Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2026 Том 28 № 3 с. 229–249
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-229-249

НГТУ НЭТИ

Обработка металлов
(технология • оборудование • инструменты)

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

Влияние интенсивной пластической деформации и термической обработки на структурные, механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-9Al-2Mn

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: 29 июня 2026
Рецензирование: 11 июля 2026
Принята к печати: 14 июля 2026
Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:
Бронза
Микроструктура
Фазовый состав
Механические свойства
Интенсивная пластическая деформация
Царапание
Трение скольжения

Финансирование
Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из наиболее перспективных методов модификации структуры цветных сплавов, позволяющим переводить их в ультрамелкозернистое (УМЗ) и нанокристаллическое состояния. В то же время для практического внедрения таких материалов в узлы машиностроительного оборудования критически важными остаются вопросы их термической стабильности и износостойкости при экстремальных нагрузках в условиях контактного взаимодействия при царапании и трении. ***Цель работы.*** Комплексное исследование влияния различных режимов термической и интенсивной пластической деформации на структурные, механические и трибологические характеристики бронзы Cu-9Al-2Mn. ***В работе исследованы*** образцы бронзы системы Cu-9Al-2Mn в различных исходных состояниях: отжиг при 700 °С, закалка с 900 °С и старение при 400 °С. Для формирования УМЗ-структуры и повышения прочностных свойств заготовки подвергали деформационной обработке методом многоосевой ковки при комнатной температуре с последующей прокаткой. С целью изучения процессов рекристаллизации и термической стабильности УМЗ-сплава выполняли отжиг при температурах 400 °С в течение 30 минут и 500 °С в течение 10 минут. **Методы исследований.** В качестве основных методов аттестации структуры и фазового состава применялись металлография, просвечивающая электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Механические свойства оценивали по результатам измерения микротвердости по Виккерсу и испытаний на статическое растяжение. Сопротивление локальному поверхностному повреждению определяли методом царапания при линейно возрастающей нагрузке от 0,5 до 30 Н. Износостойкость и коэффициент трения исследовали при сухом трении скольжения по схеме «палец – диск» (контртело – сталь ШХ15) под нагрузкой 20 Н и с постоянной скоростью 0,1 м/с. Мониторинг динамики трибосистемы осуществлялся с помощью виброметрии и регистрации сигналов акустической эмиссии (АЭ). Топографию поверхности дорожек износа и шариков изучали методом конфокальной лазерной сканирующей микроскопии. С применением металлографии также исследовали изменение структуры под поверхностью трения. **Результаты и обсуждение.** Исследовано влияние термической обработки, интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующего отжига на структуру, механические и трибологические свойства бронзы Cu-9Al-2Mn. Показано, что ИПД (многоосевая ковка и прокатка) формирует ультрамелкозернистую (100…300 нм) структуру с высокой плотностью дислокаций и деформационного мартенсита, обеспечивая предел текучести 998 МПа и микротвердость 3,24 ГПа. Низкотемпературный отжиг при 400 °С дополнительно повышает предел текучести до 1095 МПа за счет полигонизации и дисперсионного твердения. Отжиг при 500 °С вызывает рекристаллизацию, частично восстанавливая пластичность. Трибологические испытания при сухом трении скольжения выявили, что ИПД многократно увеличивает износостойкость при неизменном коэффициенте трения. Глубина царапин при скретч-тестировании снижается на ~40 %, механизм разрушения меняется от вязкого пропахивания к микрорезанию. Акустическая эмиссия и вибрация коррелируют со сменой механизмов изнашивания.

Для цитирования: Влияние интенсивной пластической деформации и термической обработки на структурные, механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-9Al-2Mn / А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Тарасов, Н.В. Семенчук // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 229–249. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-229-249.

Введение

Для современной промышленности важной задачей является повышение ресурса и надежности деталей машин и механизмов. Механические повреждения поверхности и износ могут существенно снизить срок службы детали, привести к ее поломке и повреждению дорогостоящей техники.

Современные научно-технические данные свидетельствуют о возможности существенного повышения физико-механических и эксплуатационных характеристик материалов при контролируемом изменении их структурного состояния [1]. Одним из наиболее эффективных инстру-

***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

ментов такого управления является интенсивная пластическая деформация (ИПД) в сочетании с термической обработкой, позволяющая целенаправленно формировать субмикро- и нанокристаллическую структуру с уникальным комплексом свойств [2, 3].

Среди конструкционных материалов, работающих в узлах трения скольжения, особое место занимают алюминиевые бронзы [4], в частности бронза системы Cu-9Al-2Mn. Алюминий при содержании ~9 % не полностью растворяется в медной ГЦК-решетке и идет на образование β-(Cu_3Al)-фазы. При этом повышается прочность и твердость сплава.

Используя отжиг, закалку и старение можно существенно влиять на фазовый состав и свойства данного сплава [5–7]. Марганец стабилизирует β-фазу и частично подавляет ее распад с образованием хрупкой эвтектоидной фазы γ_2-(Cu_9Al_4). Это способствует сохранению хорошей пластичности сплава и открывает возможность применения методов ИПД для модификации структуры. Добавка марганца также повышает коррозионную стойкость и способствует измельчению структурных составляющих, что делает этот сплав востребованным для изготовления подшипников скольжения, направляющих и других деталей, подвергающихся изнашиванию. Однако для эффективного применения этого сплава после модификации методами ИПД требуется детально изучить взаимосвязи между формирующейся структурой, конечными механическими и трибологическими свойствами.

Традиционные методы упрочнения алюминиевых бронз, включающие в себя закалку и старение, позволяют варьировать фазовый состав и дисперсность выделений, однако не всегда обеспечивают достаточный уровень износостойкости. В то же время многократная интенсивная пластическая деформация, реализуемая методами многосторонней ковки и последующей прокатки при комнатной температуре, способна измельчить зерно. Последующий низкотемпературный отжиг позволяет регулировать баланс прочности и пластичности, а также влиять на свойства материала [8].Это должно положительно сказаться на твердости, прочности и сопротивлении изнашиванию.

Величины коэффициента трения и износа, измеряемые на протяжении длительного времени, не всегда отражают быстропротекающие на поверхности трения процессы – адгезионное схватывание, потерю несущей способности вследствие разрушения образованных ранее антифрикционных оксидных пленок или эволюции структуры. В современной трибологии используются методы диагностики, основанные на виброметрии и акустической эмиссии, которые обладают высокой чувствительностью к динамическим изменениям в зоне фрикционного контакта [9–13]. В связи с этим в последние годы фокус исследовательского внимания сместился в сторону комплексного анализа динамического отклика трибосистем с одновременным использованием виброметрии и метода акустической эмиссии (АЭ) [14–16].

Метод АЭ основан на регистрации волн звуковой или ультразвуковой частоты, генерируемых твердым телом под нагрузкой в результате локальных микродеформаций. В трибологических системах источниками АЭ выступают упругопластическая деформация микронеровностей, зарождение и распространение подповерхностных трещин, а также адгезионное разрушение мостиков микроконтакта [13]. Синхронная регистрация виброускорений дополняет картину, фиксируя макроскопические колебания элементов трибосистемы, которые вызваны макрошероховатостью и фрикционной нестабильностью контакта.

Целью настоящей работы является комплексное исследование влияния различных режимов термической и интенсивной пластической деформации на структурные, механические и трибологические характеристики бронзы Cu-9Al-2Mn.

Для достижения цели необходимо было решить следующие ***задачи***:

– исследовать структуру и определить механические свойства образцов в разном структурном состоянии;

– провести исследования поверхностных повреждений при царапании образцов;

– провести исследования трибологических свойств образцов в условиях скольжения без смазки;

– исследовать состояние поверхности царапин и дорожек трения.

Методика исследований

Для проведения исследований были изготовлены образцы с разным структурным состоянием из сплава Cu-9Al-2Mn. Режимы получения и обозначения образов, принятые в данной работе, приведены в таблице ниже.

Для механических испытаний методами растяжения и индентирования проводилась вырезка образцов на электроэрозионном станке с последующей шлифовкой поверхности. Растяжение образцов выполняли на испытательной машине Testsystem УТС-110М. Скорость растяжения составляла 1 мм/мин. Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера Tochline-ТВМ при нагрузке 100 Н.

Для изучения структуры проводились металлографические исследования. Структура образцов после ИПД изучалась методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100.

Фазовый состав исследовался на дифрактометре ДРОН методом симметричной съемки с использованием Co-Kα излучения.

Для определения сопротивления образцов царапанию применялся скретч-тестер Revetest RST. Скорость царапания, длина и нагрузка составляли 10 мм/мин, 3 мм и 0,5…30 Н соответственно.

Трибологические испытания проводились на трибометре при фиксированных скорости скольжения 0,1 м/с и нормальной нагрузке 20 Н при трении скольжения без смазки по схеме «палец – диск». Диски вырезались из бронз с разным структурным состоянием. Контртела изготовлены из шариков стали ШХ15, которые неподвижно закреплялись в специальном держателе. В процессе трения скольжения регистрировались сигналы акустической эмиссии на установке ЭЯ-2 и виброускорения с помощью акселерометра и системы сбора данных NI-9234.

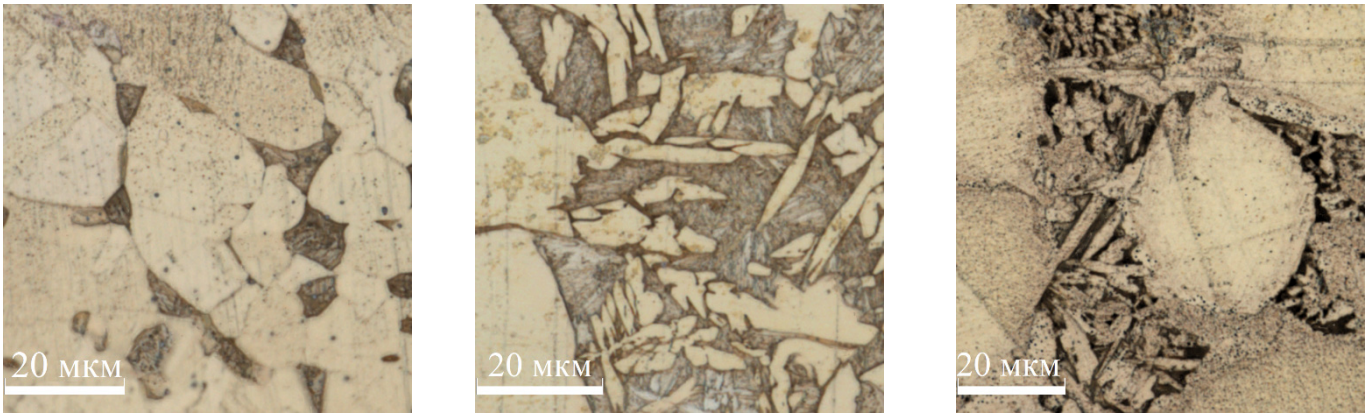
Конфокальный лазерный сканирующий микроскоп Olympus OLS-4100 использовался для исследования состояния поверхности образцов после трения.

