

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Si–Cu ПРИ ИХ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ

© 2019 г. **О.О. Щербакова, Т.И. Муравьева, Д.Л. Загорский, И.В. Шкалей**

Институт проблем механики (ИПМех) им. А.Ю. Ишлинского РАН, г. Москва

Российский государственный университет нефти и газа (НИУ) им И.М. Губкина, г. Москва

Статья поступила в редакцию 13.05.19 г., доработана 24.06.19 г., подписана в печать 01.07.19 г.

В работе изучены экспериментальные антифрикционные алюминиевые сплавы на основе системы Al–5%Si–4%Cu с добавлением легкоплавких компонентов Bi, Pb, In и Cd. Подобран оптимальный режим термообработки, включающий закалку при температуре 500 °С с дальнейшим старением при 175 °С. Проведены трибологические испытания по схеме колодка–ролик (исследуемый материал – Сталь 45) при давлениях 0,5, 1,0 и 2,0 МПа, моделирующие работу подшипникового узла. Показано, что все экспериментальные сплавы обладают близкими трибологическими свойствами, однако их механические характеристики, в частности показатели твердости, различаются. Наибольшее ее значение имеет сплав, содержащий кадмий. Электронно-микроскопическим методом исследованы поверхности колодки и ролика из этого материала до и после трибологических испытаний: изучена топография и определен элементный состав. Выявлен процесс активного массопереноса в контактной зоне при трении. При этом на ролике обнаружено формирование пленки вторичных структур и определены ее параметры: неравномерный характер расположения на поверхности и развитый рельеф, максимальная толщина которого достигает 200 мкм. Показано, что при использованных режимах трения такая пленка способствует образованию задира. Установлено, что задр для всех экспериментальных сплавов наступает после испытаний при давлении выше 1 МПа. Проведенное наноиндентирование колодки (с нагрузками от 10 до 100 мН) показало увеличение твердости в приповерхностном слое толщиной около 30 мкм. Это может быть связано с упрочнением материала в результате возникновения пластических деформаций в зоне трения.

Ключевые слова: антифрикционные алюминиевые сплавы, термообработка, трибологические испытания, микроскопия, пленка вторичных структур.

Щербакова О.О. – канд. техн. наук, науч. сотрудник лаборатории трибологии ИПМех РАН (119526, г. Москва, Вернадского пр-т, 101, корп. 1). E-mail: shcherbakovaoo@mail.ru.

Муравьева Т.И. – науч. сотрудник лаборатории трибологии ИПМех РАН. E-mail: muravyeva@list.ru.

Загорский Д.Л. – канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник лаборатории трибологии ИПМех РАН, доцент кафедры физики РГУ нефти и газа (НИУ) (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 65, корп. 1). E-mail: dzagorskiy@gmail.com.

Шкалей И.В. – инженер лаборатории трибологии ИПМех РАН. E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Для цитирования: Щербакова О.О., Муравьева Т.И., Загорский Д.Л., Шкалей И.В. Изучение структурных изменений поверхностных слоев алюминиевых сплавов на основе системы Al–Si–Cu при их деформации в процессе трения. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2019. No. 6. С. 60–69. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-6-60-69.

Shcherbakova O.O., Muravyeva T.I., Zagorskiy D.L., Shkalei I.V.

Study of structural changes in the surface layers of Al–Si–Cu aluminum alloys during their deformation in the friction process

Experimental antifricition aluminum alloys based on the Al–5%Si–4%Cu system with the addition of Bi, Pb, In, and Cd low-melting components were studied. An optimal heat treatment mode was selected: hardening at 500 °C with further aging at 175 °C. Tribological tests were carried out according to the «shoe–roller» scheme (investigated material – Steel 45) (at pressures of 0.5, 1 and 2 MPa) simulating the bearing assembly operation. It was shown that all the experimental alloys have similar tribological properties. However, their mechanical properties (in particular, hardness) differ. A cadmium containing alloy had the highest hardness. Electron microscopic studies of the shoe and roller surfaces were carried out for samples made of this alloy before and after tribological tests including the study of topography and elemental composition. The process of active mass transfer in the contact zone during friction was revealed. At the same time, the roller demonstrated a film formed of secondary structures on the roller and its parameters were determined

(uneven pattern of location on the surface, considerable relief with the maximum thickness up to 200 μm). It was shown that such a film leads to score formation with the friction modes used. It was determined that for all experimental alloys scoring occurs after testing at pressures above 1 MPa. Shoe nanoindentation (with 10–100 mN loads) showed increased hardness in the surface layer with a thickness of about 30 μm . This may be connected with the material hardening as a result of plastic strains occurred in the friction zone.

Keywords: antifriction aluminum alloys, heat treatment, tribological tests, microscopy, secondary structures film.

Shcherbakova O.O. – Cand. Sci. (Tech.), Researcher, Tribology laboratory, Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of the Russian Academy of Sciences (IPMech RAS) (119526, Russia, Moscow, Vernadskogo pr., 101, buil. 1).
E-mail: shcherbakovaoo@mail.ru.

Muravyeva T.I. – Researcher, Tribology laboratory, IPMech RAS. E-mail: muravyeva@list.ru.

Zagorskiy D.L. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading researcher, Tribology laboratory, IPMech RAS; Assistant prof., Department of physics, Gubkin University (119991, Russia, Moscow, Leninkii pr., 65, buil. 1).
E-mail: dzagorskiy@gmail.com.

Shkalei I.V. – Engineer, Tribology laboratory, IPMech RAS. E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Citation: *Shcherbakova O.O., Muravyeva T.I., Zagorskiy D.L., Shkalei I.V.* Study of structural changes in the surface layers of Al–Si–Cu aluminum alloys during their deformation in the friction process. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2019. No. 6. P. 60–69 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-6-60-69.

