

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.538

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНАШИВАНИЯ СПЕЧЕННОГО ГИБРИДНОГО КОМПОЗИТА (Al–12Si)–40Sn ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

© 2020 г. Н. М. Русин^а, А. Л. Скоренцев^а, *

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

*e-mail: skoralexan@mail.ru

Поступила в редакцию 14.11.2019 г.

После доработки 26.02.2020 г.

Принята к публикации 27.02.2020 г.

С использованием схемы “палец–диск” проведены трибологические испытания гибридного композита (Al–12Si)–40Sn, полученного спеканием смесей порошков силумина и чистого олова. Установлено, что увеличение скорости скольжения способствует снижению интенсивности изнашивания композита при сухом трении, тогда как рост нагрузки приводит к противоположному результату. Полученные данные указывают, что основной вклад в износ композита дает отслоение сильно деформированных приповерхностных слоев материала. С увеличением скорости скольжения механизм изнашивания не меняется, но вследствие теплового размягчения материала в него вдавливаются частицы износа стального контртела, которые лакируют поверхность образца и снижают интенсивность ее изнашивания.

Ключевые слова: алюминиевый гибридный композит, порошковая металлургия, сухое трение, интенсивность изнашивания

DOI: 10.31857/S0015323020070086

ВВЕДЕНИЕ

Алюминий и сплавы на его основе выгодно отличаются малой плотностью, высокой удельной прочностью, хорошей теплопроводностью, а также коррозионной стойкостью во многих средах, практически не реагируют с маслами. Однако их химическая инертность обусловлена присутствием на поверхности образцов плотной оксидной пленки, и при ее разрушении обнажается поверхность с химически активными атомами. Если разрушение пленки происходит вследствие фрикционного контакта с твердым контртелом, то между сопряженными поверхностями может наблюдаться схватывание. Это опасное явление, из-за которого Al-сплавы, несмотря на наличие у них указанных выше полезных свойств, редко используют в качестве материалов трения. Тем не менее попытки модернизировать их с целью преодоления тенденции к схватыванию продолжаются [1, 2].

Например, предпринимаются меры по повышению твердости основания, на котором лежит оксидная пленка. С этой целью подшипниковый сплав легируют добавками, образующими с алюминием твердый раствор, при распаде которого выделяются упрочняющие твердые частицы [1, 3]. К сожалению, имеется очень мало веществ,

которые при высоких температурах могут растворяться в больших количествах в твердом алюминии, а затем при старении сплава выпадать в виде прочных соединений. Обычно тугоплавкие алюминиды выпадают из расплава при высоких температурах и существенно повышают его вязкость, что затрудняет перемешивание твердожидкой смеси с целью ее гомогенизации по объему отливки [4]. С этой точки зрения кремний выгодно отличается от переходных металлов, поскольку образует с алюминием эвтектическую жидкость с широким температурным интервалом кристаллизации. По мере охлаждения расплава вязкость его повышается постепенно, и перемешиванием можно добиться относительно равномерного распределения твердых частиц кремния по объему отливки.

Алюминий имеет большой коэффициент термического расширения, поэтому при охлаждении или нагреве образца расположенные у поверхности твердые частицы испытывают сильное неравномерное давление и выжимаются из матрицы. Выступая над поверхностью, они воспринимают сообщаемую образцу внешнюю нагрузку и защищают поверхность Al-матрицы от непосредственного фрикционного контакта с контртелом, а значит, и от интенсивного адгезионного изнашивания [5].

Другим способом понижения химической активности алюминиевой поверхности является ввод в матрицу веществ с низким сопротивлением сдвигу, способных под действием сил трения размазаться по поверхности и покрыть ее тонкой защитной пленкой [3]. Типичным примером способных к самосмазыванию материалов являются сплавы системы Al–Sn, где функции твердой смазки выполняют выдавливаемые из матрицы при ее нагреве включения олова [6, 7].

Давление схватывания алюминия растет с повышением концентрации и твердых и мягких добавок. Однако объемное содержание включений вторых фаз ограничивают, и не только из-за проблем с их равномерным распределением по объему, но и из-за их способности объединяться в непрерывную сеть, формирование которой всегда неблагоприятно сказывается на пластических свойствах композитов. Сеть, образованная твердыми и хрупкими частицами, легко разрушается в местах их стыков; а наличие непрерывной сетки из включений мягкой фазы приводит к локализации деформации в ее прослойках и быстрому исчерпанию их пластичности. Поэтому совместное введение в сплав твердых и мягких добавок оказывается полезным, поскольку они взаимно препятствуют образованию непрерывных однофазных сеток [4, 8].