Результаты и их обсуждение

По результатам анализа металлографических изображений видно, что в результате отжига при 700 °С (образец 1) структура бронзы представлена крупными зернами (20…40 мкм) α-Cu(Al,Mn) твердого раствора на основе меди (рис. 1, *а*). Многоугольная и почти равноосная форма зерен говорит о том, что при 700 °С прошел процесс рекристаллизации, который уничтожил текстуру прокатки и снизил плотность линейных

Обозначение образцов и методик формирования их структуры
Sample designation and processing conditions

Обозначение образца / Sample designation	Метод формирования структурного состояния / Structural state formation method
1	Отжиг горячекатаных прутков при 700 °С в течение 3 часов / Annealing of hot-rolled rods at 700 °C for 3 h
2	Закалка горячекатаных прутков с температуры 900 °С с последующим охлаждением в воде / Quenching of hot-rolled rods from 900 °C in water
3	Старение прутков при 400 °С в течение 8 часов после закалки при 900 °С / Aging of quenched rods at 400 °C for 8 h
4	Многосторонняя ковка по трем геометрическим осям до достижения 40 % пластической деформации в каждом направлении / Multi-directional 3D forging to 40 % plastic strain
5	Прокатка после многосторонней ковки до достижения 50 % пластической деформации / Rolling after multi-directional forging to 50 % plastic strain
6	Низкотемпературный отжиг (30 мин при 400 °С) после прокатки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (30 min at 400 °C) after rolling, followed by water quenching
7	Низкотемпературный отжиг (10 мин при 500 °С) после прокатки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (10 min at 500 °C) after rolling, followed by water quenching



а *б* *в*

Рис. 1. Металлографические изображения типичной структуры образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*)

Fig. 1. Optical micrographs of the typical microstructure of *Cu-9Al-2Mn* bronze samples. Samples: 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*)

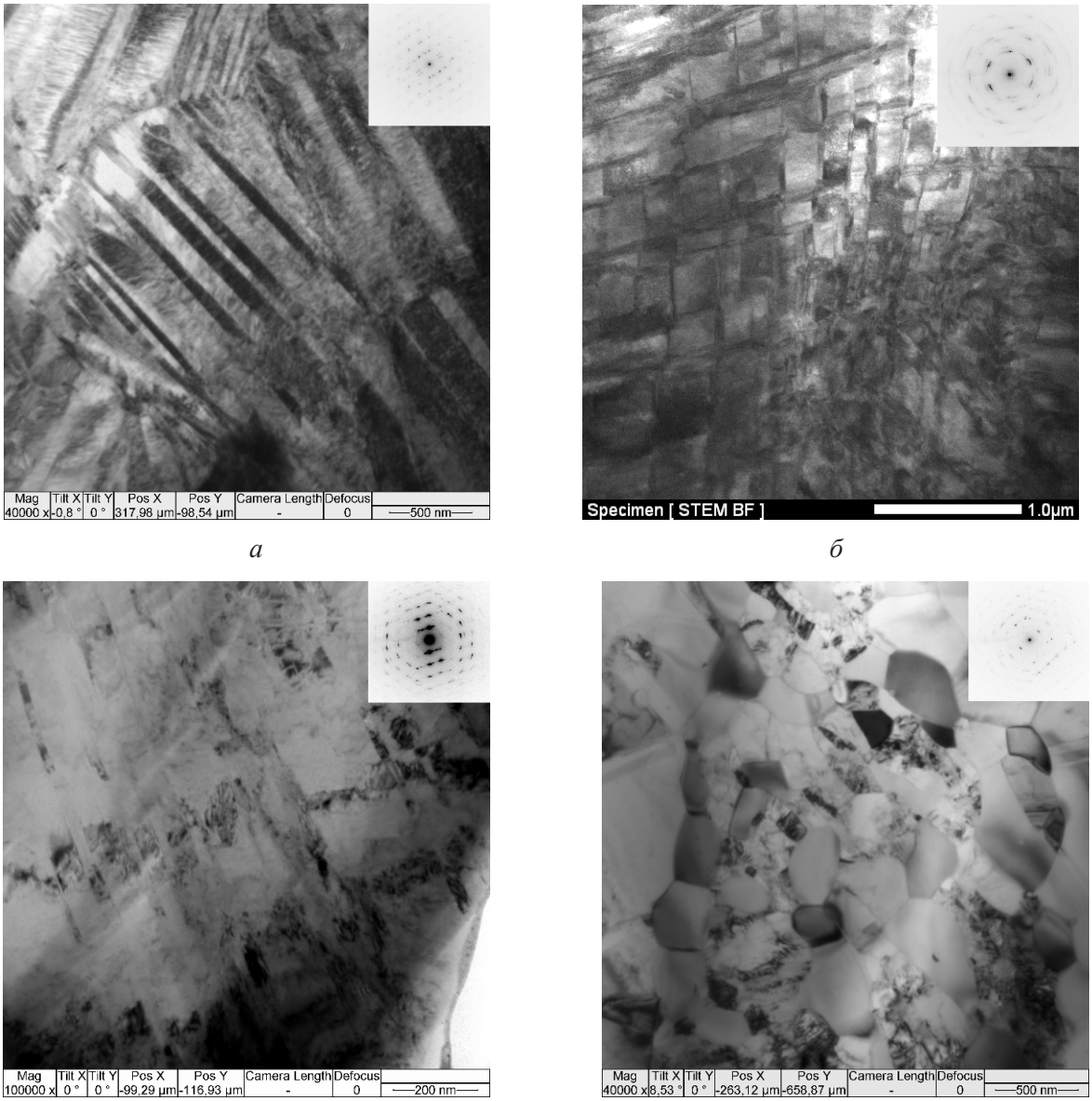
дефектов. На изображении также видны темные участки, которые предположительно являются выделениями хрупкой интерметаллидной γ_2-(Cu_9Al_4)-фазы, образовавшейся в результате эвтектоидного распада высокотемпературной β-(Cu_3Al) → γ_2-(Cu_9Al_4) + α-Cu(Al, Mn) в условиях медленного охлаждения.

После закалки в воде с температуры 900 °С (образец 2) на металлографическом изображении (рис. 1, *б*) видно, что в сплаве наряду с α-Cu(Al, Mn) сформировался мартенсит β′-(Cu_3Al). Согласно фазовой диаграмме [17, 18] при температуре 900 °С сплав находится в области существования высокотемпературной β-Cu_3Al-фазы, которая образуется непосредственно из расплава. После закалки в зависимости от локальных условий образцы могут содержать как β′-(Cu_3Al) мартенсит, так и γ_2-(Cu_9Al_4), что предполагает два варианта распада высокотемпературной β-фазы: (1) β→β′ и (2) β → γ_2-(Cu_9Al_4) + α-Cu.

После старения закаленных образцов при 400 °С в течение 8 часов (образец 3) на металлографическом изображении (рис. 1, *в*) вокруг светлых зерен α-Cu(Al, Mn) видны сформировавшиеся дисперсионные выделения в виде темных точек. По-видимому, происходит рост γ_2-(Cu_9Al_4) за счет распада β′ на элементы [19].

По данным ПЭМ после многоосевой ковки в образце 4 сформировалась сложная структура деформационно-индуцированного мартенсита (рис. 2, *а*). Мартенситная фаза представлена в виде пакетов и колоний параллельных реек и игл субмикронного размера. Сильная пластическая деформация приводит к полной перестройке исходной ОЦК-матрицы (β′-фазы) по сдвиговому механизму и накоплению высокой плотности дислокаций [20, 21] с образованием 18R-β′$_l$-мартенсита. Наряду с мартенситным превращением наблюдается интенсивное деформационное двойникование [22]. В результате получаются чередующиеся полосы β′$_l$-мартенсита шириной 50…150 нм с четкими плоскими границами [23], внутри которых находятся наноразмерные микродвойники. Смена осей нагружения в процессе деформации активирует пересекающиеся системы двойникования, что приводит к фрагментации структуры, эффективному измельчению зерна до ультрамелкозернистого состояния и должно способствовать существенному деформационному упрочнению материала.

Дополнительная пластическая деформация прокаткой (образец 5, рис. 2, *б*) приводит к формированию характерной пересекающейся полосовой морфологии, образующей сетчатую субструктуру. Деформационное воздействие на 18R-мартенсит может приводить к его переориентации и возникновению новых вариантов, а при разгрузке возможно проявление псевдоупругости. Несмотря на некоторую устойчивость мартенсита β′$_l$ относительно интенсивной пластической деформации, в конечном итоге происходит сегментация и дробление исходных мартенситных пластин. В результате этого процесса рейки мартенсита дробятся на изолиро-



а *б* *в* *г*

Рис. 2. ПЭМ-изображения типичной структуры образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 4 (*а*), 5 (*б*), 6 (*в*) и 7 (*г*)

Fig. 2. TEM images of the typical microstructure of *Cu-9Al-2Mn* bronze samples: samples 4 (*а*), 5 (*б*), 6 (*в*), and 7 (*г*)

