трибосистемы.

При трении напечатанной бронзы (образец 1) виброускорения в нормальном (рис. 4, а)

и тангенциальном (рис. 4, б) направлениях имеют величину $\sim 4,4$ и $5,8 \text{ м/с}^2$ соответственно. В нормальном направлении вибрации с самого начала испытания происходят равномерно. В тангенциальном направлении наблюдаются флуктуации без выраженной периодичности. При трении бронзы в состоянии поставки (образец 2) виброускорения в нормальном направлении составляют $\sim 6,7 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 9,7 \text{ м/с}^2$. В данном случае колебания амплитуды ускорений также наблюдаются только в тангенциальном направлении, но они существенно больше, чем при трении прочих исследуемых образцов. При трении бронзы, деформированной многоосевойковкой (образец 3), ускорения вибрации в нормальном направлении составляют $\sim 3,1 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 3,6 \text{ м/с}^2$. В данном случае амплитуда виброускорений достаточно равномерна без значительных флуктуаций. При трении бронзы, деформированной прокаткой (образец 4),

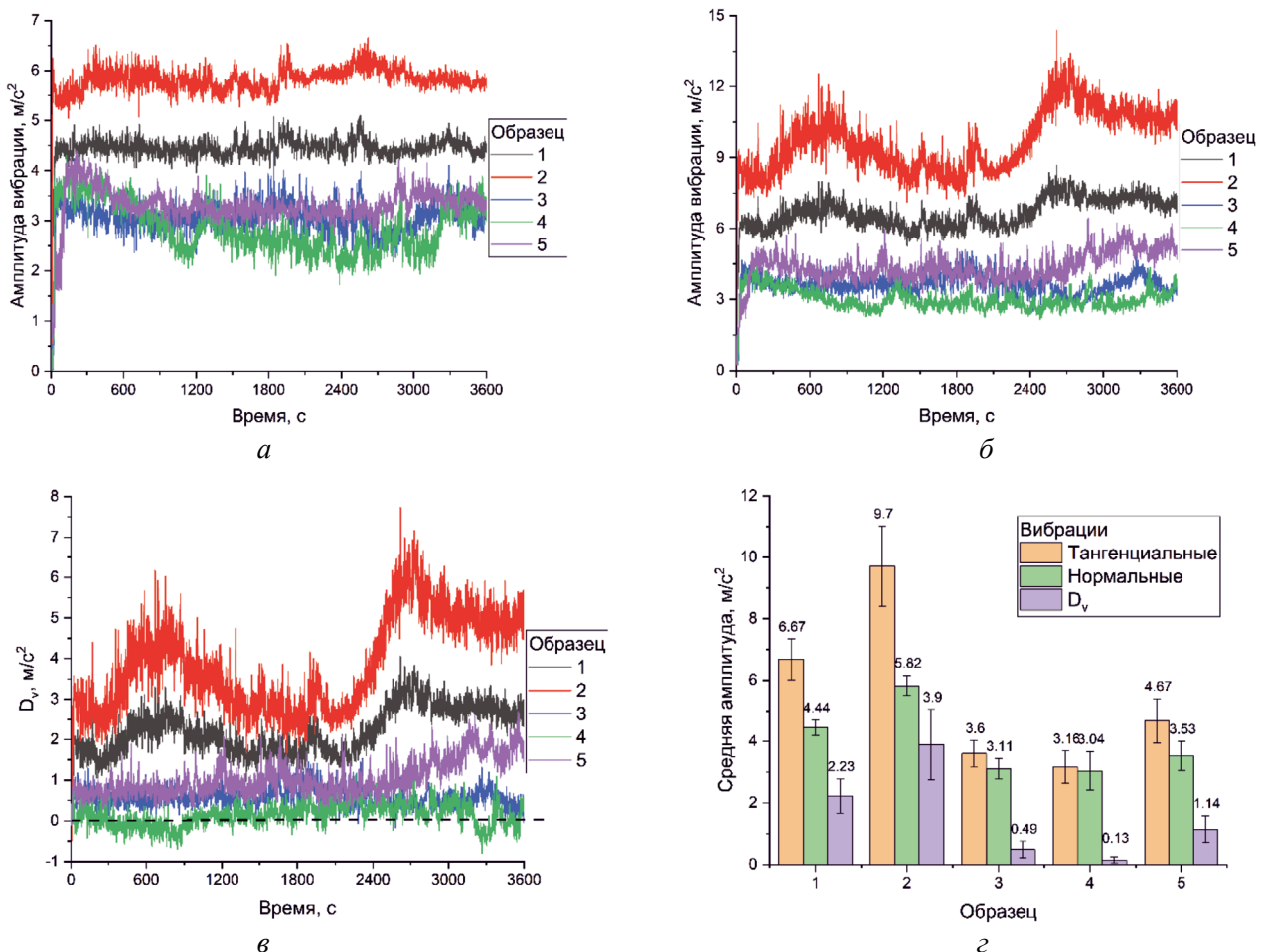


Рис. 4. Изменение величины амплитуды виброускорений во время трения скольжения в нормальном (а) и тангенциальном (б) направлениях, их разность (в) и средняя величина (г)

Fig. 4. Change in vibration acceleration amplitude during sliding friction in the normal (а) and tangential (б) directions, their difference (в), and average value (г)

ускорения вибрации в нормальном направлении составляют $\sim 3 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 3,2 \text{ м/с}^2$. В рассматриваемом эксперименте уровень вибраций наименьший из всех образцов. В отличие от прочих образцов в данном случае колебания амплитуды в нормальном направлении больше, чем в тангенциальном. При трении бронзы, термообработанной после прокатки (образец 5), амплитуды вибрационного ускорения в нормальном направлении составляют $\sim 3,5 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 4,7 \text{ м/с}^2$. Отжиг образца после интенсивной пластической деформации методом проката привел к тому, что амплитуда вибрации в процессе трения увеличилась как в нормальном, так и тангенциальном направлениях.

Разница в величине амплитуды виброускорения в тангенциальном и нормальном направлениях отражает изменение условий трения. С этой целью была определена разность тангенциальной и нормальной амплитуды вибрации (D_v , рис. 4, в–д). Чем ближе ее величина к нулю, тем более равномерно протекает процесс трения. Более высокая величина тангенциальной вибрации указывает также на интенсивность адгезионного схватывания стального шарика с бронзовым диском. При сильной адгезии в момент разрыва связей происходит проскальзывание, из-за которого резко увеличивается виброускорение в тангенциальном направлении. Тогда как вибрация в нормальном направлении, скорее всего, является следствием образования частиц износа и формирования/разрушения поверхности трения. Из представленных данных видно,

что наиболее стабильно трение бронзы, сформированной путем интенсивной пластической деформации прокаткой (образец 4) и многоосевой ковкой (образец 3). Образцы, полученные методами электронно-лучевой печати (образец 1), и образцы в состоянии поставки (образец 2) в процессе трения, наоборот, демонстрируют сильные вибрации, а также существенные различия величины в рассматриваемых направлениях. Это может указывать на сильное адгезионное взаимодействие в паре трения. Низкотемпературный отжиг (образец 5) привел к росту величины D_v , что указывает на увеличение адгезии в данном испытании.