В результате совместного легирования алюминия твердыми и мягкими веществами получают так называемые гибридные композиционные материалы (КМ). Выступающие твердые частицы в таком КМ воспринимают внешнюю нагрузку до тех пор, пока полностью не вдавятся в матрицу. Однако при этом из нее выдавливается олово, которое, размазываясь по поверхности трения, препятствует схватыванию образца со стальным контртелом. Благодаря этой особенности, гибридные КМ подвержены адгезионному износу гораздо меньше, чем исходный или легированный только твердыми частицами матричный сплав [8, 9].

Сказанное в полной мере относится к композитам системы Al–Si–Sn, поэтому изделия на их основе широко применяются в двигателестроении. Правда, ввиду плохой смачиваемости кремния оловом и слабой адгезионной связи на их совместной поверхности, контактов между включениями этих элементов следует избегать. Поэтому, для минимизации числа таких контактов концентрация олова в гибридных КМ с большой объемной долей твердых Si частиц обычно не превышает нескольких процентов [10]. Однако число указанных неблагоприятных контактов можно свести к минимуму и при большом содержании олова, если в процессе формирования композита Al–Si–Sn частицы кремния все время будут оставаться внутри зерен алюминиевой матрицы. Например, теоретически, это условие можно реализовать при спека-

нии смеси порошков олова с порошками сплавов Al–Si, и в результате будут получены КМ с дисперсно-упрочненной кремнием алюминиевой матрицей и большим содержанием олова.

Трибологические испытания показали, что такие композиты при сухом трении обладают повышенной сопротивляемостью изнашиванию, особенно КМ, подвергнутые дополнительному уплотнению после спекания [11]. Целью настоящей работы является продолжение испытаний указанных гибридных КМ системы Al–Si–Sn с тем, чтобы установить влияние скорости скольжения при различных давлениях на интенсивность их изнашивания при сухом трении.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В предыдущих опытах было установлено, что при фиксированной скорости скольжения наилучшее сопротивление изнашиванию при сухом трении демонстрирует КМ состава (Al–12Si)–40Sn. Он был получен спеканием смеси порошков чистого олова и порошков эвтектического сплава Al–12Si в печи при 570°C и остаточном давлении газов не выше 10⁻² Па. Спеченные заготовки затем доуплотнены в закрытом штампе при 250°C, и из них вырезали образцы сечением 2 × 2 мм для трибологических испытаний. Поверхность трения образцов предварительно шлифовали на наждачной бумаге с убывающим размером абразивных частиц, а затем полировали на сукне с алмазной пастой. Аналогичной обработке подвергали и поверхность контртела (диск диаметром 50 мм), изготовленного из малоуглеродистой стали, закаленной до твердости 47 HRC.

Испытания проводили по схеме “палец–диск” на триботестере фирмы “Tribotechnic” (France). Испытаниям на изнашивание образцов предшествовала их притирка при давлении 1 МПа до стабилизации коэффициента трения μ , величину которого измеряли автоматически. Интенсивность линейного изнашивания образцов I_h определяли по формуле: $I_h = \Delta h/L$, где Δh – укорочение образца (мкм) при прохождении пути трения длиной L (м). Точность измерений величины I_h составила 0.02 мкм/м. Трение осуществляли в сухую. Давление P на поверхности трения рассчитано по закону Амонтона–Кулона: $F_{\text{тр}} = \mu N$.

По завершении трибологических испытаний исследовали поверхности образца и дорожки трения, их рельеф и структуру, а также их элементный состав, определяемый с помощью микроанализатора, встроенного в сканирующий электронный микроскоп LEO EVO 50 (Zeiss, Германия). Рельеф дорожки трения исследовали с помощью сканирующего интерференционного микроскопа белого цвета Zygo NewView 6200. Площадь сече-

ния дорожки трения определяли с помощью профилометра Alpha-Step IQ Surface Profiler.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Олово практически не растворяется в твердом алюминии, поэтому рассчитывали, что при получении КМ его расплав просто растечется по поверхности порошков сплава Al–12Si и таким образом обеспечит равномерное распределение твердой смазки по объему композита. При этом располагающиеся преимущественно по границам зерен частицы кремния так и останутся внутри алюминиевой матрицы. Однако оказалось, что жидкое Sn плохо растекается по поверхности окисленных порошков сплава, и распространяется по прессовке за счет проникновения на границы составляющих их зерен. Порошинки при этом распались на агломераты мелких частиц, разделенных тонкими оловянными прослойками, а частицы кремния оказывались за пределами алюминиевых зерен в окружении жидкого олова (рис. 1а). Поэтому уплотнение спеченных образцов было полезной операцией, устраняющей не только поры в междоузлиях, но и улучшающей механическую связь матрицы с частицами кремния за счет утонения оловянных прослоек (рис. 1б). В результате формировалась регулярная, благоприятная для реализации механизма самосмазывания структура.