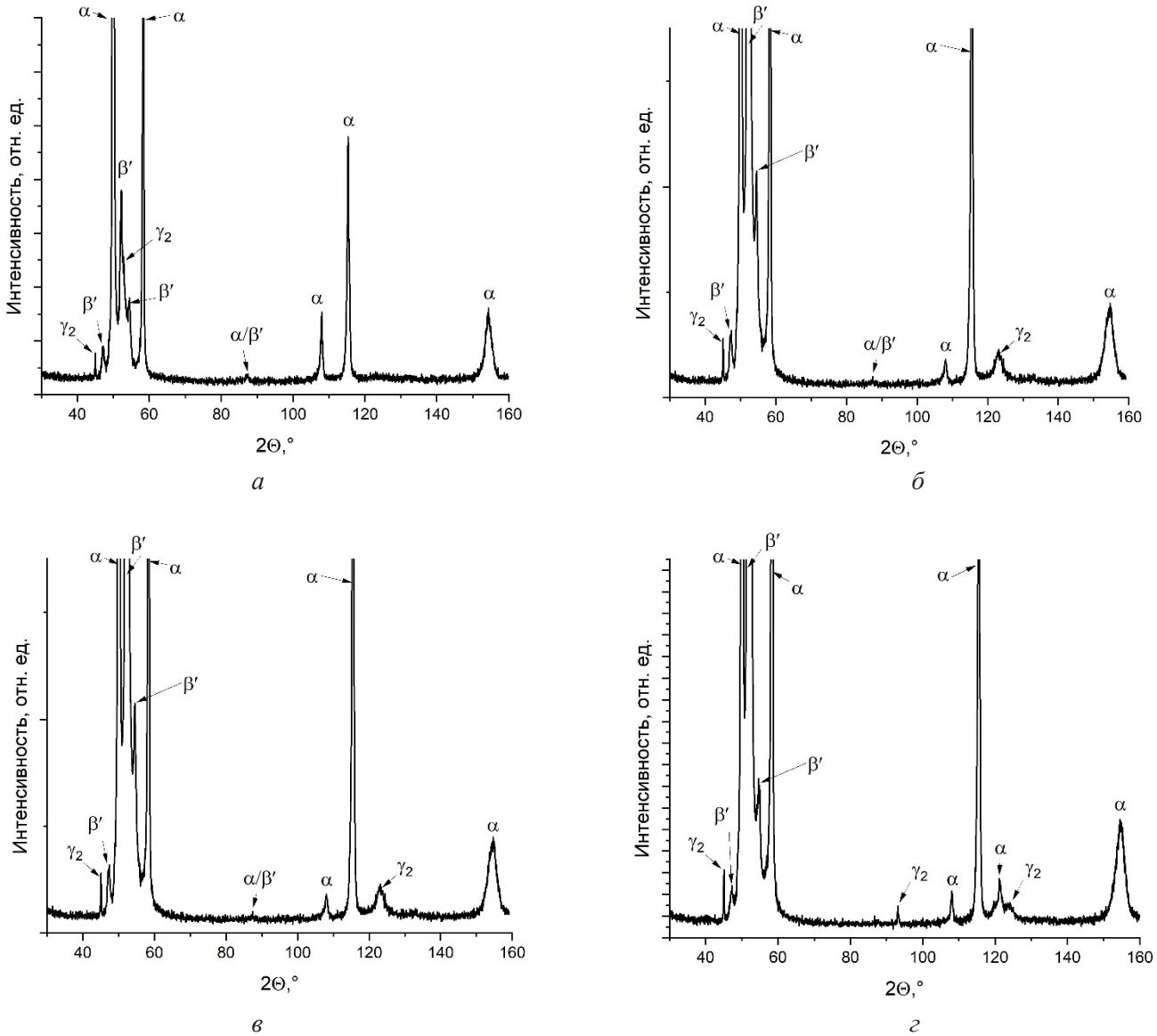
ванные наноразмерные субзерна и блоки прямоугольной формы с характерными размерами в диапазоне от 100 до 300 нм. В отдельных областях материала выявляется высокая плотность дислокаций. При этом микродвойники внутри мартенситных пластин сохраняются. Это, в свою очередь, позволяет предполагать еще более существенное повышение прочности сплава за счет барьерного эффекта многочисленных межфазных и межблочных границ.

Последующий отжиг после прокатки при 400 °С в течение 30 минут (образец 6) приводит к активации процессов возврата и полигонизации (рис. 2, *в*). На ПЭМ-изображении фиксируется существенное снижение плотности неравновесных дефектов кристаллической решетки и релаксация внутренних напряжений, вызванных прокаткой. Наблюдается трансформация мартенситных полос в зеренно-субзеренную структуру с четко очерченными малоугловыми границами и небольшой долей большеугловых границ. Вдоль субграниц и в узлах стыков ячеек отмечается появление локального темного контраста, что свидетельствует о начальных стадиях рекристаллизации и выделении мелкодисперсных избыточных фаз. При этом элементы исходной

полосовой морфологии частично наследуются, формируя субмикронную структуру смешанного типа.

Повышение температуры при кратковременном отжиге до 500 °С (образец 7) после прокатки приводит к смене механизма структурных изменений и развитию интенсивной рекристаллизации (рис. 2, *г*). На ПЭМ-изображении видно полное исчезновение полосовой и ячеистой морфологии. Структура трансформировалась в субмикронную с бимодальным распределением зерен, размеры которых находятся в диапазоне от 300 до 700 нм. Большинство сформированных зерен характеризуется внутренним строением, свободным от дислокационных скоплений, и наличием четко очерченных плоских высокоугловых границ с равновесными углами в тройных стыках. В структуре фиксируются прямолинейные границы двойников отжига, свидетельствующие о завершении первичной рекристаллизации. При этом в локальных объемах материала наблюдаются дисперсные зеренно-субзеренные структуры с остаточной плотностью дислокаций, что говорит о незавершенности рекристаллизации в объеме.

На основе рентгенофазового анализа исследован фазовый состав образцов бронзы. После отжига горячекатаного прутка при 700 °С (образец 1, рис. 3, *а*) помимо интенсивных рефлексов α-Cu(Al,Mn) твердого раствора (ГЦК-решетка) присутствует набор дополнительных пиков, характерных для γ_2-(Cu_9Al_4)- и β′-(Cu_3Al)-фаз.



а *б* *в* *г*

Рис. 3. Типичные рентгенограммы для образцов 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) и 4–7 (*г*)

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of samples 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), and 4–7 (*г*)

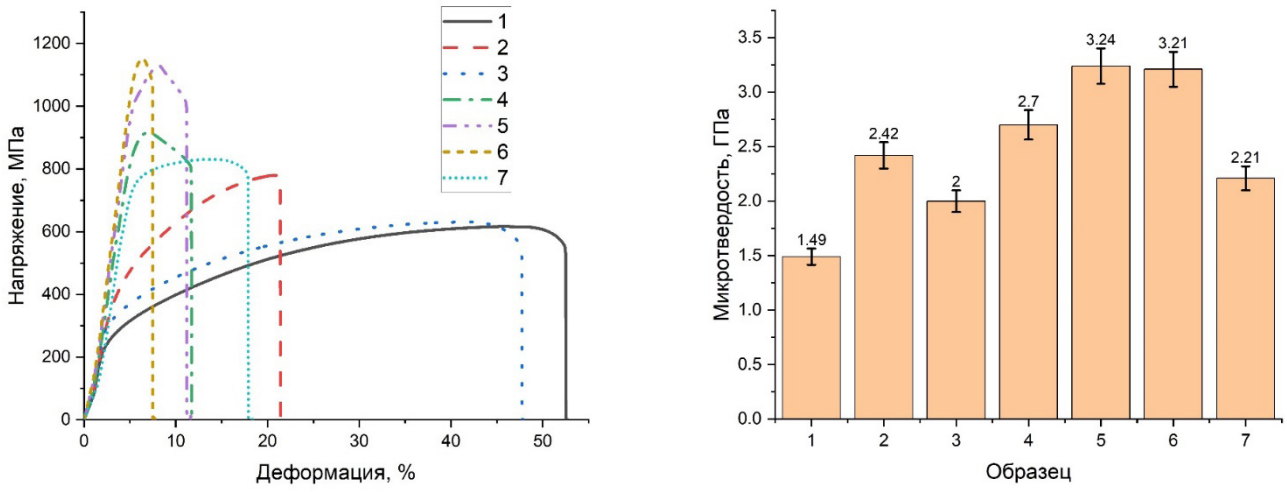
Быстрое охлаждение при закалке (образец 2, рис. 3, *б*), по-видимому, не препятствует протеканию эвтектоидного превращения β→ γ_2-(Cu_9Al4) + α-Cu(Al, Mn), поскольку наряду с пиками β′-Cu_3Al присутствуют и пики γ_2-(Cu_9Al4). Такое положение может быть обусловлено малым эффектом стабилизации β добавкой 2 вес. % марганца. Таким образом, рентгеновская диффракция подтверждает сделанный ранее вывод о двойном характере распада высокотемпературной β-фазы в данном сплаве.

После старения при 400 °С (образец 3, рис. 3, *в*) инициируются процессы диффузионного фазового распада. На рентгенограмме фиксируется отчетливое увеличение интенсивности и появление новых рефлексов, принадлежащих интерметаллидной γ_2-фазе. Этот факт свидетельствует о протекании процесса старения по схеме распада остаточного мартенсита с ростом эвтектоидной составляющей. Одновременно с этим наблюдается уширение и спад интенсивности пиков мартенситной фазы, что подтверждает ее термический распад.

Для описания образцов после ИПД (многоосевая ковка и прокатка) выбрана одна характерная рентгенограмма, полученная для образца после прокатки (рис. 3, *г*). На рентгенограмме наблюдается существенное изменение формы дифракционных пиков. Основные рефлексы α-фазы и деформационно-индуцированного β'_{-1}-мартенсита уширяются, а их интенсивность снижается. Подобный характер дифракционного профиля является характерным для формирования ультрамелкозернистой структуры.

Для определения влияния структурно-фазового состояния на механические свойства исследуемых образцов бронзы были проведены испытания на растяжение (рис. 4, *а*) и определена их микротвердость (рис. 4, *б*). После отжига при 700 °С (образец 1) бронза характеризуется минимальной микротвердостью и прочностью, но при этом она является наиболее пластичной. Быстрое охлаждение в воде с 900 °С (образец 2) приводит к значительному увеличению микротвердости до 2,42 ГПа и предела прочности до 779 МПа, при этом пластичность падает более чем в два раза (21,4 %). После старения при 400 °С (образец 3) произошел возврат свойств к пластичному состоянию (47,4 %) при умеренной прочности ($\sigma_в$ = 631 МПа).

Многоосевая ковка (образец 4) привела к существенному упрочнению материала. Микротвердость возрастает до 2,7 ГПа, а предел текучести увеличивается в ~2,5 раза ($\sigma_{0,2}$ = = 579 МПа) по сравнению с отожженным состоянием. Прокатка после ковки (образец 5) обеспечивает максимально упрочнение материала. Микротвердость достигает 3,24 ГПа, предел прочности $\sigma_в$ = 1130 МПа, предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 998 МПа. При последующем отжиге при температуре 400 °С в течение 30 минут (образец 6), несмотря на термическое воздействие, прочностные характеристики не снижаются, а предел текучести даже немного возрастает до



а *б*

Рис. 4. Диаграммы растяжения (*а*) и микротвердость (*б*) образцов бронзы Cu-9Al-2Mn

Fig. 4. Tensile curves (*а*) and microhardness (*б*) of *Cu-9Al-2Mn* bronze samples

своего абсолютного максимума $\sigma_{0,2}$ = 1095 МПа. После отжига при 500 °С в течение 10 минут (образец 7) бронза существенно разупрочняется и ее пластичность частично восстанавливается.