Введение

Особенностью антифрикционных материалов является наличие в их составе легкоплавкой мягкой фазы, которая в процессе трения выделяется на поверхность и при определенных условиях образует защитную пленку вторичных структур (ВС), таким образом выполняя функцию твердой смазки, препятствующей разрушению основного материала [1–3]. В настоящее время в качестве антифрикционных материалов в узлах трения (например, в монометаллических подшипниках скольжения) наряду с бронзами [4–6] все чаще используют алюминиевые сплавы [7–11]. Недостатком бронз является высокая стоимость, связанная с большим содержанием меди в их составе. Наиболее популярные алюминиевые сплавы также содержат дорогостоящие материалы, такие как олово (до 20 мас.%¹) [12, 13]. Поэтому весьма актуальной является задача создания антифрикционных материалов с высокими эксплуатационными характеристиками при экономном легировании. Оптимизация состава алюминиевых сплавов сводится, в частности, к снижению количества олова или поиску его замены другими металлами.

Одним из перспективных материалов является алюминиевый сплав, содержащий в своем составе кремний и медь [14, 15]. В работах [16, 17] показано, что технологические, физико-механические, трибологические свойства сплавов на основе ком-

позиции Al–5%Si–4%Cu можно сильно изменять путем добавления небольших количеств других легкоплавких металлов.

В настоящей работе исследуется возможность направленного варьирования свойств сплавов данной системы за счет добавления в нее висмута, свинца, индия и кадмия в количествах до 1 %. Небольшое содержание применяемых легирующих элементов обуславливается их малой растворимостью в алюминиевой матрице [18]. С другой стороны, предложенное экономное легирование приводит к удешевлению конечного продукта.

Таким образом, целью работы являлось изучение изменений поверхностных и приповерхностных слоев материала при трении, что даст возможность оценить влияние структуры и легирующих элементов на эксплуатационные свойства алюминиевых сплавов.

Объекты и методика исследований

Объектами исследования были алюминиевые сплавы на основе системы Al–5%Si–4%Cu–X, где X — легкоплавкие элементы (Pb, Bi, Cd, In), целесообразность выбора которых показана в работе [18]. Химический состав (фактический, отличающийся от номинального в связи с особенностями литья) изучаемых сплавов представлен в табл. 1.

Экспериментальные сплавы были получены методом литья в графитовую изложницу с сечением слитка 15×60 мм. Для металлографических исследований исходной поверхности и контроля

¹ Здесь и далее по тексту содержания компонентов приведены в мас.%, если не указано иное.

Таблица 1

Химический (фактический) состав исследуемых сплавов

Сплав	Содержание компонента, мас. %						
	Si	Cu	Bi	Cd	In	Pb	Fe (примесь)
Al–5%Si–4%Cu–1%Bi	4,5	4,1	0,8	–	–	–	0,2
Al–5%Si–4%Cu–1%Cd	4,7	4,5	–	0,5	–	–	0,2
Al–5%Si–4%Cu–1%In	4,4	4,0	–	–	0,7	–	0,2
Al–5%Si–4%Cu–1%Pb	4,2	3,9	–	–	–	0,6	0,2

твердости были изготовлены образцы в виде пластин размером 20×40×10 мм, которые вырезались из центральной части литых и термообработанных отливок из всех экспериментальных сплавов.

Для триботехнических испытаний были подготовлены колодки размером 15×10×6 мм, которые в процессе опытов взаимодействовали с рабочей поверхностью контробразца ролика из стали марки Ст 45. Для исследования изменений в приповерхностном слое после трибологических испытаний изготавливались шлифы торцевых срезов колодок. Резка образцов проводилась на программируемом отрезном станке Accutom-5 («Struers», Дания). Для шлифовки и полировки использовались комплексы TegraPol-25 и TegraForce-5 («Struers»).

Термообработку (ТО) проводили в муфельной электрической печи SNOL 8,2/1100. Образцы сплавов подвергались трем режимам ТО. Первые два режима заключались в закаливании [19, 20]: образцы нагревали при температурах 450 и 500 °С в течение 3 ч, а затем охлаждали в воде. При третьем режиме образцы, закаленные при 500 °С, подвергались старению [18, 21] (нагрев до температур 100–250 °С с шагом 25 °С и выдержкой 3 ч с последующим охлаждением на воздухе).

Измерения твердости поверхности образцов проводили методом Бринелля для всех режимов термообработки и каждой ступени старения материалов. Твердость определяли по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 9012-59 на универсальном твердомере Nemesis 9000 при следующих параметрах: диаметр шарика 2,5 мм, нагрузка на индентор около 600 Н.

Трибологические испытания образцов осуществляли на трибометре Т-05 по схеме колодка—ролик. Испытания проводили без смазки при постоянной скорости скольжения 1 м/с со ступенчато возрастающим давлением ($P = 0,5, 1,0$ и $2,0$ МПа).

Образцы исследовали до и после трибологических испытаний. Для изучения морфологии и

элементного состава их поверхности использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) «Quanta-650» с аналитическим оборудованием EDAX. Образцы не подвергали специальной обработке, эксперименты проводили в высоком вакууме. Изображения получали с использованием детекторов вторичных и обратноотраженных электронов. Ускоряющее напряжение составляло 25 кВ, увеличение — от $300\times$ до $1000\times$.

Для изучения исходной поверхности на микро- и наноуровнях применяли сканирующую зондовую микроскопию (СЗМ). При этом использовали микроскоп SmartSPMTM (производитель «AIST-NT», г. Зеленоград, Россия) (режим тэйпинга, кантилеверы AIST-NT, fpN10, жесткость балки 10–20 Н/м, резонансная частота 200–300 кГц, поле сканирования 100×100 мкм).

Наноиндентирование проводили на приборе Nanoscan 4D с использованием индентора Берковича (трехгранной пирамиды). Торцевой срез колодки изучали при максимальной нагрузке 20 мН. Исследовали области среза вблизи зоны трения (<500 мкм до ее границы). Серия тестов-уколов осуществлялась с постоянным смещением в 15 мкм между соседними уколами.

Для определения физико-механических свойств поверхности ролика были проведены эксперименты с увеличением нагрузки (10, 50 и 100 мН). Полученные данные автоматически обрабатывались по методу Оливера—Фарра для расчета значений твердости.