Из ранее выполненных исследований [18] известно, что величина энергии и медианной частоты сигналов акустической эмиссии (АЭ) может зависеть от изменяющихся условий трения. В этой работе датчик акустической эмиссии использовался для регистрации высокочастотных сигналов и дальнейшего их анализа. На основе полученных данных установлены средние величины энергии (рис. 5, а) и медианной частоты (рис. 5, б) сигналов акустической эмиссии. Результаты указывают на увеличение энергии и снижение медианной частоты при трении образцов с крупной структурой (образцы 1 и 3) и термически обработанного после прокатки образца 5 по сравнению с образцами после интенсивной пластической деформации (образцы 3 и 4).

Сравнивая данные виброметрии и акустической эмиссии, можно проследить некую закономерность. Она выражается в том, что энергия акустической эмиссии повышается в условиях

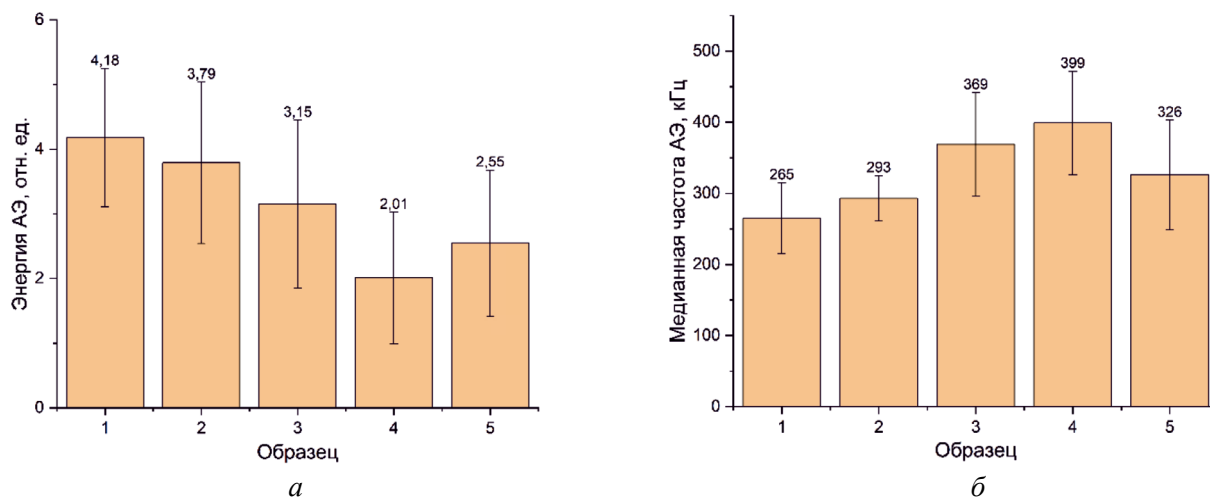


Рис. 5. Средняя величина энергии (а) и медианной частоты (б) АЭ

Fig. 5. Average energy (а) and median frequency (б) of acoustic emission (AE)

трения, при которых уровень вибрации высок. Это обусловлено тем, что при существенных колебаниях нарушается контакт между поверхностями, адгезионные связи разрушаются и происходит соударение поверхностей. Разрушение связей и удар приводят к возбуждению мощных упругих волн в материале и, как следствие, к росту энергии сигналов акустической эмиссии. Медианная частота в таком случае, наоборот, падает. Во-первых, это связано с разрушением адгезионных связей. Ранее было показано [18], что при образовании вязких трещин в материале происходит кратковременное падение медианной частоты. Во-вторых, изменения условий трения, такие как образование частиц износа, формирование толстых, устойчивых к истиранию оксидных слоев и разрушение поверхностного слоя, тоже отражаются на частотных характеристиках сигналов [19–21]. В данной работе также происходит изменение условий трения и изнашивания бронз с разным структурным состоянием, что следует из данных виброметрии, измерения коэффициента трения и результатов исследования поверхности износа образцов.

По результатам анализа поверхности дорожек трения выявлены характерные особенности изнашивания кремниевой бронзы в разном

структурном состоянии (рис. 6). При трении образца после электронно-лучевого аддитивного производства (рис. 6, а) на поверхности бронзы формируется неравномерный рельеф. Поверхность представлена светлыми участками с относительно крупными бороздками износа, более гладкими участками темного цвета с окислившимся при трении материалом, а также вытесненным в результате пластической деформации материалом на периферию дорожки. Эти особенности указывают на смешанный характер изнашивания – адгезионно-окислительный. При трении образца в состоянии поставки (рис. 6, б) бороздки имеют искривленную форму, следы окисления отсутствуют, пластическое отеснение материала сохраняется, а кроме того, заметно образование обратного переноса материала. Обратный перенос является результатом адгезионного взаимодействия. В результате него пластичный материал с бронзы прилипает к шарiku. В процессе трения этот материал отрывается от шарика и вновь налипает на поверхность образца. Отсутствие окисления указывает на преимущественно адгезионный механизм изнашивания.

При трении образца после многоосевойковки (рис. 6, в) поверхность дорожки трения почти полностью покрыта равномерным черным слоем