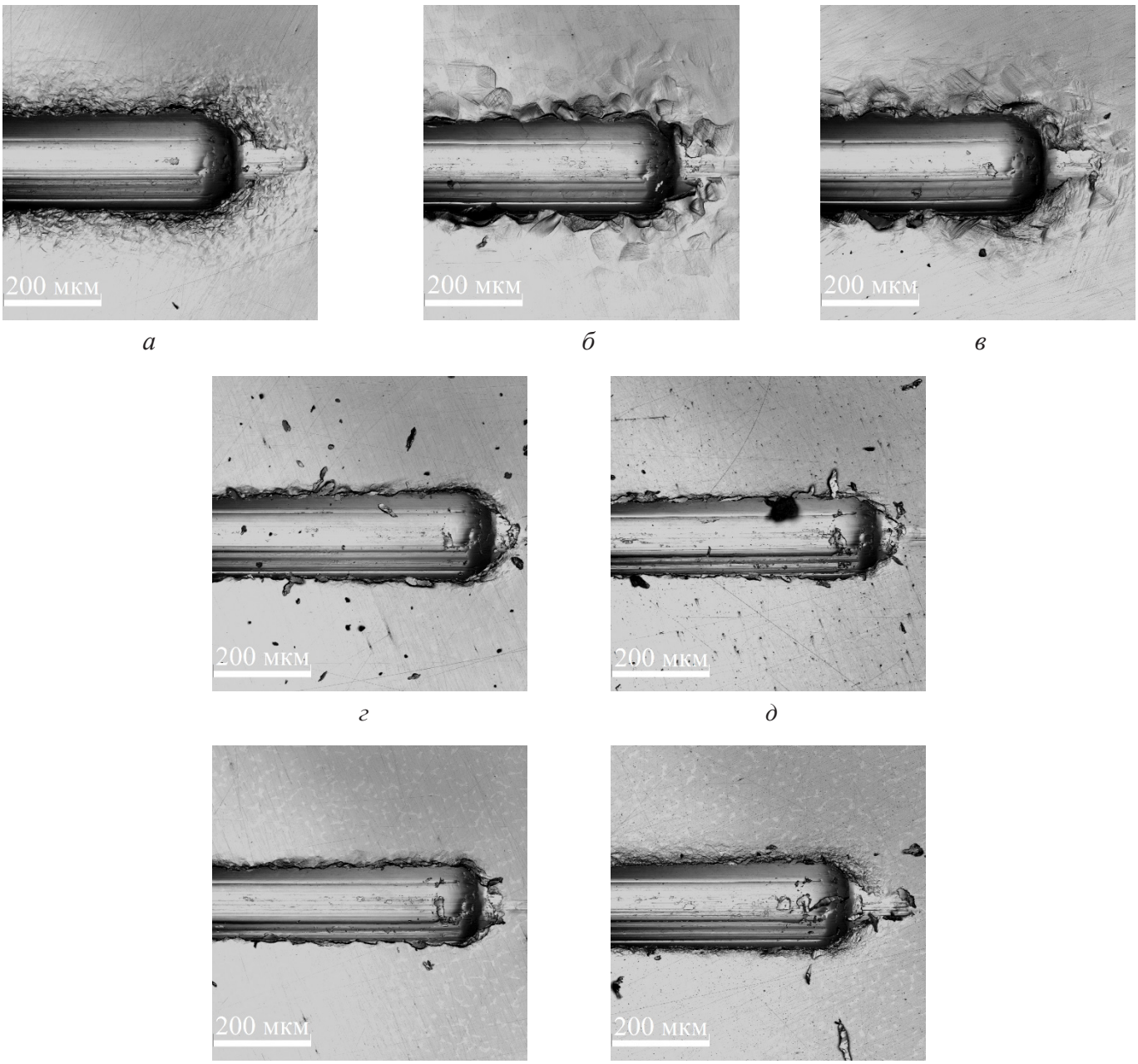
Таким образом, изменение механических свойств сплава Cu-9Al-2Mn обусловлено структурно-фазовой эволюцией, изменением размера зерна и плотности дефектов. Первоначальный отжиг горячекатаных прутков обеспечивает высокую пластичность, а закалка на мартенсит повышает прочность за счет внутренних напряжений, но снижает пластичность. Дисперсионное твердение после старения обеспечивает баланс прочности и пластичности. Интенсивная пластическая деформация формирует ультрамелкозернистую структуру, что по механизму зернограничного упрочнения Холла – Петча объясняет упрочнение и потерю пластичности. В результате полигонизации и деформационного старения, протекающих при отжиге 400 °С, дислокации образуют плотные стенки, а ультрадисперсные выделения закрепляют их, обусловливая аномальный рост предела текучести. Рекристаллизация после отжига при 500 °С снижает прочность, но восстанавливает пластичность до 18 %.

Для оценки сопротивления механическому воздействию образцов сплава Cu-9Al-2Mn после различных режимов обработки было выполнено скретч-тестирование (царапание) поверхности. Анализ царапин для образцов 1–3 показал низкое сопротивление поверхностному деформированию, однако характер разрушения в них принципиально отличается (рис. 5).

Морфология царапины для образца 1 после отжига при 700 °С (рис. 5, *а*) свидетельствует о реализации механизма вязкого пластического вытеснения металла на периферию царапины, когда по краям царапины и перед движущимся поступательно индентором наблюдаются массивные наплывы вытесненного металла. Высокий запас пластичности обеспечивает деформирование без образования трещин или сколов, что закономерно приводит к значительной глубине проникновения индентора вплоть до h = = 13,3 мкм (рис. 6, *б*). После закалки с температуры 900 °С (образец 2) на поверхности царапины видны трещины (рис. 5, *б*), а по ее краям – отдельные сильно деформированные зерна со следами скольжения и промежутки между ними, свободные от деформации. Исходя из особенностей структуры можно считать, что деформированы зерна α-фазы, тогда как в промежутках располагается более хрупкая и твердая мартенситная фаза. Несмотря на смешанную структуру $\alpha + \beta'_{-1} + \gamma_2$ с повышенной прочностью и твердостью максимальная глубина царапины увеличилась до 14 мкм. Это может быть связано с неспособностью к деформационному упрочнению и низкой пластичностью. В результате материал разрушается под действием индентора, что подтверждается поверхностными трещинами. После старения (образец 3, рис. 5, *в*) максимальная глубина царапины остается на том же уровне (14,1 мкм). Поверхность царапины не содержит заметных трещин, что согласуется с восстановленной пластичностью бронзы и уменьшением доли хрупкой мартенситной фазы.

После ИПД размер царапин резко уменьшается, а деформация на их краях становится более локализованной. После многоосевой ковки (образец 4) на поверхности царапин наблюдаются локальные участки с налипшим материалом (рис. 5, *г*). Этот материал отделился от фронта царапины ввиду его низкой пластичности и вдавился в поверхность бронзы индентором. По краям царапины материал почти не деформировался, что согласуется с низкой пластичностью материала. Наибольшая глубина царапины составила 7,4 мкм. После прокатки (образец 5) картина существенно не изменилась (рис. 5, *д*). Глубина царапины уменьшилась до 6,9 мкм. В остальном из-за низкой пластичности и высокой микротвердости сохраняется налипание материала на поверхность царапины, отделение стружек на краях царапины и сильная локализация деформации вблизи краев и перед фронтом индентора. Это указывает на смену механизма с пластического оттеснения на микрорезание с минимальной пластической деформацией.

Отжиг при 400 °С в течение 30 минут после прокатки (образец 6) не оказывает существенного влияния на морфологию поверхности и краев царапины (рис. 5, *е*), а также на механизм повреждения материала. Тоже видна микростружка, налипание материала на поверхность и сильная локализация деформации по краям царапины. Максимальная глубина царапины – 6,3 мкм. Увеличение температуры отжига до 500 °С (образец 7) привело к значительным изменениям морфологии царапины (рис. 5, *ж*).



а *б* *в*

г *д*

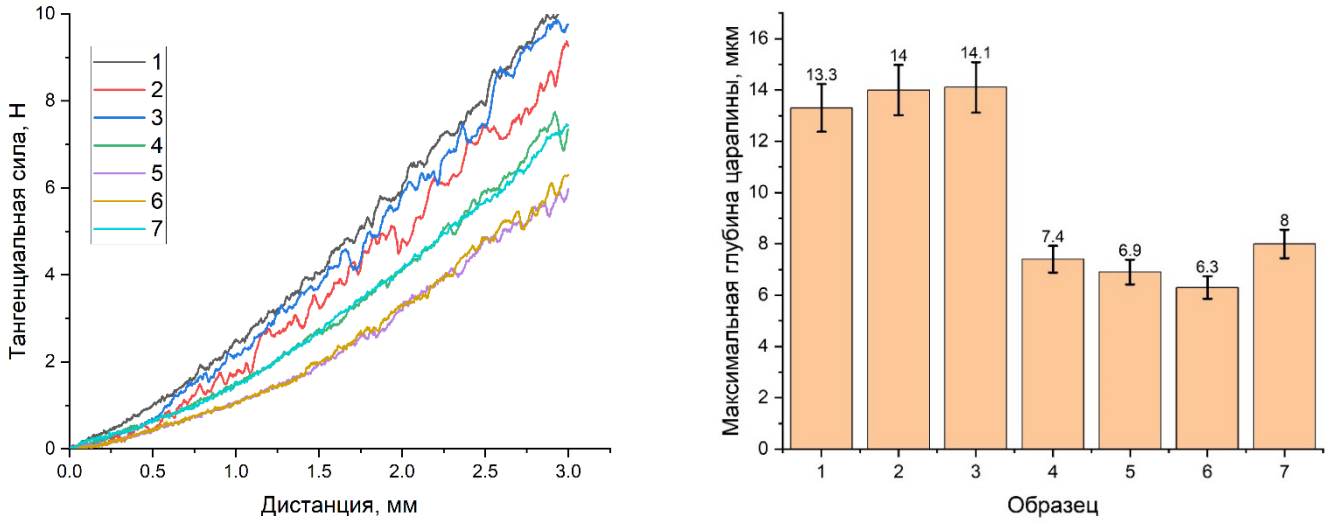
е *ж*

Рис. 5. Оптические изображения царапин на поверхности образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*) и 7 (*ж*)

Fig. 5. Optical micrographs of scratches on *Cu-9Al-2Mn* bronze samples. Samples: 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*), and 7 (*ж*)

Наблюдается частичный возврат к механизму упругопластического оттеснения материала, что визуально подтверждается возобновлением формирования волнообразных боковых наплывов вытесненного материала вдоль кромок и формированием гладкого пластического вала перед фронтом индентора. Однако микростружка также сохраняется. Следовательно, повреждение поверхности протекает по комбинированному механизму упругопластического оттеснения с микрорезанием. Максимальная глубина царапины увеличилась до 8 мкм.

График изменения тангенциальной силы (рис. 6, *а*) в зависимости от дистанции царапания служит прямым физическим отражением силы сопротивления, которую материал оказывает продвижению алмазного индентора. Поскольку нормальная нагрузка возрастает строго линейно, то характер кривых наглядно показывает, сколько энергии затрачивается на упруго-



а *б*

Рис. 6. Изменение тангенциальной силы (*а*) при царапании и максимальная глубина царапины (*б*) для образцов бронзы Cu-9Al-2Mn

Fig. 6. Tangential force (*a*) during scratching and maximum scratch depth (*б*) for *Cu-9Al-2Mn* bronze samples

пластическое оттеснение или микрорезание при царапании образцов с разным структурно-фазовым состоянием. По уровню финальных значений силы сдвига при максимальной нагрузке 30 Н образцы делятся на три группы.

Первая группа с наивысшим уровнем тангенциальной силы (~9…10,0 Н) формируется из исходных крупнокристаллических состояний (образцы 1–3). Из-за глубокого внедрения индентора в металл сопротивление его движению сильно возрастает, соответственно растет и тангенциальная сила.