Результаты исследований и их обсуждение

Твердость образцов

Вышеописанные режимы термообработки были применены для всех исследуемых сплавов, после этого была измерена их твердость. Полученные результаты представлены на рис. 1. Из его данных

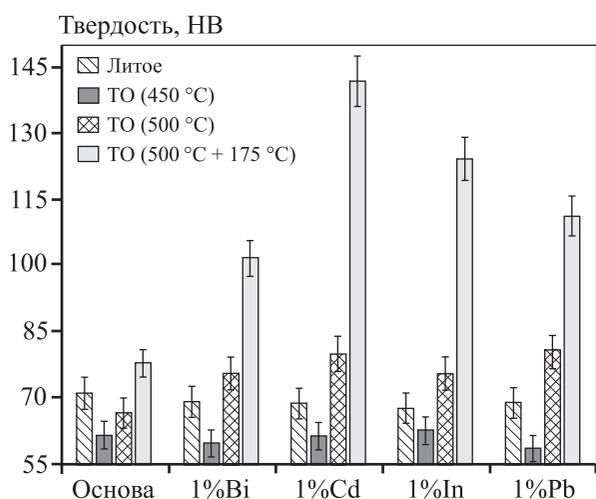


Рис. 1. Влияние добавок легкоплавких металлов на твердость исследуемых сплавов при различных режимах термообработки

видно, что по сравнению с литым состоянием у образцов после ТО при $t = 450\text{ °C}$ твердость уменьшается, а после закалывания при 500 °C ее значение возрастает. В работе [18] было оценено влияние старения и установлено, что наибольшее значение *HV* достигается при температуре 175 °C (см. рис. 1). Сравнение максимальных показателей твердости исследуемых алюминиевых сплавов показывает, что добавление даже небольшого количества легкоплавких металлов повышает значение твердости до $100\text{--}140\text{ HV}$, что на $40\text{--}75\%$ выше, чем у спла-

ва-основы $\text{Al}\text{--}5\%\text{Si}\text{--}4\%\text{Cu}$ (77 HV) при выбранном режиме термообработки. Анализируя полученные данные, можно сделать вывод о том, что предпочтительной термообработкой для изучаемых сплавов является закалка при $t = 500\text{ °C}$ с последующим старением при 175 °C .

Электронно-микроскопические исследования поверхности образцов системы $\text{Al}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Cu}\text{--}\text{X}$

Для изучения исходной поверхности экспериментальных алюминиевых сплавов как в литом, так и в термообработанном состоянии (закалка при $t = 500\text{ °C}$ с последующим старением при 175 °C) применялась комплексная методика микроскопических исследований [22]. Использование электронной сканирующей микроскопии (СЭМ) позволило изучить структуру опытных образцов и оценить влияние термообработки на ее изменение.

На рис. 2 приведены полученные СЭМ-изображения исходной поверхности образцов с добавками легкоплавких элементов в литом и термообработанном состоянии. Видно, что все сплавы близки по структуре и содержат в своем составе две фазы: соединение Al_2Cu и эвтектику $\text{Al}\text{--}\text{Si}$. Различаются они легкоплавкими фазовыми составляющими — Pb , Bi , Cd и In . Было установлено, что в процессе высокотемпературного отжига под закалку происходят существенные изменения структуры: сфероидизация легкоплавких и кремниевой фаз, а также растворение большей части

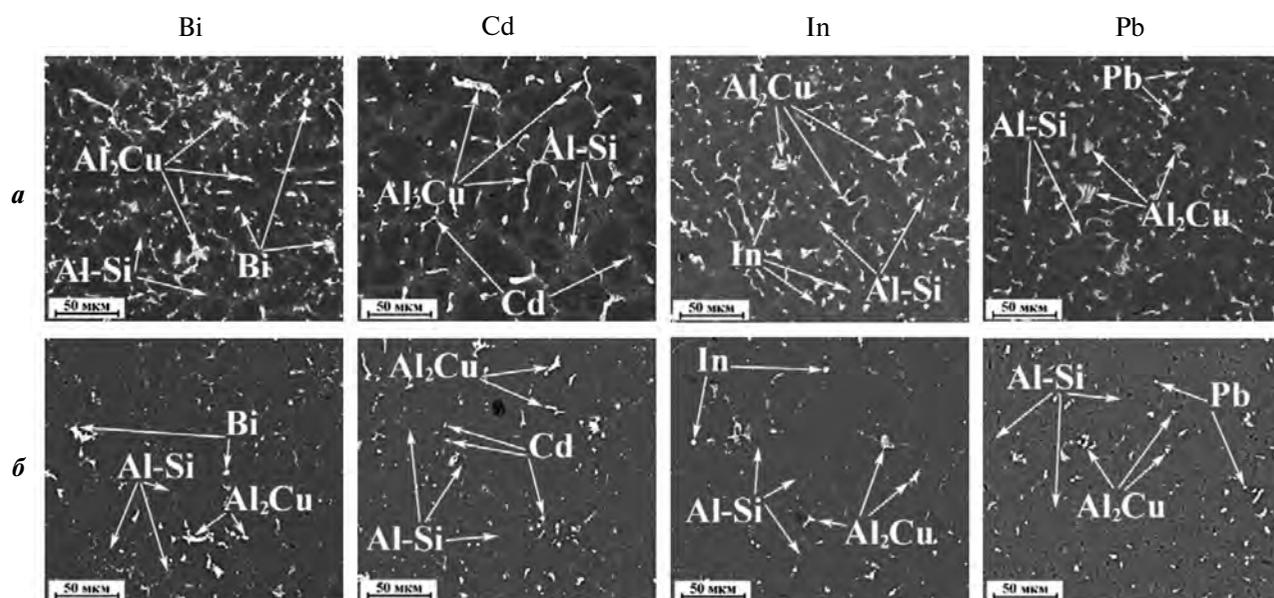


Рис. 2. СЭМ-изображения исходной поверхности новых модельных алюминиевых сплавов с добавками (указаны сверху) в литом (*а*) и термообработанном (*б*) состоянии