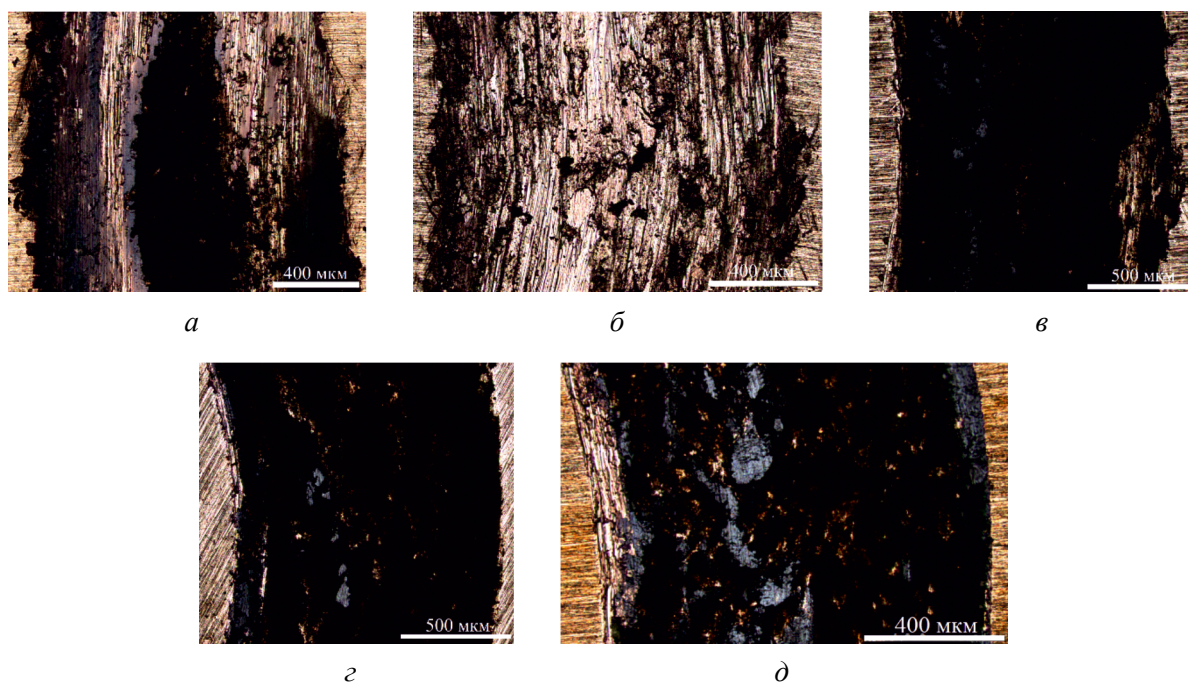


Рис. 6. Оптические изображения поверхностей дорожек износа образцов бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 6. Optical images of the wear track surfaces of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze samples. Samples 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

окислившегося материала. Участки адгезионного изнашивания небольшие (250...500 мкм) и содержат вкрапления оксидов. Пластическое отеснение материала отсутствует, что указывает на незначительную пластическую деформацию материала. Это является закономерным, так как бронза в сильно деформированном состоянии имеет высокую твердость и низкую пластичность. При трении образца после прокатки (рис. 6, з) картина на поверхности дорожки трения аналогичная. Это указывает на преобладание окислительного механизма изнашивания. По-видимому, с момента начала процесса трения в результате адгезионного переноса и образования частиц износа происходит образование окислившегося слоя. Этот слой устойчив к механическому воздействию и не отслаивается от твердой поверхности бронзы в отличие от более пластичных образцов, которые сильнее подвержены пластической деформации и не способны поддерживать находящиеся на них слои оксидов.

Низкотемпературный отжиг образца после прокатки привел к формированию немного большего количества участков адгезионного износа (рис. 6, д) по сравнению с образцами после интенсивной пластической деформации методами многоосевойковки (образец 3) и прокатки (образец 4). Это обусловлено повышением пластичности материала и уменьшением его несущей способности, в результате чего адгезионное изнашивание усиливается.

С целью подтверждения характера изнашивания образцов также исследовалась поверхность контртел (рис. 7). Наблюдаемые картины подтверждают ранее упомянутые различия

в механизмах изнашивания бронз с разным структурным состоянием. При преимущественно адгезионном изнашивании на поверхности шарика (рис. 7, б) формируется слой переноса из бронзы. Этот слой является перенесенным в результате процесса изнашивания материалом с пластичной бронзы, которая испытывалась в состоянии поставки (образец 2). При преимущественно окислительном механизме изнашивания на поверхности шариков образуется слой черных оксидов (рис. 7, в). Эти оксиды внедряются в микронеровности на поверхности шариков в процессе их отделения при трении образцов после интенсивной пластической деформации методами многоосевойковки (образец 3) и прокатки (образец 4). Кроме того, из-за существенного окисления образца после низкотемпературного отжига (образец 5) слой оксидов также покрывает значительную часть дорожки трения. Это тоже способствует покрытию поверхности шарика оксидами. В случае смешанного механизма изнашивания (адгезионно-окислительного) происходит циклическое образование и постоянное удаление поверхностного слоя на дорожке трения. В результате на поверхности шарика не закрепляется ни пластичная бронза, ни оксиды (рис. 7, а).

С целью подтверждения характера изнашивания поверхностей бронз с разным структурным состоянием были проведены исследования с использованием растрового электронного микроскопа с приставкой для энергодисперсионного анализа химического состава. На рис. 8 приведены фрагменты поверхности дорожек трения, снятые в режиме обратно рассеянных электро-

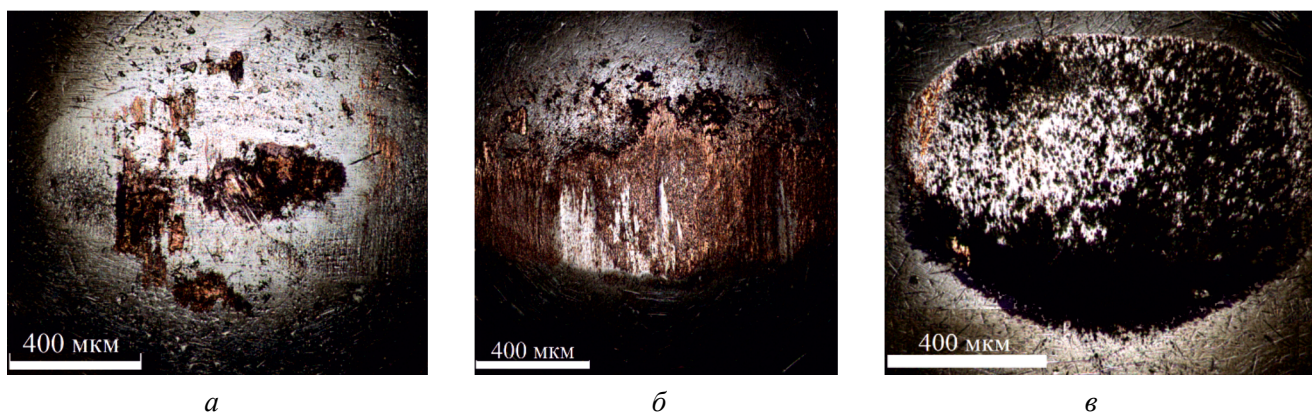


Рис. 7. Типичные оптические изображения поверхности шарика после трения в паре образцами 1 (а), 2 (б), 3–5 (в)

Fig. 7. Typical optical images of the ball surface after sliding against samples 1 (a), 2 (б), 3–5 (в)