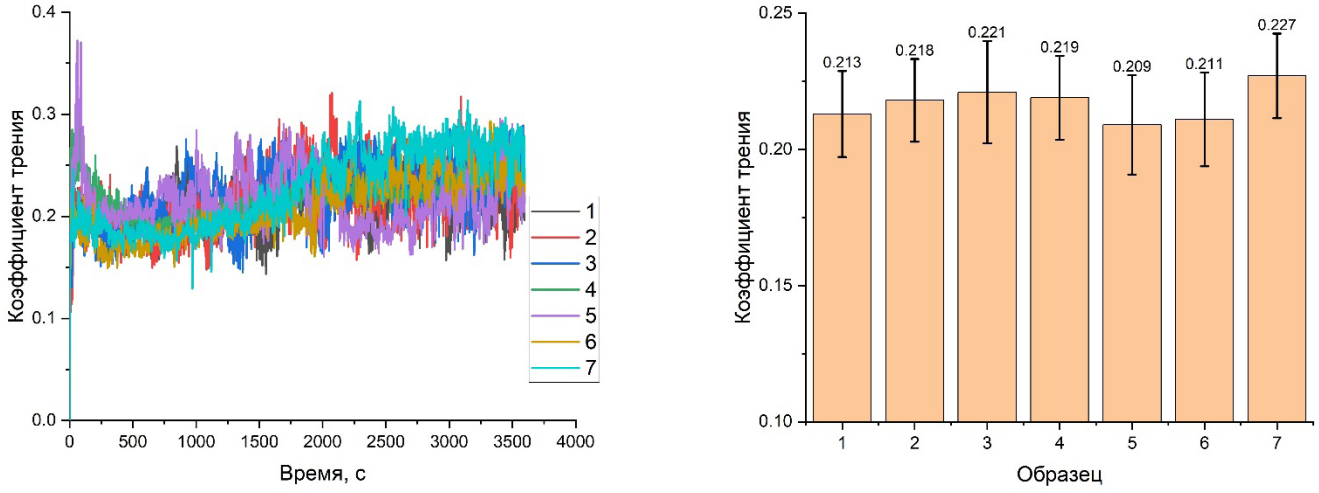
Вторую группу образуют образцы после многоосевой ковки (образец 4) и после рекристаллизационного отжига при 500 °С (образец 7). На финальном участке пути их тангенциальная сила стабилизируется в районе ~7…7,5 Н. В случае образца 4 снижение силы сдвига связано с измельчением зерен и ростом твердости, что уменьшает глубину царапины и соответственно объем деформируемого материала. Для образца 7 частичное разупрочнение при рекристаллизации возвращает материалу пластичность, слегка увеличивая глубину царапины и силу сопротивления по сравнению с образцом после прокатки. При этом кривые образцов остаются очень плавными, что говорит об однородном характере износа без микротрещин.

Третья группа характеризуется минимальными значениями тангенциальной силы ~6 Н, зафиксированными у образцов 5 и 6 (прокатка и последующий низкотемпературный отжиг при 400 °С). Их графики практически сливаются на протяжении всей дистанции царапания. Это указывает на то, что ультрамелкозернистая структура после прокатки и отжига обладает наивысшей поверхностной прочностью. Индентор скользит по поверхности на минимальной глубине, благодаря чему тангенциальная сила снижается почти на 40 % по сравнению с исходным отжигом.

Результаты испытаний в условиях трения скольжения без смазки свидетельствуют о сложном характере влияния структурно-фазового состояния образцов на их трибологические свойства. При анализе графиков изменения коэффициента трения (КТ) за время испытания (рис. 7, *а*) и его средней величины (рис. 7, *б*) не выявлено существенных различий. С момента начала трения КТ немного увеличивается, что обусловлено приработкой пары трения. Затем КТ стабилизируется. В среднем КТ изменяется от 0,21 до 0,23 с разбросом значений около 0,03.

На основе анализа данных о площади сечения дорожки износа (рис. 8, *а*), виброметрии (рис. 8, *б*) и акустической эмиссии (рис. 8, *в*, *г*) можно выявить особенности изнашивания в зависимости от структурно-фазового состояния бронзы.

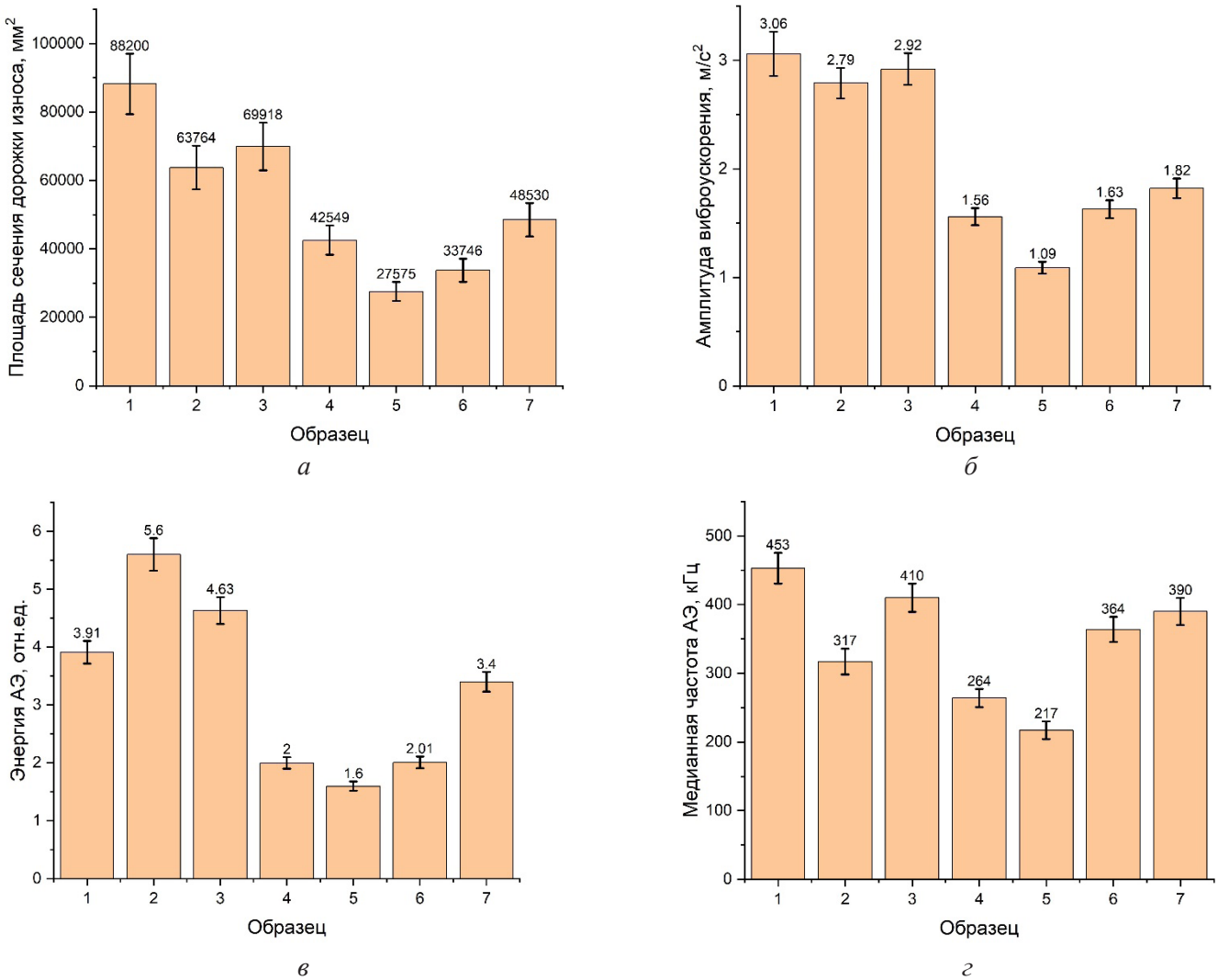
Образцы с крупнозернистой структурой характеризуются низкой износостойкостью.



а *б*

Рис. 7. Изменение величины коэффициента трения во время проведения трибологических испытаний (*а*) и его средняя величина (*б*)

Fig. 7. Friction coefficient as a function of time in sliding tests (*а*) and its average values (*б*)



а *б*

в *г*

Рис. 8. Средняя величина площади сечения дорожек износа (*а*), амплитуды виброускорений (*б*), энергии (*в*) и медианной частоты (*г*) АЭ за время проведения трибологических испытаний

Fig. 8. Mean cross-sectional area of wear tracks (*а*), vibration acceleration amplitude (*б*), *AE* energy (*в*) and *AE* median frequency (*г*) during tribological tests

Максимальный износ и наибольшая вибрация зафиксированы у отожженного при 700 °С горячекатаного прутка (образец 1). При этом также фиксируется высокая медианная частота и энергия АЭ. Энергия растет за счет повышения вибрации, в результате которой чаще происходят соударения поверхностей образца и контртела, вызывающие упругие волны [24]. Высокая медианная частота обусловлена тем, что при трении пластичной бронзы преобладает упругопластическая деформация и вязкое разрушение микроконтактных площадок. Это согласуется с ранее выполненными работами [16]. После закалки с температуры 900 °С (образец 2) износ снижается, что обусловлено повышением прочности и твердости материала. Вибрация снижается, но незначительно. Высокая энергия и низкая медианная частота АЭ, по-видимому, связаны с квазихрупким разрушением мартенсита в процессе трения. Последующее старение при 400 °С (образец 3) частично восстанавливает пластичность, снижая энергию АЭ и повышая медианную частоту за счет возврата к вязкому сдвигу. В результате можно сделать вывод о том, что снижение механических свойств привело к повышению износа.

Измельчение структуры методами интенсивной пластической деформации кардинально меняет трибологические характеристики исследуемой бронзы. Многоосевая ковка (образец 4) значительно снижает величину износа. Вибрации, медианная частота и энергия АЭ также уменьшаются по сравнению с крупнозернистыми образцами 1–3. Это подтверждает изменение условий изнашивания и переход к более стабильному трению. После прокатки (образец 5) износ снижается до минимального значения; также уменьшились вибрации и параметры сигналов АЭ. Снижение медианной частоты у образцов после ИПД свидетельствует о том, что в материале заблокированы крупномасштабные пластические сдвиги, а деформация локализована в тонком приповерхностном слое, что также приводит к смене механизма разрушения адгезионных связей в микроконтакте с вязкого к хрупкому скалыванию.

Последующий низкотемпературный отжиг при 400 °С (образец 6) приводит к небольшому увеличению износа. В данном случае медианная частота АЭ резко возрастает. Это согласуется с процессами полигонизации и деформационного старения. В результате повышается возможность формирования дислокаций как одного из источников АЭ. Десяти минут выдержки образца при температуре 500 °С (образец 7) хватило для активизации первичной рекристаллизации и роста зерен до 200…500 нм. Снижение прочности и микротвердости, а также низкая плотность дефектов кристаллической решетки приводят к тому, что материал вновь легче деформировать. Медианная частота возрастает за счет увеличения доли упругопластической деформации бронзы. Энергия АЭ и вибрации усиливаются за счет образования большего количества частиц износа при интенсификации последнего.