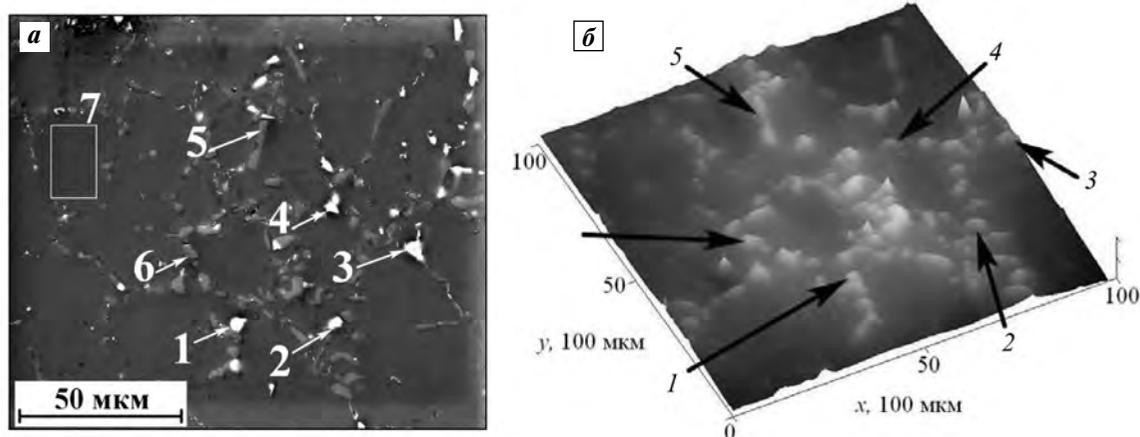


Рис. 3. Микроскопические изображения поверхности образца сплава с кадмием
а – СЭМ-изображение, *б* – СЗМ-изображение (стрелками показаны области рентгеноспектрального анализа)

меди. Это связано с тем, что концентрация Cu (4 %) в сплавах близка к предельной растворимости этого металла в алюминиевом твердом растворе при данном режиме ТО. Приведенные СЭМ-изображения свидетельствуют также о достаточной макроскопической однородности, равномерном распределении фаз в сплавах и отсутствии дефектов литья.

Так как при исследовании физико-механических свойств образцов было установлено, что сплав с кадмием имеет наибольшее значение твердости (см. выше), было дополнительно проведено детальное изучение его поверхности совместно методами СЭМ и СЗМ. Исследовался один и тот же участок поверхности (рис. 3). Данный прием и ранее показывал свою эффективность для более точной идентификации фаз сплава и визуализации пространственной геометрии поверхности. Так, СЭМ с микроанализом позволяют опреде-

лить химический состав, в то время как СЗМ дает возможность точнее выявить рельеф поверхности. Для выделенных на рис. 3 областей было проведено рентгеноспектральное исследование элементного состава. Результаты приведены в табл. 2.

Совместный анализ полученных данных (рис. 3 и табл. 2) позволяет определить пространственную геометрию и точный элементный состав различных участков поверхности, в частности выделить на ней фазы разного состава — кремниевую, мягкую и Al_2Cu .

Исследование образцов после трибологических испытаний

Для сплавов, подвергнутых оптимальному режиму термообработки (закалка при $t = 500\text{ }^\circ\text{C}$ с последующим старением при $175\text{ }^\circ\text{C}$) были проведены трибологические испытания. В результате анализа экспериментальных данных установлено критическое давление для каждого сплава, после которого возникает задир. По параметру критического давления образцы с добавками легкоплавких элементов выдерживают большее контактное давление — 1 МПа, в то время как сплав на основе базовой композиции — всего лишь 0,5 МПа. Следовательно, даже небольшое количество легкоплавких элементов в алюминиевом сплаве улучшает его трибологические характеристики.

Электронно-микроскопические исследования этих сплавов позволили определить, что они близки по характеру топографии поверхности. В качестве примера приведем результаты анализа одного из образцов — сплава с кадмием, показавшего наилучшие физико-механические свойства и детально описанного в предыдущем разделе.

Таблица 2
Установленный химический состав поверхности сплава с кадмием

№ иссл. участка (см. рис. 3)	Содержание, мас. %			
	Al	Si	Cd	Cu
1	24,6	1,2	72,4	1,8
2	23,5	9,4	65,9	1,2
3	54,3	0,8	0,2	44,7
4	55,9	0,4	7,4	36,3
5	64,3	32,4	0,4	2,9
6	59,3	37,6	0,6	2,5
7	95,5	0,3	0,4	3,8
Вся область	90,1	5,1	0,8	4,0

Исследования включали электронно-микроскопический анализ и наноиндентирование контактной пары (как на поверхности, так и на срезе). Рассматривали три контактные пары из данного сплава, испытанные при различных давлениях:

первая — при $P = 0,5$ МПа, вторая — 1,0 МПа, третья — 2,0 МПа. Для анализа процессов, происходящих в зоне контакта при трении, изучались контактные поверхности колодок и роликов. На рис. 4 приведены соответствующие СЭМ-изображения