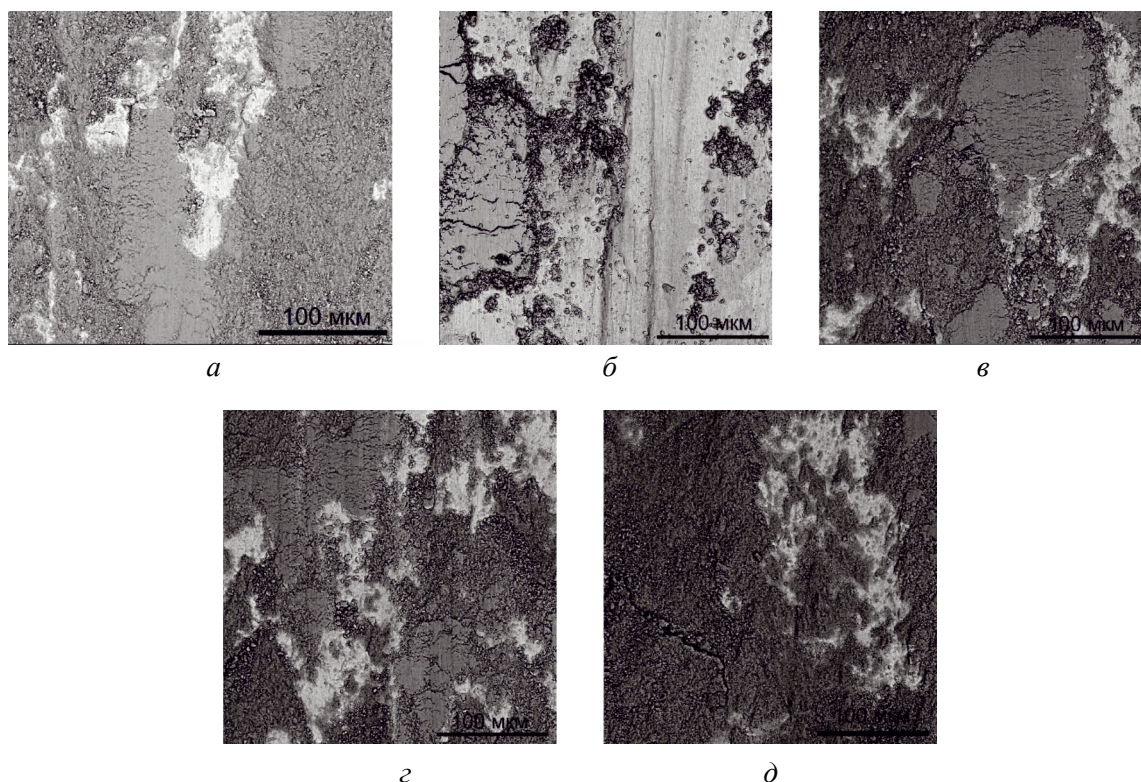


Рис. 8. РЭМ-изображения фрагментов поверхности дорожек трения бронзы БрКМц 3-1.
Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 8. SEM BSE images of the wear track surfaces of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze.
Samples 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

нов, а на рис. 9 – соответствующие этим участкам картины распределения кислорода. В рассматриваемом режиме съемки химические элементы с меньшим атомным номером выглядят темнее. Таким образом, по интенсивности серого легко заметить, что на поверхности трения образца в состоянии поставки (рис. 8, б) хоть и образуются оксиды, но они сосредоточены на отдельных небольших участках налипшего в процессе износа материала. Яркость красного на изображениях распределения кислорода также подтверждает тот факт, что окисление поверхности образца после горячей прокатки происходит менее выражено (рис. 9, б) по сравнению с прочими образцами.

На рис. 10 представлены профили дорожек трения и данные о площади их сечения. Из полученных профилей (рис. 10, а) видно, что при трении образцов после электронно-лучевого аддитивного производства (образец 1) и в состоянии поставки (образец 2) на периферии дорожек над основной поверхностью возвышается наплыв. Он является следствием пластического отеснения материала бронзы под действием стального

шарика. В случае трения более твердых и менее пластичных образцов 3–5 наплывы не формируются. Это обусловлено сопротивлением материала пластической деформации за счет более высоких механических свойств, сформированных в результате интенсивной пластической деформации.

Результаты измерения площади сечения дорожек износа (рис. 10, б) указывают на то, что наибольший износ происходит при трении образца в состоянии поставки (образец 2). При трении образца после электронно-лучевого аддитивного производства (образец 1) износ снижается в 1,46 раза по сравнению с горячейкатанной бронзой. При трении бронзы после многоосевойковки (образец 3) износ снижается в 2,1 и 1,45 раза по сравнению с образцами после горячей прокатки и электронно-лучевого аддитивного производства соответственно. При трении бронзы после прокатки (образец 4) износ минимальный – в 2,2 и 1,5 раза меньше по сравнению с образцами после горячей прокатки и электронно-лучевого аддитивного производства соответственно. Применение низкотемпе-