Морфология дорожки трения отожженной при 700 °С (образец 1) крупнозернистой бронзы свидетельствует о развитии интенсивного изнашивания по механизму адгезионного схватывания с окислением (рис. 9, *а*). На поверхности формируются глубокие, четко ориентированные продольные борозды, сопровождающиеся образованием массивных рваных наплывов вытесненного металла по периферии дорожки. Присутствие на дне борозд темных дисперсных областей указывает на протекание процессов фрикционного окисления и циклического адгезионного переноса материала [25]. После закалки с температуры 900 °С (образец 2) морфология дорожки трения не изменяется (рис. 9, *б*), но уменьшается интенсивность оттеснения материала на периферию дорожки. После старения при температуре 400 °С (образец 3) рваных наплывов на периферии не наблюдается, темные пятна окисления занимают большую площадь и более отчетливо видны следы адгезионного переноса материала (рис. 9, *в*).

После многоосевой ковки (образец 4) наблюдается качественная смена характера фрикционного разрушения поверхности. Бороздки скольжения немного искривляются, а фрагменты материала, налипшие на поверхности в результате адгезионного переноса, значительно увеличиваются (рис. 9, *г*). Наплывов пластически оттесненного материала не наблюдается. Прокатка (образец 5) привела к полному отсутствию краевых наплывов (рис. 9, *д*). Оксиды и следы обратного адгезионного переноса материала более равномерно распределены по поверхности;

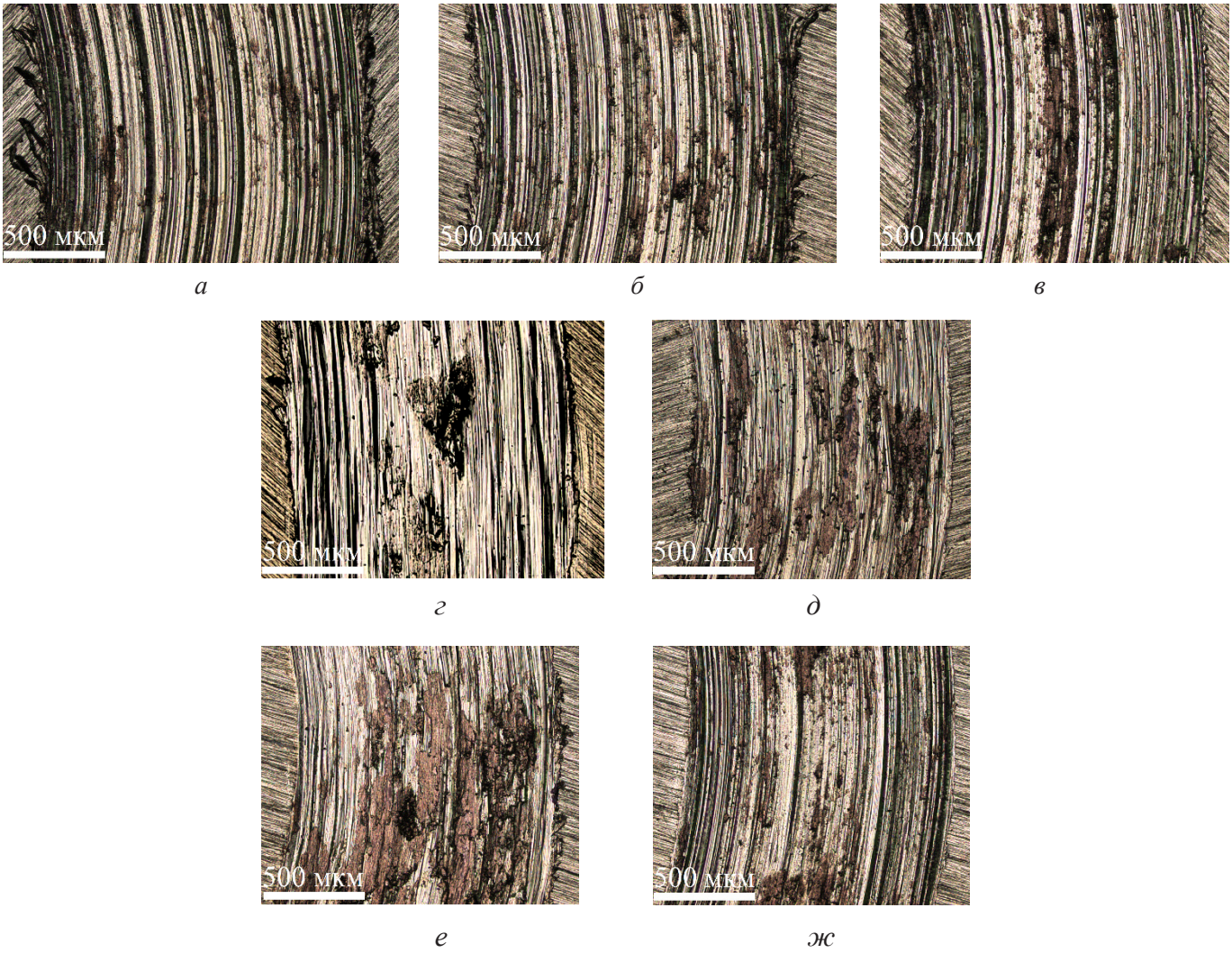


Рис. 9. Оптические изображения поверхностей дорожек износа образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*) и 7 (*ж*)

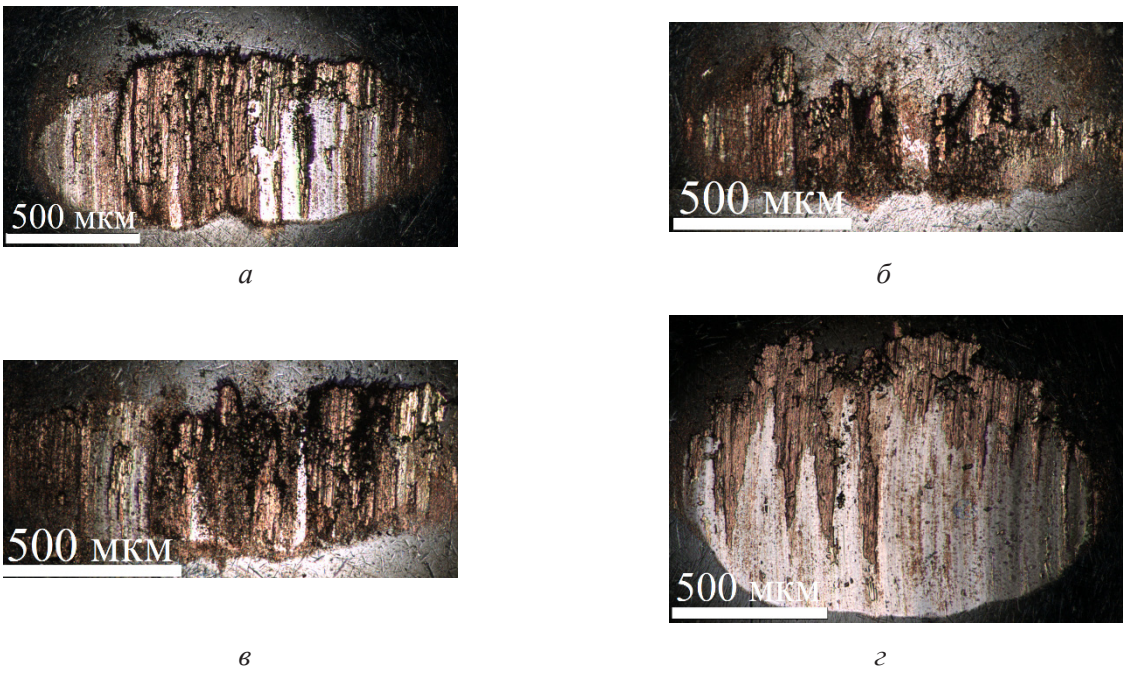
Fig. 9. Optical micrographs of the wear track surfaces of *Cu-9Al-2Mn* bronze samples. Samples: 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*), and 7 (*ж*)

бороздки все также искривлены, но уже в меньшей степени.

Низкотемпературный отжиг при 400 °С после прокатки (образец 6) привел к усилению процессов адгезионного переноса и окисления (рис. 9, *е*). На поверхности дорожки их слой наибольший и он может выступать в качестве эффективной защиты от износа. Боковые наплывы наблюдаются только на внешнем радиусе дорожки износа. Увеличение температуры отжига до 500 °С (образец 7) почти не повлияло на морфологию поверхности дорожки износа (рис. 9, *ж*) по сравнению с образцом 5.

На поверхности шариков после трения в паре с отожженной при 700 °С бронзой (образец 1) видны грубые продольные борозды и выраженные темные зоны (рис. 10, *а*). Пятно контакта имеет форму эллипса. Это свидетельствует об интенсивном адгезионном схватывании с бронзой, сопровождающемся налипанием и фрикционным окислением. Аналогичная морфология наблюдалась на шариках после трения в паре с образцом 3 (закалка 900 °С и старение 400 °С). После трения в паре с закаленной бронзой (образец 2) пятно контакта имеет более вытянутую форму, оксиды темные и покрывают пятно контакта более равномерно (рис. 10, *б*).

Характерный вид контртела после трения в паре с образцами после многоосевой ковки (образец 4) и прокатки (образец 5) указывает на то, что оксидный слой распределен очень однородно в виде плотной темной пленки налипшего материала (рис. 10, *в*), который является окислившейся механической смесью мягкой фазы



а *б*

в *г*

Рис. 10. Типичные оптические изображения поверхности стальных шариков после трения в паре с образцами бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы:
1, 3 (*а*), 2 (*б*), 4, 5 (*в*) и 6, 7 (*г*)

Fig. 10. Optical micrographs of the steel ball surfaces after sliding against *Cu-9Al-2Mn* bronze samples. Samples:
1, 3 (*а*), 2 (*б*), 4, 5 (*в*), and 6, 7 (*г*)