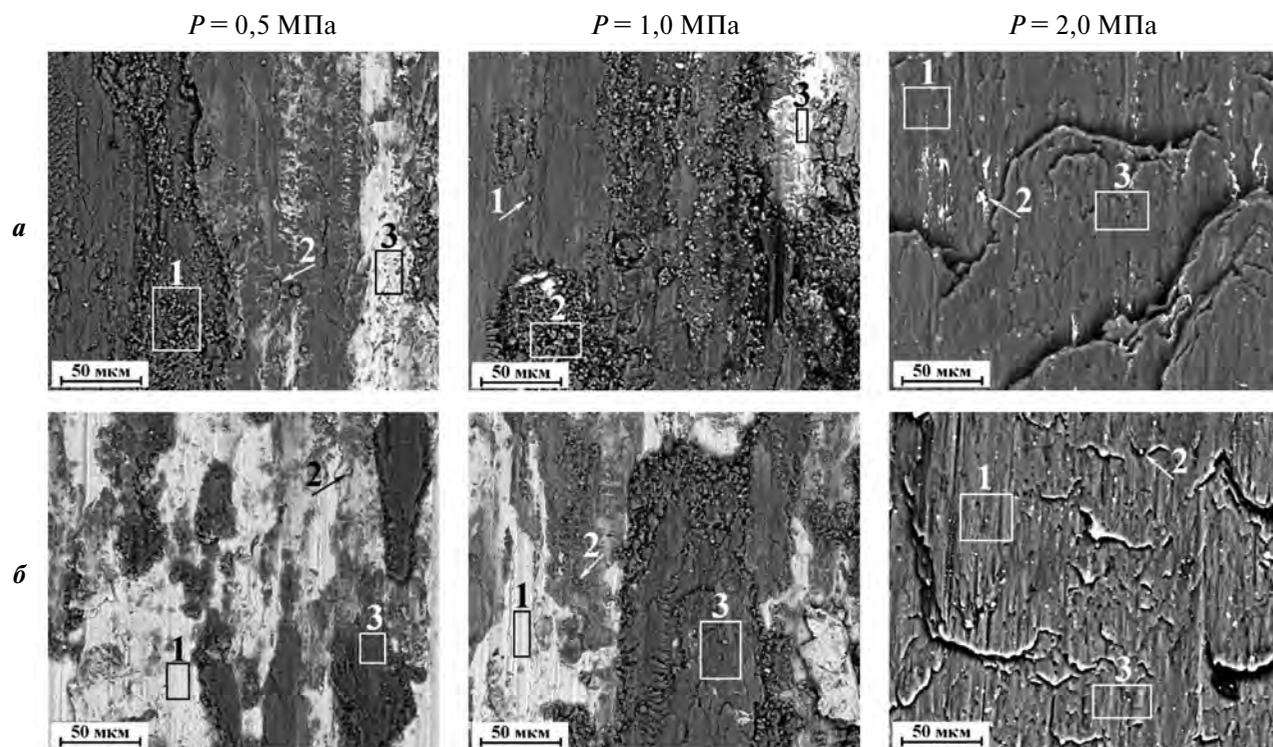


Рис. 4. СЭМ-изображения областей поверхности контактных пар, испытанных при различных давлениях
 а — колодка; б — ролик

Таблица 3

Химический состав колодок и роликов после испытаний при различных давлениях

№ участка (см. рис. 4)	P, МПа	Содержание, мас.%						№ участка (см. рис. 4)	P, МПа	Содержание, мас.%					
		O	Al	Si	Cd	Fe	Cu			O	Al	Si	Cd	Fe	Cu
Колодки							Ролики								
1	0,5	13,8	60,6	2,9	0,6	19,0	3,1	1	0,5	3,9	6,8	0,5	0,1	88,3	0,4
2		24,3	43,4	3,1	0,3	27,1	1,8	2		26,7	47,7	3,4	0,4	20,1	1,7
3		4,3	9,2	0,6	0,4	84,8	0,7	3		18,0	40,4	2,3	0,2	37,6	1,5
Вся область		16,9	45,6	2,3	0,2	32,7	2,3	Вся область		10,3	26,0	1,3	0,2	61,2	1,0
1	1,0	27,2	40,8	3,3	0,3	27,0	1,4	1	1,0	1,5	0,9	0,3	0,2	97,0	0,1
2		19,1	44,9	2,1	0,2	31,2	2,5	2		25,5	41,9	3,3	0,3	27,7	1,3
3		4,0	7,7	0,6	0,2	86,8	0,7	3		16,5	42,5	2,7	0,3	36,0	2,0
Вся область		14,7	43,8	2,3	0,3	36,8	2,1	Вся область		10,2	26,8	1,4	0,1	60,3	1,2
1	2,0	—	93,9	1,1	0,6	0,3	4,1	1	2,0	0,8	86,9	7,8	1,3	0,2	3,0
2		1,2	13,8	0,2	83,4	0,3	1,1	2		19,1	55,2	5,8	0,5	17,6	1,8
3		0,1	91,2	4,2	0,9	0,2	3,4	3		0,1	91,1	3,8	1,3	0,3	3,4
Вся область		0,2	89,3	4,6	1,6	0,4	3,9	Вся область		0,4	88,9	5,8	1,1	0,3	3,5

областей поверхностей контактных пар, на которых выделены участки последующего химического анализа. Его результаты приведены в табл. 3.

Из представленных данных видно, что после испытаний при $P = 0,5$ и $1,0$ МПа топография поверхности колодок и роликов схожа. Рентгено-спектральный анализ установил наличие большого количества кислорода на всех поверхностях, что, очевидно, является следствием окислительных процессов, происходящих на них при повышенных давлениях и температурах. Также в этих условиях на обеих поверхностях выявлены округлые оксидные частицы. Кроме того, обнаружен процесс активного массопереноса в ходе трения (см. рис. 4): на поверхностях колодок четко видна светлая железосодержащая фаза, а на поверхностях ролика — темная фаза, состоящая в основном из материала колодки.

Важно отметить наличие на колодках большого количества железа, перенесенного со стального ролика, что может быть связано с тем, что в исследуемом сплаве содержание мягкой фазы (Cd), способствующей самосмазыванию, составляет менее 1 %. Вследствие недостаточности смазывающего компонента твердые кремниевая и медная фазы играют роль абразива, провоцируя массоперенос железа с ролика на поверхность колодки. На поверхности самого ролика формируется пленка вторичных структур (ВС). Причем на ролике, испытанном при давлении $1,0$ МПа, участков с такой пленкой стало значительно больше, что обуславливает дальнейший рост рельефа. Все это является следствием усиления адсорбционных процессов, происходящих при повышении давления и температуры. Неравномерно нанесенная пленка ВС создает на поверхности ролика развитый рельеф, который

негативно влияет на трибологические свойства: повышается коэффициент трения, ухудшается износостойкость, способствующие задиру.