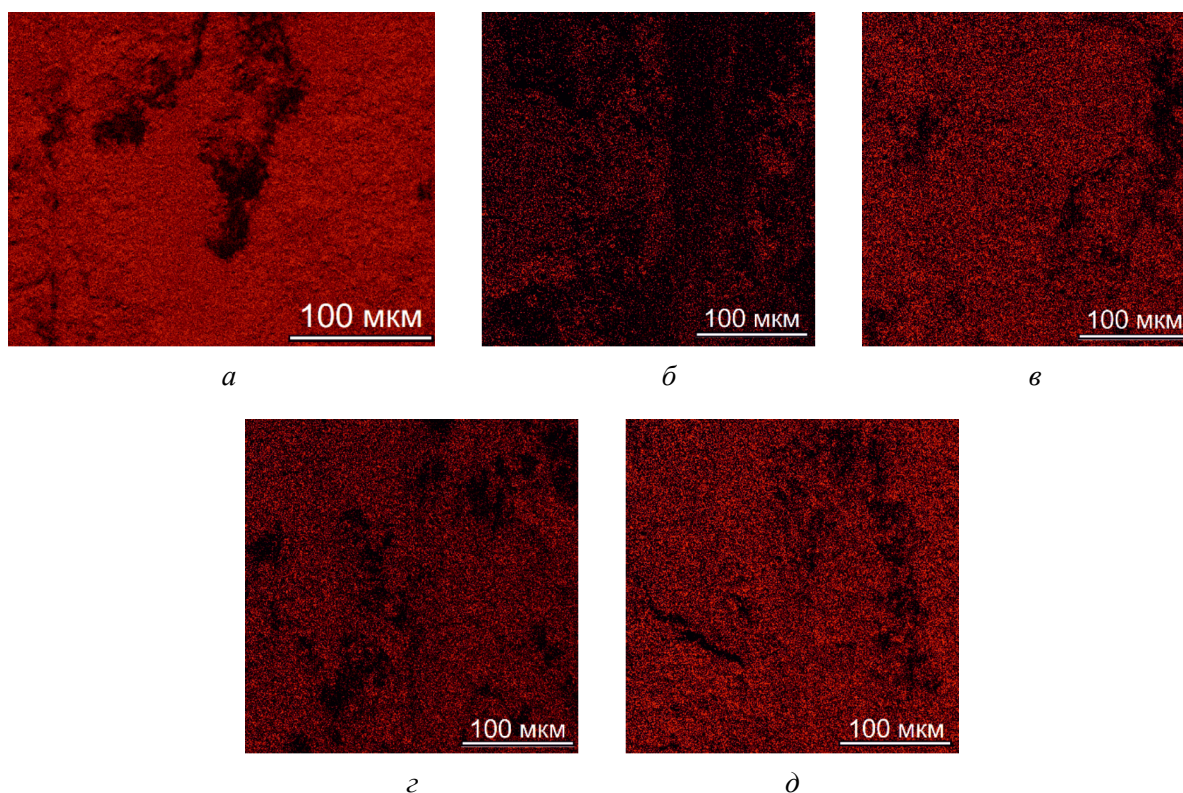


Рис. 9. Распределение кислорода на фрагментах поверхности дорожек трения бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 9. EDS oxygen maps on the wear track surfaces of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze. Samples 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

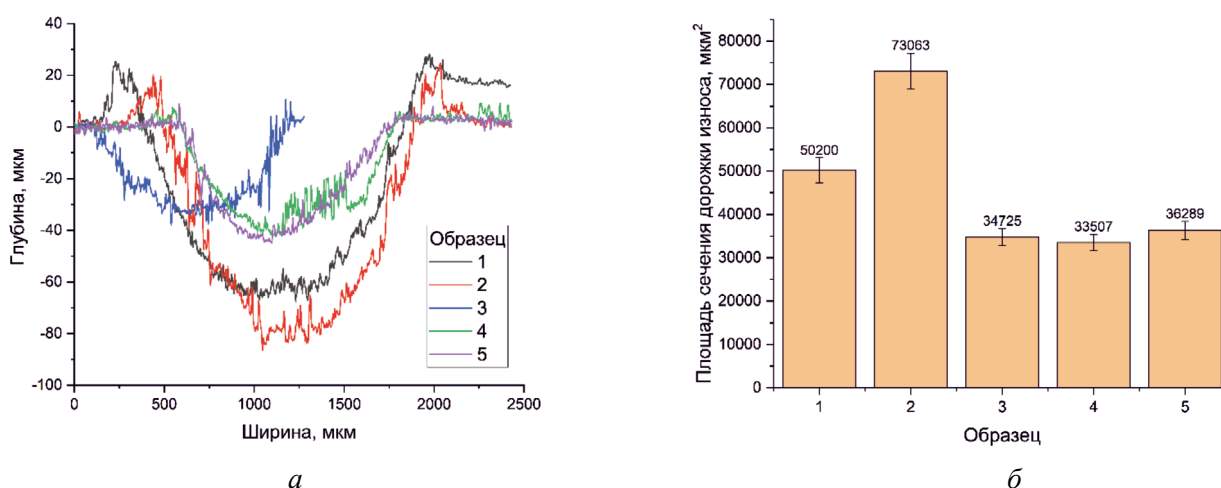


Рис. 10. Профили поперечного сечения дорожек износа (а) бронзы БрКМц 3-1 и их площадь (б)

Fig. 10. Cross-sectional profiles of wear tracks (а) of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze and their areas (б)

ратурного отжига после прокатки (образец 5) привело к повышению износа на 10 % по сравнению с образцом после интенсивной пластической деформации прокаткой (образец 4).

Для анализа влияния структурного состояния на деформационное поведение кремниевой бронзы в условиях трения скольжения металлографическим методом были исследованы обла-

сти, располагающиеся под поверхностью трения (рис. 11). В крупнозернистых образцах после электронно-лучевого аддитивного производства (рис. 11, а) и в состоянии поставки (рис. 11, б) следы пластической деформации распределены неравномерно по зернам с разной ориентацией в отношении линии действия нагрузки. На это указывают сформировавшиеся системы следов