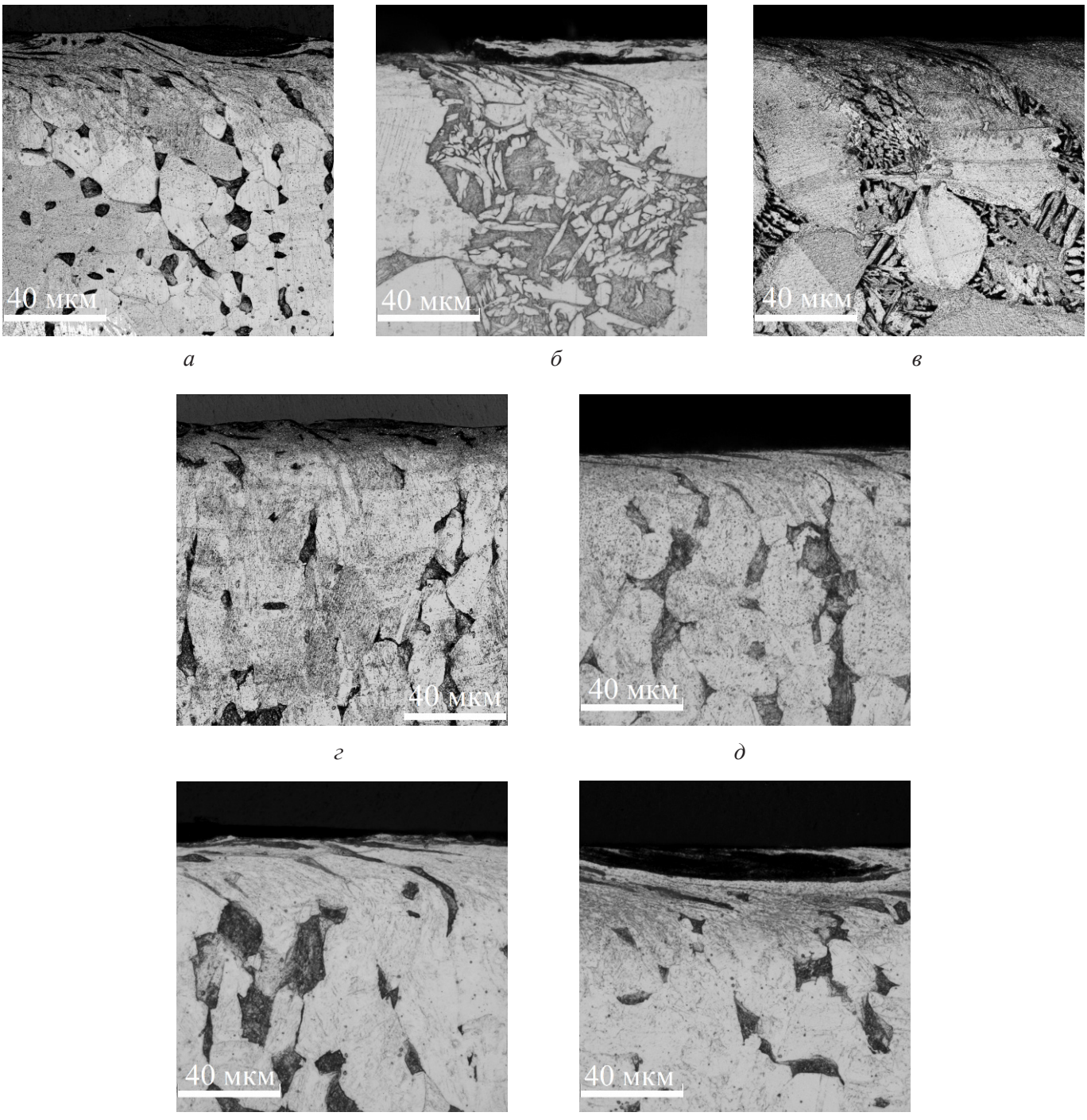
меди и частиц износа. При трении бронзы после отжига при 400 °С (образец 6) и 500 °С (образец 7) на поверхности шариков формируется широкое гладкое пятно контакта. Налипший материал сосредоточен на фронтальной части пятна контакта (рис. 10, *г*).

Исследование металлографических изображений продольных шлифов зоны фрикционного контакта позволило изучить характер пластической деформации, протекающей в подповерхностных слоях сплава Cu-9Al-2Mn после трения скольжения (рис. 11). Трение без смазки вызывает формирование выраженного градиента деформации, направление и глубина которого определяются структурно-фазовым состоянием образцов.

Под поверхностью трения отожженной при 700 °С бронзы (образец 1) крупные зерна α-фазы у самого края дорожки сильно вытянуты вдоль направления движения контртела (рис. 11, *а*). Темные включения раздроблены и механически перемешаны с матрицей, образуя на самой поверхности сильно деформированный слой. После закалки с температуры 900 °С (образец 2) деформация локализуется в тонком приповерхностном слое толщиной 15…20 мкм (рис. 11, *б*). Видны зарождающиеся микротрещины и параллельные поверхности, что подтверждает склонность мартенситной структуры к хрупкому разрушению. Старение после закалки (образец 3) приводит к повторению картины дефомирования образца 1. Зерна пластичной α-фазы вытягиваются вдоль направления трения, следом за ней в деформацию вовлекаются β′ и γ2 (рис. 11, *в*).

Для образцов 4 и 5, прошедших интенсивную пластическую деформацию методами многоосевой ковки (рис. 11, *г*) и прокатки (рис. 11, *д*), характерно практически полное подавление пластической деформации. На снимках фиксируется ровная, плоская линия фрикционного контакта без макроскопических задиров и вырывов. За счет сильного упрочнения глубина зоны сдвига локализована в тончайшем поверхностном слое (~5…10 мкм). Крупномасштабного искажения или разворота нижележащих зерен не происходит. Это указывает на высокую устойчивость сформированной ИПД структуры к сдвиговой деформации.

Низкотемпературный отжиг при 400 °С (образец 6) привел к более выраженному пластиче-



а *б* *в*

г *д*

е *ж*

Рис. 11. Оптические изображения микроструктуры бронзы Cu-9Al-2Mn под поверхностью дорожек износа. Образцы:

1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*) и 7 (*ж*)

Fig. 11. Optical micrographs of the subsurface microstructure of *Cu-9Al-2Mn* bronze beneath the wear track surface. Samples:

1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*), and 7 (*ж*)

скому сдвигу в приповерхностном слое бронзы (рис. 11, *е*). Вблизи поверхности формируется тонкий, но наиболее равномерный слой окислившейся механической смеси из мягкой бронзы и частиц износа.

После отжига при 500 °С (образец 7) происходит значительное снижение сопротивления сдвигу, что вызвано рекристаллизаций и снижением степени наклепа. Из-за появления свободных от дефектов нанозерен (200…500 нм)

и общего разупрочнения материала у края дорожки трения отчетливо виден характер квазивязкого течения материала (рис. 11, *д*). Кромка контакта становится неровной, поверхностный слой содержит участки окислившейся механической смеси из мягкой бронзы и частиц износа.

Заключение

В настоящей работе проведено комплексное исследование эволюции структурно-фазового состояния, механических и трибологических свойств алюминиевой бронзы Cu-9Al-2Mn при различных режимах термической обработки, интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующего низкотемпературного отжига. На основании полученных данных сформулированы следующие основные выводы.

Установлено, что интенсивная пластическая деформация посредством многоосевой ковки с последующей прокаткой при комнатной температуре формирует в бронзе Cu-9Al-2Mn ультрамелкозернистую структуру (100…300 нм), упрочненную деформационно-индуцированным мартенситом, двойникованием и высокой плотностью дислокаций. Низкотемпературный отжиг при 400 °С вызывает полигонизацию и выделение частиц γ_2-фазы, а отжиг при 500 °С – первичную рекристаллизацию с образованием равноосных зерен 300…700 нм.

По данным механических испытаний выявлено, что ИПД повышает предел текучести в ~2,5 раза (до 998 МПа) и микротвердость до 3,24 ГПа при снижении пластичности по сравнению с горячекатаным прутком после отжига. Отжиг при 400 °С дополнительно увеличивает предел текучести до 1095 МПа за счет механизма упрочнения границами измельченного зерна. Рекристаллизация при 500 °С снижает прочность, но восстанавливает пластичность до ~18 %.

Установлено, что образцы после ИПД лучше сопротивляются повреждениям при царапании, что подтверждается минимальной глубиной царапин и снижением тангенциальной силы на 40 % по сравнению с крупнозернистыми образцами. Механизм разрушения меняется с вязкого пропахивания на упругопластическое оттеснение с микрорезанием, поверхностные трещины и массивные наплывы исчезают.

По результатам трения скольжения без смазки выявлено, что коэффициент трения почти не зависит от структурно-фазового состояния образцов. ИПД многократно повышает износостойкость по сравнению с термообработанными крупнозернистыми образцами. После отжига при 500 °С износ возрастает, но остается ниже, чем у крупнозернистых состояний. По результатам металлографических исследований установлено, в результате трения у крупнозернистых образцов с высокой пластичностью наблюдается пластическое течение материала по направлению трения. После закалки с температуры 900 °С деформация локализуется в тонком приповерхностном слое толщиной 15…20 мкм с образованием микротрещин. За счет сильного упрочнения у образцов после ИПД глубина зоны сдвига локализована в поверхностном слое толщиной ~5…10 мкм.

На основе анализа данных вибродиагностики и АЭ установлено, что при трении крупнозернистых образцов вибрации трибосистемы наиболее интенсивные. Высокие значения энергии и медианной частоты АЭ обусловлены вязким характером разрушения адгезионных связей на микронеровностях. При переходе к более хрупкому разрушению и образованию подповерхностных микротрещин происходит снижение медианной частоты за счет перехода деформации и разрушения на более высокий масштабный уровень.

Полученные результаты открывают широкие перспективы использования алюминиевой бронзы Cu-9Al-2Mn в ультрамелкозернистом модифицированном состоянии для изготовления высоконагруженных узлов трения, подшипников скольжения, тяжелонагруженных червячных пар и деталей арматуры, работающих в жестких условиях сухого фрикционного взаимодействия и абразивного износа.

В качестве дальнейших направлений исследований предполагается изучение термической стабильности УМЗ-структуры при длительных нагревах, проведение трибологических испытаний в агрессивных средах и при абразивном изнашивании, а также оценка циклической усталостной прочности.

Список литературы

1. 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.

2. 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.

3. *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.

4. *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.

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. Zobac, 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–Cu_3Al 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. Effect of ECAP process and subsequent annealing on microstructure and properties of Cu–0.25Se–0.25Te alloy / R. Huang, D. Zhu, X. Liao, Q. Yan // Journal of Electronic Materials. – 2020. – Vol. 49. – P. 2617–2624. – DOI: 10.1007/s11664-020-07975-5.

9. Hase A., Mishina H., Wada M. Correlation between features of acoustic emission signals and mechanical wear mechanisms // Wear. – 2012. – Vol. 292–293. – P. 144–150. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.019.

10. Tribological behaviour diagnostic and fault detection of mechanical seals based on acoustic emission measurements / H. Towsyfyan, F. Gu, A.D. Ball, B. Liang // Friction. – 2019. – Vol. 7. – P. 572–586. – DOI: 10.1007/s40544-018-0244-4.

11. *Hase A., Mishina H.* Identification and evaluation of wear phenomena under electric current by using an acoustic emission technique // Tribology International. – 2018. – Vol. 127. – P. 372–378. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.06.027.

12. *Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Sizova O.V.* Analysis of acoustic emission during sliding friction of manganese steel // Technical Physics Letters. – 2010. – Vol. 36 (8). – P. 762–765. – DOI: 10.1134/S1063785010080250.

13. Using acoustic emission for the analysis of wear processes during sliding friction / V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, A.V. Kolubaev, V.L. Popov // Technical Physics Letters. – 2013. – Vol. 39 (2). – P. 223–225. – DOI: 10.1134/S1063785013020235.

14. Microstructural, mechanical and acoustic emission-assisted wear characterization of equal channel angular pressed (ECAP) low stacking fault energy brass / A.V. Filippov, S.Yu. Tarasov, S.V. Fortuna, O.A. Podgornykh, N.N. Shamarin, V.E. Rubtsov // Tribology International. – 2018. – Vol. 123. – P. 273–285. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.03.023.