Поверхности контактной пары после испытаний при давлении $2,0$ МПа сильно отличаются от предыдущих. Визуальный осмотр ролика показал, что на его поверхности имеются макронаросты. На рис. 4, б (поверхность после испытаний при давлении $2,0$ МПа) представлена область на налипе, которая, согласно данным рентгеноспектрального анализа, состоит из материала колодки. Процесс развития макрорельефа на поверхности при данном режиме испытаний привел к образованию задира (налипа). Исследование поверхности в обратноотраженных электронах позволило сделать вывод, что его толщина на ролике составляет более 1 мкм. Для точной ее оценки был проведен профилометрический анализ поверхности на границе налипа. Установлено, что максимальная высота профиля доходит до 200 мкм.

Для более подробного изучения процессов, происходящих в приповерхностных слоях в зоне контакта при трении, были изучены торцевые срезы образцов колодок из контактных пар, испытанных при различных давлениях. На рис. 5 представлены их СЭМ-изображения. Рентгеноспектральный анализ проводился в выделенных участках, а его результаты приведены в табл. 5.

При изучении поверхностных слоев колодок, испытанных при давлениях $0,5$ и $1,0$ МПа (рис. 5, а и б) было установлено обеднение их алюминием, но при этом обнаружены в большом количестве железо, кислород и углерод. Исследование срезов данных колодок позволило выявить изменения структуры и химического состава приповерхностных слоев и оценить их толщины, составившие

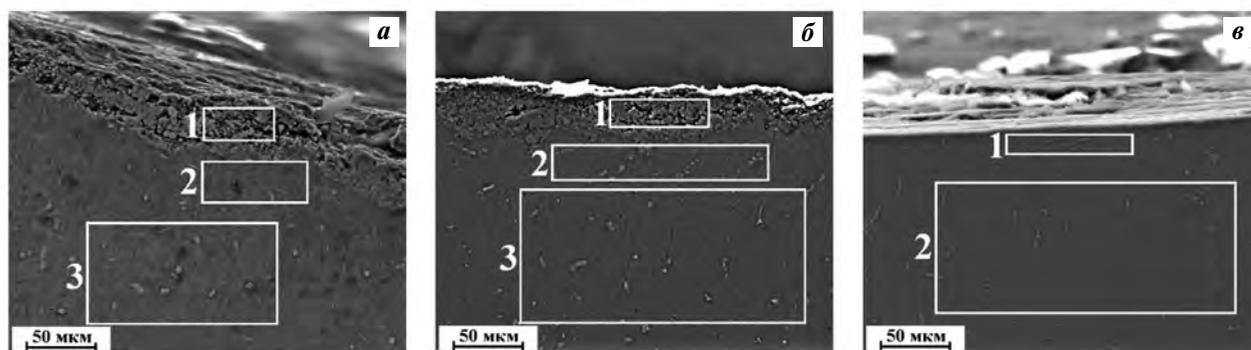


Рис. 5. СЭМ-изображения торцевых срезов колодок из контактных пар, испытанных при давлениях $0,5$ МПа (а), $1,0$ МПа (б) и 2 МПа (в)

Выделены участки последующего элементного анализа (см. табл. 5)

Таблица 5
Химический состав выделенных участков на поверхности среза образцов, испытанных при различных давлениях

№ участка (см. рис. 5)	P, МПа	Содержание, мас. %						
		C	O	Al	Si	Cd	Fe	Cu
1	0,5	12,0	12,1	38,9	2,3	0,2	31,9	2,6
2		—	0,3	88,8	6,5	0,4	—	4,0
3		—	0,2	87,2	7,5	1,2	—	3,9
1	1,0	7,9	9,9	32,7	2,4	0,2	44,4	2,5
2		0,4	0,2	91,0	2,3	0,4	1,1	4,6
3		0,4	0,1	88,5	5,8	0,9	0,4	3,9
1	2,0	—	1,0	91,4	3,4	0,3	0,1	3,8
2		—	0,3	90,8	3,9	0,4	0,2	4,4

примерно 30—40 мкм. На срезе колодки, испытанной при $P = 2,0$ МПа (см. рис. 5, *в*), изменений структуры и состава не обнаружено. Это связано с тем, что при данной нагрузке происходит существенное налипание материала колодки (Al) на ролик и, как следствие, — контакт «алюминий по алюминию».

Индентирование образцов после трибологических испытаний

Наноиндентирование было применено для исследования физико-механических свойств образцов на микроуровне.

Для изучения изменения твердости по глубине проводилось индентирование срезов образцов колодок после трибологических испытаний. Полученные результаты в виде зависимости твердости от глубины (расстояния от поверхности) приведены на рис. 6. Его данные демонстрируют тенденцию увеличения твердости по мере приближения к поверхности трения, которая наблюдается у колодок всех контактных пар. Однако у колодок из пар, испытанных при меньших давлениях — 0,5 МПа, а также 1,0 МПа (на рис. 6 не представлено), эта зависимость менее выражена. На колодке из контактной пары, испытанной при $P = 2,0$ МПа, твердость вблизи контактной поверхности составляет 1,6 ГПа, а в объеме — 1,2 ГПа. Это связано с упрочнением материала колодки в результате возникновения пластических деформаций в зоне трения.