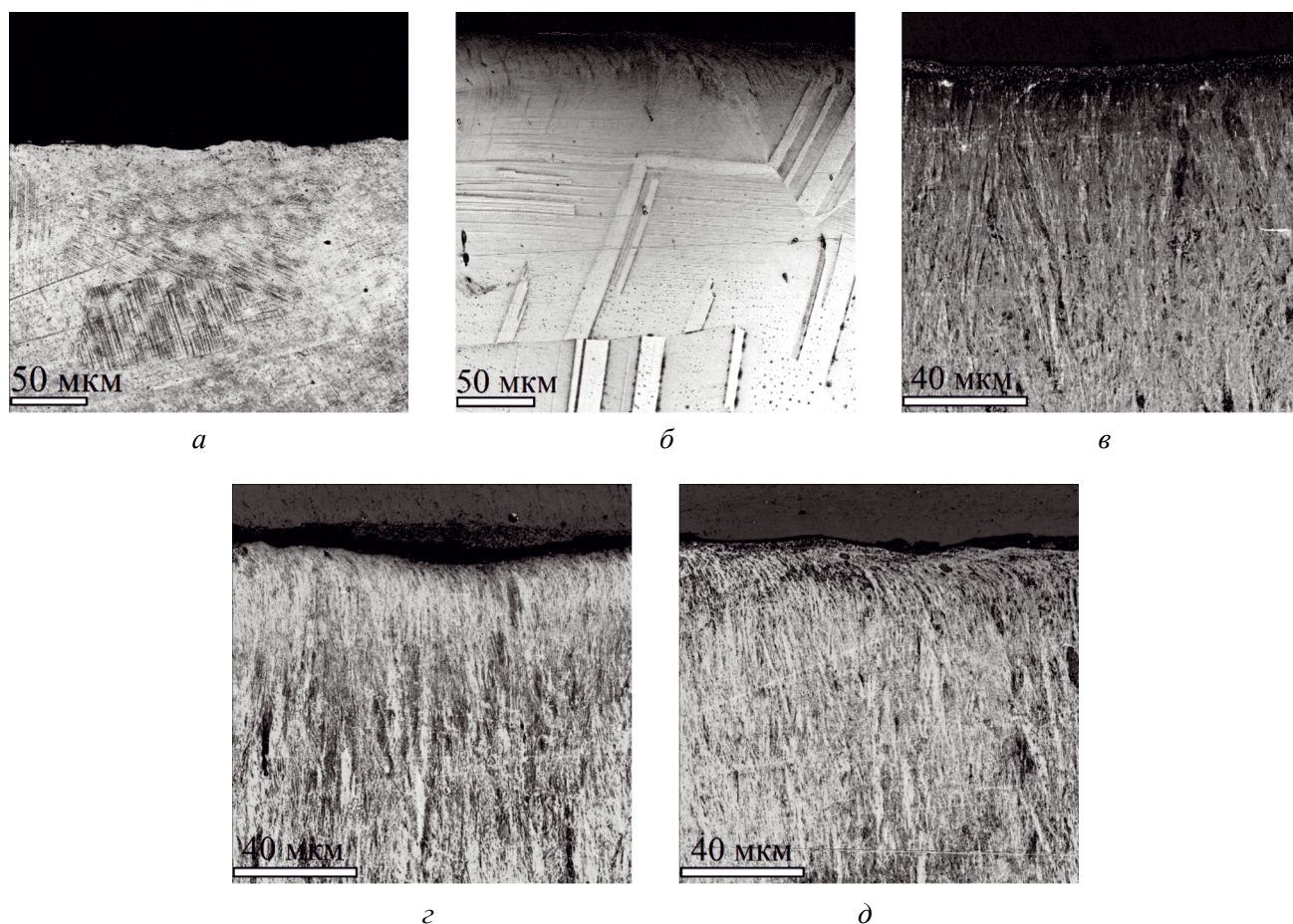


Рис. 11. Металлографические изображения поперечного сечения дорожек износа бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 11. Metallographic images of bronze 96% Cu-3% Si-1% Mn below the worn surfaces. Samples 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

сдвига, располагающиеся под разным углом к поверхности трения. Вблизи поверхности трения (на расстоянии до 50 мкм) образца горячекатаной бронзы наблюдаются следы сдвиговой деформации, степень которой снижается при удалении от поверхности трения. Это обусловлено сильным адгезионным сцеплением в паре трения. Из-за адгезии материал бронзы вытягивается в направлении действия силы трения тем больше, чем ближе контактная поверхность. В напечатанной бронзе не столь развито адгезионное взаимодействие, и степень деформации вблизи поверхности трения менее существенная.

Образцы после интенсивной пластической деформации (рис. 11, в–д) хуже поддаются металлографическому травлению из-за более мелкозернистой структуры, большего количества границ и высокой плотности дислокаций. В результате следы подповерхностной деформации вытравливаются, образуя искривленную тексту-

ру. Тем не менее вблизи поверхности трения также видно образование тонкого слоя, отличающегося от остального материала как по текстуре, так и по контрасту травления.

Для количественной оценки подповерхностной деформации после трения определялась наибольшая глубина, на которую она распространяется. На основе полученных данных видно, что глубина деформации бронзы под поверхностью трения (рис. 12), так же как и износ (рис. 10) образцов, зависит от механических свойств (рис. 2), обусловленных структурным состоянием материала.

Заключение

Комплекс экспериментальных исследований (механических, трибологических, структурных) выявил влияние кардинально отличающихся структурных состояний бронзы БрКМц 3-1 –

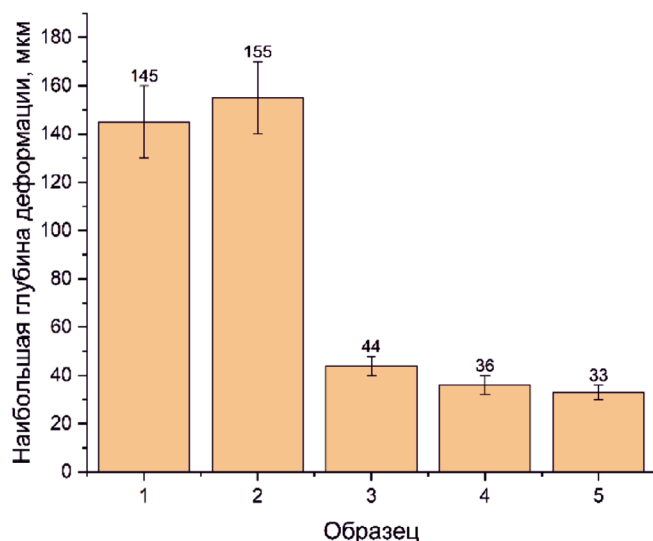


Рис. 12. Глубина проникновения пластической деформации в материал под поверхность трения
Fig. 12. Depth of penetration of plastic deformation below the worn surface

от крупнозернистых (горячая прокатка, электронно-лучевое аддитивное производство) до субмикронных (ИПД: многоосевая ковка, прокатка) – на ее ключевые эксплуатационные характеристики.

1. Метод получения кремниевой бронзы существенно влияет на ее структурное состояние. При электронно-лучевом аддитивном производстве и горячей прокатке формируются очень крупные зерна (150...600 мкм и более). Многоосевая ковка формирует наноразмерные субзерна (ламели) (<100 нм) с высокой плотностью дислокаций. Прокатка послековки измельчает исходные зерна и создает субзеренную структуру, вытянутую вдоль направления прокатки. Низкотемпературный отжиг после прокатки формирует более равноосные субмикронные зерна (100...200 нм) с пониженной плотностью дислокаций.

2. Структурное состояние напрямую определяет механические свойства бронзы. В крупнозернистом состоянии сплав обладает низкой прочностью ($\sigma_b \approx 340...346$ МПа) и твердостью ($HV \approx 0,86...0,96$ ГПа), но высокой пластичностью ($\delta \approx 70...100$ %). Измельченная методами ИПД структура характеризуется резким ростом прочности (σ_b до трех раз выше) и твердости (HV до 3,9 раза выше), но падением пластичности (δ снижается со 100 % до минимальных 9,2 %). Низкотемпературный отжиг после про-

катки обеспечивает высокую прочность и небольшое повышение пластичности деформированного материала.

3. Структурное состояние также сказывается на трибологических характеристиках кремниевой бронзы. Наименьший коэффициент трения установлен при испытаниях образцов после наклепа путем интенсивной пластической деформации. При испытании этих образцов трение скольжения тоже протекает более стабильно, что выражается в наименьших значениях регистрируемой амплитуды виброускорений.

4. Структурное состояние и механические свойства бронзы оказывают существенное влияние на механизмы изнашивания. Горячекатаный образец изнашивается преимущественно по адгезионному механизму. Окислительный механизм изнашивания преобладает для высокопрочных образцов после многоосевойковки и прокатки. Смешанный механизм наблюдался при трении образца, напечатанного с помощью электронно-лучевой технологии. При этом глубина проникновения пластической деформации зависит преимущественно от прочности и твердости материала. Так, ее наибольшая глубина под поверхностью трения достигает 145...155 мкм при трении крупнозернистых образцов 1 и 2. При трении прочных и твердых образцов 3–5 глубина деформации снижается в 3,3–4,7 раза.

5. Интенсивная пластическая деформация методами многоосевойковки и прокатки снижает износ кремниевой бронзы в 2,1–2,2 раза относительно образца в состоянии поставки. Низкотемпературный отжиг увеличивает износ на 10 % по сравнению с наклепанным образцом 4.