15. Wear, vibration and acoustic emission characterization of sliding friction processes of coarse-grained and ultrafine-grained copper / A.V. Filippov, S.Yu. Tarasov, O.A. Podgornykh, S.V. Fortuna, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov // Wear. – 2019. – Vol. 424–425. – P. 78–88. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.02.014.

16. *Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y.* Acoustic emission study of surface deterioration in sliding steel contacts // Applied Acoustics. – 2017. – Vol. 117. – P. 106–112. – DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.

17. Sintering mechanism of Cu–9Al alloy prepared from elemental powders / Z. Deng, H. Yin, C. Zhang, G. Zhang, T. Zhang, Z. Liu, H. Wang, X. Qu // Progress in Natural Science: Materials International. – 2019. – Vol. 29 (4). – P. 425–431. – DOI: 10.1016/j.pnsc.2019.04.007.

18. Phase equilibria and Heusler phase stability in the Cu-rich portion of the Cu–Al–Mn system / R. Kainuma, N. Satoh, X.J. Liu, I. Ohnuma, K. Ishida // Journal of Alloys and Compounds. – 1998. – Vol. 266 (1–2). – P. 191–200. – DOI: 10.1016/S0925-8388(97)00425-8.

19. 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.

20. Deformation twinning with different twin-boundary mobility in 2H martensite in Cu–Ni–Al shape memory alloy / Y. Ge, M. Vronka, P. Veřtát, M. Karlik, S.P. Hannula, O. Heczko // Acta Materialia. – 2022. – Vol. 226. – P. 117598. – DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117598.

21. Elastic constants of bcc austenite and 2H orthorhombic martensite in CuAlNi shape memory alloy

/ P. Sedlák, H. Seiner, M. Landa, V. Novák, P. Šittner, Ll. Mañosa // Acta Materialia. – 2005. – Vol. 53. – P. 3643–3661. – DOI: 10.1016/j.actamat.2005.04.013.

22. A microstructural study of Cu–10Al–7Ag shape memory alloy in as-cast and quenched conditions / L. Liverić, W. Sitek, P. Snopiński, W. Maziarz, T.H. Grgurić // Symmetry. – 2024. – Vol. 16. – P. 545. – DOI: 10.3390/sym16050545.

23. *Han Z., Zhao H.* Effect of β martensite transformation on dealuminification behavior of Cu–9Al–2Mn alloy in a marine environment // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 345. – P. 8–13. – DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00124-7.

24. *Olejnik P., Desta Y.D.* Friction-induced interactions: acoustic emissions, vibrations, and wear – a multiscale review // Nonlinear Dynamics. – 2025. – Vol. 113. – P. 24101–24140. – DOI: 10.1007/s11071-025-11397-5.

25. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, E.A. Kolubaev, T.A. Kalashnikova // Tribology International. – 2017. – Vol. 115. – P. 191–198. – DOI: 10.1016/j.triboint.2017. 05.039.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 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 (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2026 vol. 28 no. 3 pp. 229–249
ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online)
DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-229-249

NSTU NETI

Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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

Effect of severe plastic deformation and heat treatment on the structural, mechanical and tribological properties of Cu-9Al-2Mn bronze

Andrey Filippov [a, *], *Nikolay Shamarin* [b], *Sergei Tarasov* [c], *Natalya Semenchuk* [d]

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. 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: 29 June 2026
Revised: 11 July 2026
Accepted: 14 July 2026
Available online: 15 September 2026

Keywords:
Bronze
Microstructure
Phase composition
Mechanical properties
Severe plastic deformation
Scratching
Sliding friction

Funding
The work was carried out under the state assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2026-0001.

ABSTRACT

Introduction. Severe plastic deformation (*SPD*) is one of the most promising methods for modifying the structure of non-ferrous alloys, enabling them to be transformed into ultrafine-grained (*UFG*) and nanocrystalline states. At the same time, for the practical implementation of such materials in machine-building equipment components, the issues of their thermal stability and wear resistance under extreme loads during contact interaction in scratching and sliding friction remain critically important. ***The purpose of the work*** is a comprehensive study of the effect of various thermal and severe plastic deformation conditions on the structural, mechanical and tribological characteristics of *Cu-9Al-2Mn* bronze. The paper studies samples of *Cu-9Al-2Mn* bronze in different initial states: annealed at 700°C, quenched from 900°C and aged at 400°C. To form a *UFG* structure and enhance strength properties, the workpieces were subjected to deformation processing by multi-axial forging at room temperature followed by rolling. In order to study recrystallization processes and the thermal stability of the *UFG* alloy, annealing was performed at 400°C for 30 minutes and at 500°C for 10 minutes. **Materials and methods.** Metallography, transmission electron microscopy and X-ray diffraction analysis were used as the primary methods for characterizing the structure and phase composition. Mechanical properties were evaluated based on Vickers microhardness measurements and static tensile tests. Resistance to localized surface damage was determined by scratch testing under a linearly increasing load from 0.5 to 30 N. Wear resistance and coefficient of friction were investigated under dry sliding friction using a pin-on-disc scheme (counterbody — steel 52100) under a load of 20 N and at a constant speed of 0.1 m/s. Monitoring of the tribosystem dynamics was carried out using vibrometry and recording acoustic emission (*AE*) signals. The surface topography of wear tracks and balls was studied by confocal laser scanning microscopy. The change in structure beneath the friction surface was also investigated using metallography. **Results and discussion.** The effect of heat treatment, severe plastic deformation (*SPD*), and subsequent annealing on the structure, mechanical, and tribological properties of *Cu-9Al-2Mn* bronze is studied. It is shown that *SPD* (multi-axial forging and rolling) produces an ultrafine-grained (100–300 nm) structure with high dislocation density and deformation martensite, resulting in a yield strength of 998 MPa and a microhardness of 3.24 GPa. Low-temperature annealing at 400°C further increases the yield strength to 1,095 MPa owing to polygonization and precipitation hardening. Annealing at 500°C induces recrystallization, partially restoring ductility. Tribological tests under dry sliding friction revealed that *SPD* significantly enhances wear resistance while maintaining an unchanged coefficient of friction. Scratch depth in scratch testing is reduced by ~40%, and the damage mechanism changes from ductile ploughing to microcutting. Acoustic emission and vibration correlate with the change in wear mechanisms.

For citation: Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu., Semenchuk N.A. Effect of severe plastic deformation and heat treatment on the structural, mechanical and tribological properties of Cu-9Al-2Mn bronze. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 229–249. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-229-249. (In Russian).

References

1. Shangina D.V., Gubicza J., Dodony E., Bochvar 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.

2. 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.

*** Corresponding author**
Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Head of Laboratory
Institute of Strength Physics and Materials Science
of the Siberian Branch of the RAS,
2/4, pr. Akademicheskii,
634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 999 178-13-40, **e-mail:** avf@ispms.ru

3. 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.

4. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med' i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. domestic and foreign brands]. Reference book. 2nd ed. rev. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2016. 360 p. ISBN 978-5-9907638-3-8.

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. Zobac O., Kroupa A., Zemanova A., Richter K.W. Experimental вescription 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-Cu_3Al 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. Huang R., Zhu D., Liao X., Yan Q. Effect of ECAP process and subsequent annealing on microstructure and properties of Cu–0.25Se–0.25Te alloy. *Journal of Electronic Materials*, 2020, vol. 49, pp. 2617–2624. DOI: 10.1007/s11664-020-07975-5.

9. Hase A., Mishina H., Wada M. Correlation between features of acoustic emission signals and mechanical wear mechanisms. *Wear*, 2012, vol. 292–293, pp. 144–150. DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.019.

10. Towsyfyan H., Gu F., Ball A.D., Liang B. Tribological behaviour diagnostic and fault detection of mechanical seals based on acoustic emission measurements. *Friction*, 2019, vol. 7, pp. 572–586. DOI: 10.1007/s40544-018-0244-4.

11. Hase A., Mishina H. Identification and evaluation of wear phenomena under electric current by using an acoustic emission technique. *Tribology International*, 2018, vol. 127, pp. 372–378. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.06.027.

12. Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Sizova O.V. Analysis of acoustic emission during sliding friction of manganese steel. *Technical Physics Letters*, 2010, vol. 36 (8), pp. 762–765. DOI: 10.1134/S1063785010080250.

13. Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Popov V.L. Using acoustic emission for the analysis of wear processes during sliding friction. *Technical Physics Letters*, 2013, vol. 39 (2), pp. 223–225. DOI: 10.1134/S1063785013020235.

14. Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Fortuna S.V., Podgornykh O.A., Shamarin N.N., Rubtsov V.E. Microstructural, mechanical and acoustic emission-assisted wear characterization of equal channel angular pressed (ECAP) low stacking fault energy brass. *Tribology International*, 2018, vol. 123, pp. 273–285. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.03.023.

15. Filippov A.V., Tarasov S.Y., Podgornykh O.A., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Vorontsov A.V. Wear, vibration and acoustic emission characterization of sliding friction processes of coarse-grained and ultrafine-grained copper. *Wear*, 2019, vol. 424–425, pp. 78–88. DOI: 10.1016/j.wear.2019.02.014.

16. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y. Acoustic emission study of surface deterioration in sliding steel contacts. *Applied Acoustics*, 2017, vol. 117, pp. 106–112. DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.

17. Deng Z., Yin H., Zhang C., Zhang G., Zhang T., Liu Z., Wang H., Qu X. Sintering mechanism of Cu–9Al alloy prepared from elemental powders. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, vol. 29 (4), pp. 425–431. DOI: 10.1016/j.pnsc.2019.04.007.

18. Kainuma R., Satoh N., Liu X.J., Ohnuma I., Ishida K. Phase equilibria and Heusler phase stability in the Cu-rich portion of the Cu–Al–Mn system. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, vol. 266 (1-2), pp. 191–200. DOI: 10.1016/S0925-8388(97)00425-8.

19. Zykova 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.

20. Ge Y., Vronka M., Veřtát P., Karlik M., Hannula S.P., Heczko O. Deformation twinning with different twin-boundary mobility in 2H martensite in Cu–Ni–Al shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2022, vol. 226, p. 117598. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117598.

21. Sedlák P., Seiner H., Landa M., Novák V., Šittner P., Mañosa L. Elastic constants of bcc austenite and 2H orthorhombic martensite in CuAlNi shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, pp. 3643–3661. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.04.013.

22. Liverić L., Sitek W., Snopiński P., Maziarz W., Grgurić T.H. A microstructural study of Cu–10Al–7Ag shape memory alloy in as-cast and quenched conditions. *Symmetry*, 2024, vol. 16, p. 545. DOI: 10.3390/sym16050545.

23. Han Z., Zhao H. Effect of β martensite transformation on dealuminification behavior of Cu–9Al–2Mn alloy in a marine environment. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 345, pp. 8–13. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00124-7.

24. Olejnik P., Desta Y.D. Friction-induced interactions: acoustic emissions, vibrations, and wear – a multi-scale review. *Nonlinear Dynamics*, 2025, vol. 113, pp. 24101–24140. DOI: 10.1007/s11071-025-11397-5.

25. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Kolubaev E.A., Kalashnikova T.A. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 191–198. DOI: 10.1016/j.triboint.2017.05.039.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 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).