Данные по интенсивности изнашивания образцов (Al–12Si)–40Sn при сухом трении с различными скоростями скольжения приведены в табл. 1.

Из таблицы видно, что при фиксированном давлении интенсивность изнашивания КМ снижается с увеличением скорости скольжения V . Так, например, I_h уменьшилась почти на 20% при росте V от 0.3 до 0.6 м/с, и еще на 20% при последующем увеличении V до 0.9 м/с.

Увеличение давления P при фиксированной скорости скольжения, напротив, приводит к росту величины I_h . Например, она выросла почти в 2 раза при повышении давления на поверхности трения от 1 до 5 МПа. Наиболее интенсивно I_h росла при увеличении P от 1 до 3 МПа, а затем темпы ее приращения на единицу P заметно снижаются.

Таким образом, из приведенных данных следует, что при сухом трении даже небольшие изменения энергетического параметра (PV) существенно влияют на интенсивность изнашивания композита с дисперсно-упрочненной алюминиевой матрицей. Причем повышение P вызывает увеличение скорости изнашивания КМ, а рост V приводит к ее замедлению.

Аналогичное влияние P и V на сопротивление изнашиванию было зафиксировано в работах при испытаниях гибридных композитов с алюми-

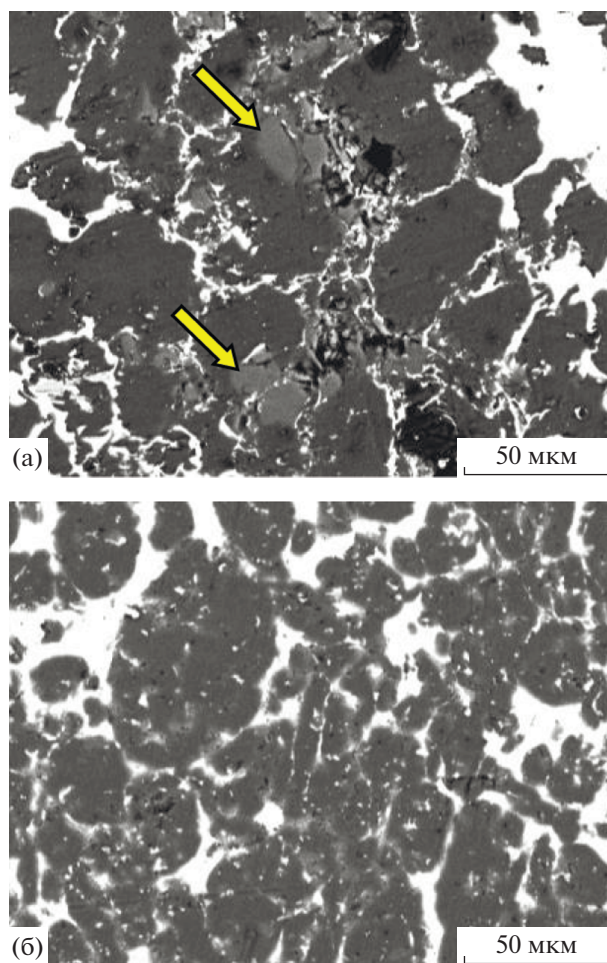


Рис. 1. Структура спеченного (а) и подвергнутого последующему доуплотнению при 250°C (б) композита (Al–12Si)–40Sn. Стрелками указаны частицы (серые) кремния.

вой матрицей, упрочненной карбидами бора или кремния и соответственно дополненной частицами твердой смазки на основе графита или дисульфида молибдена [4, 8]. Оказалось, что у таких КМ снижение интенсивности изнашивания с ростом V ограничивается некоторой величиной последней, с превышением которой интенсивность изнашивания гибридных КМ начинает возрастать из-за превалирования механизмов изнашивания,

Таблица 1. Влияние скорости скольжения V на интенсивность изнашивания [мкм/м] композита (Al–12Si)–40Sn при сухом трении

Скорость скольжения, м/с	Давление, МПа			
	1	3	4	5
0.3	0.16	0.26	0.30	0.32
0.6	0.13	0.18	0.23	0.24
0.9	0.10	0.16	0.19	0.20