При изучении физико-механических свойств поверхности ролика после трибологических ис-

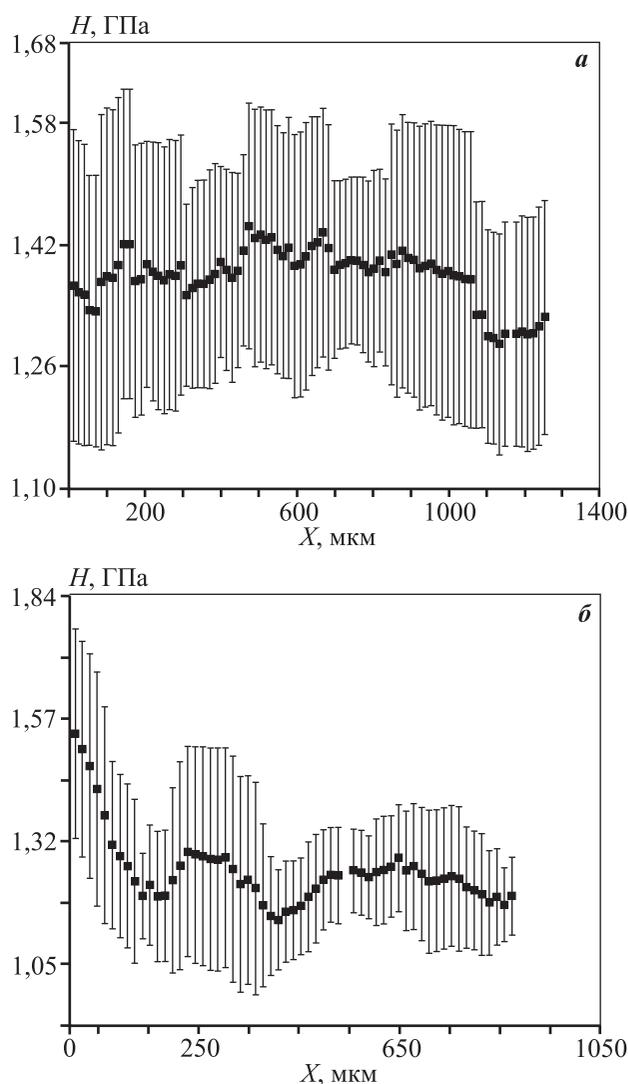


Рис. 6. Зависимость твердости от глубины для колодок из контактных пар, испытанных при давлениях 0,5 МПа (*а*) и 2 МПа (*б*)

пытаний при $P = 2$ МПа были проведены три серии экспериментов с увеличением нагрузки, которая составляла последовательно $P = 10, 50$ и 100 мН. Следует отметить большой разброс значений твердости, полученных при вдавливании индентора при малой нагрузке ($P = 10$ мН), что, по-видимому, может быть связано со значительной шероховатостью поверхности образца. Однако в целом различие полученных средних значений твердости было минимальным, и поэтому в дальнейшем обрабатывались данные только для нагрузки 50 мН.

Анализ экспериментальных результатов показал наличие на поверхности ролика двух фаз с твердостью 7,9 и 4,7 ГПа. Первая из них — желе-

зосодержащая с поверхности стального ролика, а другая — сильно отличается по своим физико-механическим свойствам от стали: она имеет твердость почти в 2 раза меньшую, чем материал ролика. Очевидно, что это сформировавшаяся на поверхности пленка вторичных структур.

Выводы

1. Показано, что предложенный ранее режим термообработки (отжиг при $t = 500$ °С с последующей закалкой в воду и старением при 175 °С) приводит к повышению значений твердости исследуемых алюминиевых сплавов системы Al—5%Si—4%Cu с добавками легкоплавких компонентов Bi, Pb, In и Cd.

2. Установлено, что малые добавки легкоплавких элементов способствуют увеличению твердости. При этом легирование кадмием дает наибольший эффект.

3. На поверхности ролика обнаружено формирование неоднородной пленки вторичных структур с развитым микрорельефом, дальнейшее развитие которого при увеличении давления и температуры приводит к задиру.

4. Малое содержание легкоплавких элементов привело к «обратному» массопереносу: на колодке обнаружено наличие большого количества железа, перенесенного со стального ролика. Это может быть связано с тем, что при недостатке смазывающего компонента твердые кремниевая и медная фазы играют роль абразива, способствуя массопереносу железа.

5. Применение метода наноиндентирования на срезе колодки из контактной пары, испытанной при давлении 2 МПа, показало увеличение твердости по мере приближения к поверхности: в объеме она составляет 1,2 ГПа, а вблизи контактной поверхности — 1,6 ГПа. Это можно объяснить упрочнением материала в результате возникновения пластических деформаций в зоне трения.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ МК-871.2018.8 (проведение электронно-микроскопических исследований) и государственного задания № госрегистрации АААА-А17-117021310379-5 (наноиндентирование).

Авторы благодарны научным сотрудникам ИПМех РАН канд. физ.-мат. наук А.В. Мезрину и канд. техн. наук Б.Я. Сачеку за проведение трибологических испытаний, а также инженеру лаборатории трибологии ИПМех РАН М.М. Губенко за выполненное индентирование.

Литература/References

1. Горячева И.Г., Курбаткин И.И., Буше Н.А. Моделирование процессов образования пленки вторичных структур и исследование ее свойств. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2008. Т. 74. No. 4. С. 51—58.
2. Курбаткин И.И., Муравьева Т.И. Процессы образования вторичных структур и их влияние на трибологические свойства подшипников скольжения. *Трение и смазка в машинах и механизмах*. 2012. No. 1. С. 38—44.
3. Kurbatkin I.I., Muravyeva T.I. The processes of formation of secondary structures and their influence on the tribological properties of sliding bearings. *Trenie i smazka v mashinakh i mekhanizmax*. 2012. No. 1. P. 38—44 (In Russ.).
4. Mironov A., Podrabinnik P., Kuznetsov E. Secondary structures as self-organization processes and finishing treatment of friction surfaces of slide bearings and shafts. *Mater. Today: Proc.* 2019. Vol. 11. Pt. 1. P. 197—202.
5. Gongjun Cui, Qinling Bia, Shengyu Zhua, Jun Yanga, Weimin Liu. Tribological behavior of Cu—6Sn—6Zn—3Pb under sea water, distilled water and dry-sliding conditions. *Tribol. Inter.* 2012. Vol. 55. P. 126—134.
6. Singh J.B., Cai W., Bellon P. Dry sliding of Cu—15 wt%Ni—8 wt%Sn bronze: Wear behaviour and microstructures. *Wear*. 2007. Vol. 263. Iss. 1-6. P. 830—841.
7. Straffelini G., Maines L., Pellizzari M., Scardi P. Dry sliding wear of Cu—Be alloys. *Wear*. 2005. Vol. 259. Iss. 1-6. P. 506—511.
8. Миронов А.Е., Гершман И.С., Овечкин А.В., Гершман Е.И. Сравнение задиристости новых антифрикционных алюминиевых сплавов и традиционных антифрикционных бронз. *Трение и износ*. 2015. Т. 36. No. 3. С. 334—339.
9. Mironov A.E., Gershman I.S., Ovechkin A.V., Gershman E.I. Comparison of scoring resistance of new antifriction aluminum alloys and traditional antifriction bronze. *J. Frict. Wear*. 2015. Vol. 36. No. 3. P. 257—261.
10. Буше Н.А. Миронов А.Е., Маркова Т.Ф. Новый алюминиевый сплав, заменяющий традиционные материалы. *Железные дороги мира*. 2003. No. 11. С. 44—47.
11. Bushe N.A. Mironov A.E., Markova T.F. New aluminum alloy replacing traditional materials. *Zheleznye dorogi mira*. 2003. No. 11. P. 44—47 (In Russ.).
12. Sheng-cheng Zhang, Qing-lin Pan, Jie Yan, Xing Huang.