6. С практической точки зрения полученные результаты позволяют рекомендовать применение последовательности многоосевойковки с последующей прокаткой для обеспечения максимальной износостойкости и стабильного трения. Этот вид структурообразования обеспечивает высокую твердость (3,34 ГПа), минимальный износ (в 2,2 раза меньше горячекатаного состояния) и самый низкий, а также стабильный уровень коэффициента трения и амплитуды вибрации. Материал с такими свойствами может быть рекомендован для ответственных пар трения, работающих в условиях сухого или граничного трения, где критичны изнашивание и вибродинамика.



7. Для обеспечения максимальной прочности с приемлемой пластичностью можно использовать низкотемпературный отжиг после интенсивной пластической деформации. Это обеспечит максимальную прочность при частичном восстановлении пластичности. Материал в таком структурном состоянии может быть рекомендован для высоконагруженных конструктивных элементов, испытывающих статические и умеренные динамические нагрузки, где важна прочность, а износостойкость менее критична.

Список литературы

1. *Осинцев О.Е., Федоров В.Н.* Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Инновационное машиностроение, 2016. – 360 с. – ISBN 978-5-9907638-3-8.
2. CALPHAD-type reassessment of Cu-Si and full assessment of the Al-Cu-Si systems / A. Kroupa, O. Zoubac, A. Zemanova, K.W. Richter // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. – 2024. – Vol. 45. – P. 1206–1243. – DOI: 10.1007/s11669-024-01160-5.
3. Correlation of microstructure with mechanical property of Cu-Si-Mn alloys / S.K. Shee, H. Pal, S.K. Pradhan, M. De // *Materials Engineering*. – 1996. – Vol. 7 (4). – P. 431–442.
4. *Nnakwo K.C., Mbah C.N., Daniel-Mkpume C.C.* Investigation of the structural sensitive behavior of Cu-3Si-xMn ternary alloys // *Journal of King Saud University – Science*. – 2019. – Vol. 31. – P. 1056–1063. – DOI: 10.1016/j.jksus.2019.01.001.
5. *Chromik R.R., Neils W.K., Cotts E.J.* Thermodynamic and kinetic study of solid state reactions in the Cu-Si system // *Journal of Applied Physics*. – 1999. – Vol. 86. – P. 4273–4281. – DOI: 10.1063/1.371357.
6. Effect of solutionizing heat treatment on the structure and mechanical properties of silicon bronze (Cu-10wt%Si-2wt%Ni) / U.E. Ezeobi, C.N. Nwambu, E.E. Nnuka, B.M. Bosan // *Archive of Biomedical Science and Engineering*. – 2024. – Vol. 10. – P. 017–022. – DOI: 10.17352/abse.000033.
7. Phase formation of rapidly quenched Cu-Si alloys / N. Mattern, R. Seyrich, L. Wilde, C. Baehtz, M. Knapp, J. Acker // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2007. – Vol. 429. – P. 211–215. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.04.046.
8. 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.
9. High strength silicon bronze (C65500) obtained by hydrostatic extrusion / M. Kulczyk, J. Skiba, S. Przybysz, W. Pachla, P. Bazarnik, M. Lewandowska // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2012. – Vol. 57. – P. 859–862. – DOI: 10.2478/v10172-012-0094-4.
10. Study of properties and structure of silicon bronze CuSi3Mn1 (C65500) wire at various stages of its production by continuous casting and subsequent drawing / S.A. Tavalzhanskii, E.D. Vedenkin, I.V. Plisetskaya, A.A. Nikitina // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 66. – P. 962–969. – DOI: 10.1007/s11015-022-01408-w.
11. 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.
12. *Huang K., Logé R.E.* A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 111. – P. 548–574. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
13. Phase formation and morphological characteristics of aluminum bronze and nickel alloy composites produced by the additive manufacturing process / A. Vorontsov, D. Gurianov, A. Zyкова, S. Nikonov, A. Chumaevskii, E. Kolubaev // *Scripta Materialia*. – 2024. – Vol. 239. – P. 115811. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2023.115811.
14. *Hansen N.* Hall–Petch relation and boundary strengthening // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51. – P. 801–806. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.06.002.
15. *Yang B., Vehoff H.* Dependence of nanohardness upon indentation size and grain size – A local examination of the interaction between dislocations and grain boundaries // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55. – P. 849–856. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.004.
16. *Liu G., Ni S., Song M.* Effect of indentation size and grain/sub-grain size on microhardness of high purity tungsten // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2015. – Vol. 25. – P. 3240–3246. – DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63958-9.
17. *Popov V.L., Heß M., Willert E.* Handbook of plane contact mechanics. – Berlin; Heidelberg: Springer, 2025. – 260 p. – DOI: 10.1007/978-3-662-70173-7.
18. *Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu.* Acoustic emission study of surface deterioration in tribocontacting // *Applied Acoustics*. – 2017. – Vol. 117. – P. 106–112. – DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.
19. Identification of the wear process of a silver-plating layer by dual acoustic emission sensing / A. Hase,

Y. Sato, K. Shinohara, K. Arai // *Coatings*. – 2021. – Vol. 11. – P. 737. – DOI: 10.3390/coatings11060737.

20. Study on reaction mechanism of sulfur and phosphorus type additives using an acoustic emission technique / M. Morita, S. Tachiyama, K. Onodera, A. Hase // *Tribology Online*. – 2022. – Vol. 17. – P. 78–85. – DOI: 10.2474/trol.17.7.

21. *Mishina H., Hase A.* Effect of the adhesion force on the equation of adhesive wear and the generation process of wear elements in adhesive wear of metals // *Wear*. – 2019. – Vol. 432–433. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.202936.

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



Study of tribological properties of silicon bronze in different structural states