- Effects of sliding velocity and normal load on tribological behavior of aged Al—Sn—Cu alloy. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China*. 2016. Vol. 26. Iss. 7. P. 1809—1819.
10. Bekir Sadık Ünlüta, Hülya Durmuş, Selda Akgünb. Tribological and mechanical properties of Al alloyed bearings. *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 487. No. 1-2. P. 225—230.
 11. Kerni L., Raina A., Haq M.I.U. Performance evaluation of aluminium alloys for piston and cylinder applications. *Mater. Today: Proc.* 2018. Vol. 5. Iss. 9. Pt. 3. P. 18170—18175.
 12. Vencl A., Rac A. Diesel engine crankshaft journal bearings failures: Case study. *Eng. Failure Anal.* 2014. Vol. 44. P. 217—228.
 13. Sumner F., Grüna F., Offenbecher M., Taylor S. Challenges of friction reduction of engine plain bearings — Tackling the problem with novel bearing materials. *Tribol. Inter.* 2019. Vol. 131. P. 238—250.
 14. Haque M.M., Sharif A. Study on wear properties of aluminium—silicon piston alloy. *J. Mater. Proc. Technol.* 2001. Vol. 118. Iss. 1-3. P. 69—73.
 15. Bertelli F., Freitas E.S., Cheung N., Maria A. Arenas M.A., Conde A., de Damborenea J., Garcia A. Microstructure, tensile properties and wear resistance correlations on directionally solidified Al—Sn—(Cu; Si) alloys. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 695. P. 3621—3631.
 16. Белов Н.А., Михайлина А.О., Алабин А.Н., Столярова О.О. Расчетно-экспериментальное изучение фазовой диаграммы Al—Cu—Si—Sn в области алюминиевых сплавов. *МТМ*. 2016. No. 4. С. 11—17.
Belov N.A., Mikhailina A.O., Alabin A.N., Stolyarova O.O. Theoretical and experimental study of the Al—Cu—Si—Sn phase diagram in the range of aluminum alloys. *Metal Sci. Heat Treatment*. 2016. Vol. 58. No. 3-4. P. 195—201.
 17. Белов Н.А., Столярова О.О., Яковлева А.О. Влияние свинца на структуру и фазовый состав литейного сплава Al—5%Si—4%Cu. *Металлы*. 2016. No. 2. С. 35—44.
Belov N.A., Stolyarova O.O., Yakovleva A.O. The influence of lead on the structure and phase composition of an Al—5%Si—4%Cu casting alloy. *Russ. Metal. (Metally)*. 2016. Vol. 2016. No. 3. P. 198—206.
 18. Яковлева А.О., Белов Н.А., Базлова Т.А., Шкалей И.В. Влияние легкоплавких металлов (Pb, Bi, Cd, In) на структуру, фазовый состав и свойства литейного сплава Al—5%Si—4%Cu. *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. No. 1. С. 36—44.
Yakovleva A.O., Belov N.A., Bazlova T.A., Shkalei I.V. Effect of low-melting metals (Pb, Bi, Cd, In) on the structure, phase composition, and properties of casting Al—5% Si—4% Cu alloy. *Phys. Metal. Metallograph.* 2018. Vol. 119. No. 1. P. 35—43.
 19. Медведева С.В., Золоторевский В.С., Яковцева О.А. Повышение механических свойств отливок из медистых силуминов, полученных литьем в песчаные формы. *МТМ*. 2018. No. 9. С. 8—13.
Medvedeva S.V., Zolotarevskii V.S., Yakovtseva O.A. Elevation of mechanical properties of sand-cast copper silumins. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2018. No. 9. P. 8—13 (In Russ.).
 20. Золоторевский В.С. Термическая обработка. Сплавы. Т. II. М.: МИСиС, 2009.
Zolotarevskii V.S. Heat treatment. Alloys. Vol. II. Moscow: MISIS, 2009 (In Russ.).
 21. Фридляндер И.Н. Закономерности изменения свойств алюминиевых сплавов при старении. *МТМ*. 2003. No. 9. С. 8—11.
Fridlyander I.N. The laws of changing in the properties of aluminum alloys upon aging. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2003. No. 9. P. 8—11 (In Russ.).
 22. Столярова О.О., Муравьева Т.И., Загорский Д.Л., Белов Н.А. Микроскопия в исследовании поверхности многокомпонентных антифрикционных алюминиевых сплавов. *Физ. мезомеханика*. 2016. Т. 19. No. 5. С. 105—114.
Stolyarova O.O., Muravyeva T.I., Zagorskiy D.L., Belov N.A. Microscopic investigation of the surface of antifriction multicomponent aluminum alloys. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2016. Vol. 19. No. 5. P. 105—114 (In Russ.).