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

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

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 August 2025

Revised: 03 September 2025

Accepted: 09 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Electron beam

Silicon bronze

Structure

Vibration

Acoustic emission

Mechanical properties

Severe plastic deformation

Sliding friction

Funding

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

ABSTRACT

Introduction. Silicon bronzes are widely used in critical friction units due to their combination of corrosion resistance, machinability, electrical conductivity, and satisfactory mechanical properties. Electron beam additive manufacturing (EBAM) is promising for the production of complex parts, but it forms a large columnar grain structure, leading to anisotropy of properties and limiting their practical application. Methods of severe plastic deformation (SPD), such as multi-axis forging and rolling, are effective for refining the structure, eliminating anisotropy, and increasing strength. However, their effect on the overall properties of silicon bronzes has not been sufficiently studied. **Purpose of the work.** The purpose of this study is a comparative analysis of the effect of the structural state of silicon bronze on its mechanical characteristics and tribological properties under dry sliding friction. **Research methods.** Samples in five structural states were obtained by electron-beam additive manufacturing (1), hot rolling (2), multi-axis forging (3), rolling at room temperature (4), and low-temperature annealing after rolling (5). The structure of the samples was investigated by optical metallography and transmission electron microscopy. Mechanical tests were carried out by tensile testing of double-sided dog-bone samples and Vickers microhardness testing. Tribological tests for dry sliding friction against 52100 steel were carried out with a constant load and speed. During friction, the friction coefficient (FC), vibrations in the normal and tangential directions, and acoustic emission (AE) were recorded. A detailed analysis of the surface and subsurface layer of friction tracks was performed using confocal laser scanning microscopy, as well as scanning electron microscopy with energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS). **Results and discussion.** The microstructure of the samples after EBAM exhibits large columnar grains, while after hot rolling it shows large equiaxed grains with twins. Multi-axial forging results in the formation of subgrains (lamellae) (<100 nm) with a high dislocation density. Rolling leads to further refinement of the original grains and the formation of elongated submicron grains. Low-temperature annealing forms more equiaxed submicron grains (100–200 nm) with a reduced dislocation density and high-angle boundaries. Samples with a coarse-grained structure have low strength and hardness. After SPD, the strength and hardness increase significantly, and the relative elongation decreases compared to the original material. Low-temperature annealing provides maximum strength with partial restoration of ductility and a decrease in hardness. The smallest and most stable friction coefficient, as well as minimum vibration amplitudes (especially in the tangential direction), were recorded for samples after SPD. The greatest wear occurred for the sample in the as-received condition (hot rolling). SPD reduces wear by 2.1–2.2 times compared to the hot-rolled and EBAM samples. Low-temperature annealing increases wear by 10% relative to the sample after rolling. The predominant wear mechanisms were determined to be: mixed (adhesive-oxidative) for bronze after EBAM; adhesive for hot rolled; and oxidative for samples after SPD. Based on metallographic studies, it was found that the depth of subsurface deformation is maximum for coarse-grained samples (145–155 μm) and decreases by 3.3–4.7 times after SPD. **Conclusion.** A comprehensive study has revealed a decisive influence of the structural state of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze on its key properties. The use of SPD methods (multi-axial forging and rolling) has proven to be highly effective in dramatically improving the mechanical and tribological properties of silicon bronze, regardless of the original production method (hot-rolled steel or electron beam additive manufacturing).

For citation: Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu. Study of tribological properties of silicon bronze in different structural states. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 221–238. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-221-238. (In Russian).

References

1. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med' i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. Domestic and foreign brands]. 2nd ed., rev. and enl. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2016. 360 p. ISBN 978-5-9907638-3-8.
2. Kroupa A., Zobac O., Zemanova A., Richter K.W. CALPHAD-type reassessment of Cu-Si and full assessment of the Al-Cu-Si systems. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2024, vol. 45, pp. 1206–1243. DOI: 10.1007/s11669-024-01160-5.

* 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. Shee S.K., Pal H., Pradhan S.K., De M. Correlation of microstructure with mechanical property of Cu-Si-Mn alloys. *Materials Engineering*, 1996, vol. 7 (4), pp. 431–442.
4. Nnakwo K.C., Mbah C.N., Daniel-Mkpume C.C. Investigation of the structural sensitive behavior of Cu-3Si-xMn ternary alloys. *Journal of King Saud University – Science*, 2019, vol. 31, pp. 1056–1063. DOI: 10.1016/j.jksus.2019.01.001.
5. Chromik R.R., Neils W.K., Cotts E.J. Thermodynamic and kinetic study of solid state reactions in the Cu-Si system. *Journal of Applied Physics*, 1999, vol. 86, pp. 4273–4281. DOI: 10.1063/1.371357.
6. Ezeobi U.E., Nwambu C.N., Nnuka E.E., Bosan B.M. Effect of solutionizing heat treatment on the structure and mechanical properties of silicon bronze (Cu-10wt%Si-2wt%Ni). *Archive of Biomedical Science and Engineering*, 2024, vol. 10, pp. 017–022. DOI: 10.17352/abse.000033.
7. Mattern N., Seyrich R., Wilde L., Baecht C., Knapp M., Acker J. Phase formation of rapidly quenched Cu-Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, vol. 429, pp. 211–215. DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.04.046.
8. 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.
9. Kulczyk M., Skiba J., Przybysz S., Pachla W., Bazarnik P., Lewandowska M. High strength silicon bronze (C65500) obtained by hydrostatic extrusion. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 57 (3), pp. 859–862. DOI: 10.2478/v10172-012-0094-4.
10. Tavalzhanskii S.A., Vedenkin E.D., Plisetskaya I.V., Nikitina A.A. Study of properties and structure of silicon bronze CuSi3Mn1 (C65500) wire at various stages of its production by continuous casting and subsequent drawing. *Metallurgist*, 2022, vol. 66, pp. 962–969. DOI: 10.1007/s11015-022-01408-w.
11. 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.
12. Huang K., Logé R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials & Design*, 2016, vol. 111, pp. 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
13. Vorontsov A., Gurianov D., Zytkova A., Nikonov S., Chumaevskii A., Kolubaev E. Phase formation and morphological characteristics of aluminum bronze and nickel alloy composites produced by the additive manufacturing process. *Scripta Materialia*, 2024, vol. 239, p. 115811. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2023.115811.
14. Hansen N. Hall–Petch relation and boundary strengthening. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 51, pp. 801–806. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.06.002.
15. Yang B., Vehoff H. Dependence of nanohardness upon indentation size and grain size – A local examination of the interaction between dislocations and grain boundaries. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 849–856. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.005.
16. Liu G., Ni S., Song M. Effect of indentation size and grain/sub-grain size on microhardness of high purity tungsten. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, vol. 25, pp. 3240–3246. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63958-9.
17. Popov V.L., Heß M., Willert E. *Handbook of plane contact mechanics*. Berlin, Heidelberg, Springer, 2025. 260 p. DOI: 10.1007/978-3-662-70173-7.
18. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu. Acoustic emission study of surface deterioration in tribocontacting. *Applied Acoustics*, 2017, vol. 117, pp. 106–112. DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.
19. Hase A., Sato Y., Shinohara K., Arai K. Identification of the wear process of a silver-plating layer by dual acoustic emission sensing. *Coatings*, 2021, vol. 11, p. 737. DOI: 10.3390/coatings11060737.
20. Morita M., Tachiyama S., Onodera K., Hase A. Study on reaction mechanism of sulfur and phosphorus type additives using an acoustic emission technique. *Tribology Online*, 2022, vol. 17, pp. 78–85. DOI: 10.2474/trol.17.7.
21. Mishina H., Hase A. Effect of the adhesion force on the equation of adhesive wear and the generation process of wear elements in adhesive wear of metals. *Wear*, 2019, vol. 432–433, p. 202936. DOI: 10.1016/j.wear.2019.202936.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.