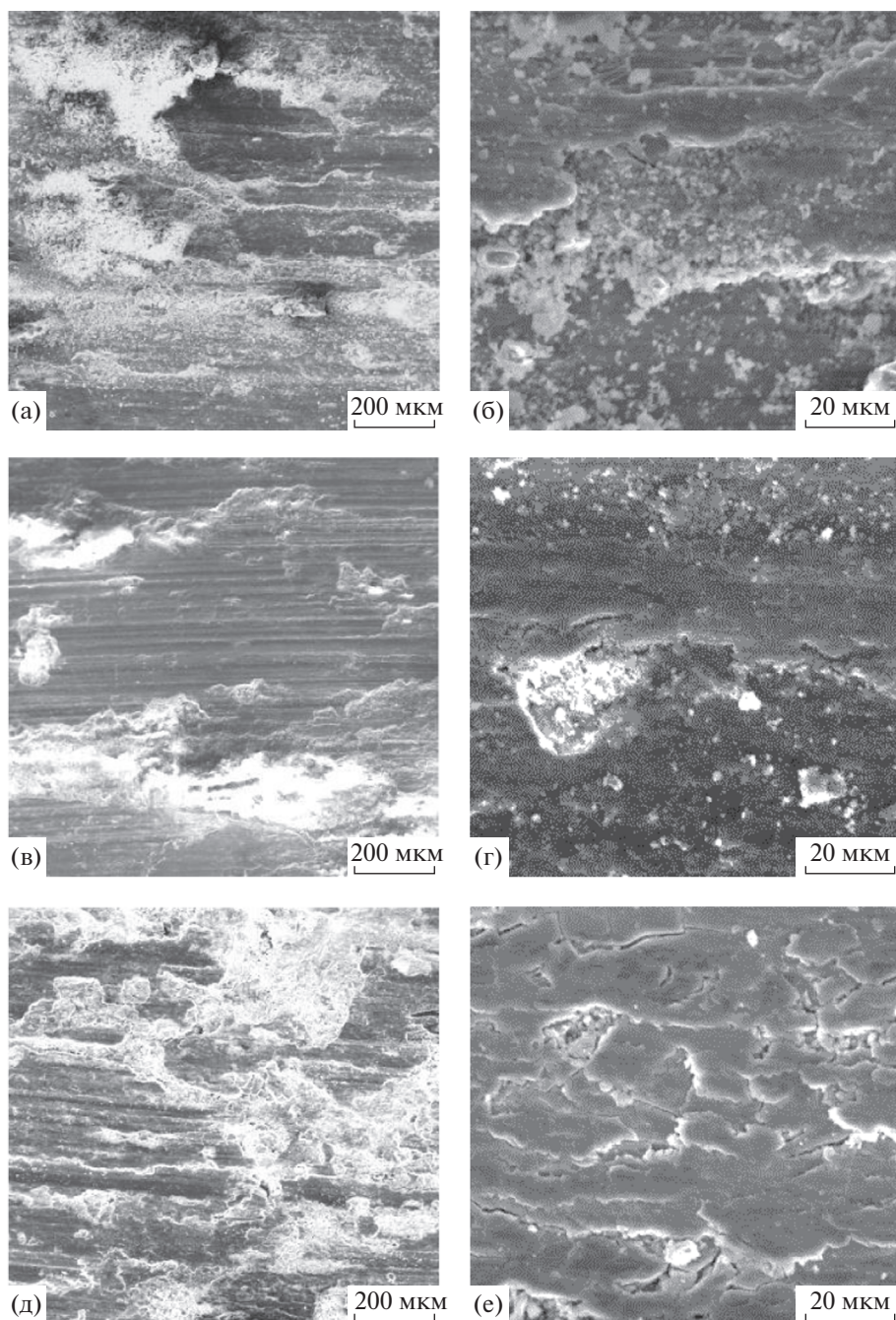


Рис. 2. Вид поверхностей трения гибридного КМ (Al–12Si)–40Sn после пути трения 1000 м при давлении 5 МПа и скоростях скольжения 0.3 (а, б); 0.6 (в, г) и 0.9 (д, е).

ранее вносящих незначительный вклад в величину I_h . В нашем случае указанная критическая скорость скольжения не была достигнута.

На фотографиях поверхности трения КМ (рис. 2) видно, что она состоит из участков с сильно деформированными слоями материала и участков, где разрушение деформированных слоев уже произошло. Характер поверхности с увеличением скорости скольжения от 0.3 до 0.9 м/с практически не меняется. Углубления на месте

разрушившихся слоев заполнены мелкими частицами износа. Неразрушенные участки поверхности трения пересекаются параллельными канавками, образовавшимися вследствие скольжения вдавленных неровностей твердого контртела. Ширина канавок вдавливания с ростом V уменьшается.

Канавки формируются при скольжении вдавленных неровностей за счет пластического сдвига ими верхнего слоя КМ в направлении действия

Таблица 2. Влияние скорости скольжения на состав поверхности трения образцов (Al–12Si)–40Sn при фрикционном контакте со сталью. Путь трения – 1000 м; $P = 5$ МПа

Скорость скольжения, м/с	Элементный состав поверхности трения, вес. %					C_{Sn}/C_{Al}
	O	Fe	Si	Sn	Al	
0.3	40.2 ± 3.0	7.2 ± 2.2	4.1 ± 1.1	22.2 ± 0.9	ост.	0.84
0.6	48.7 ± 3.7	9.1 ± 2.4	3.6 ± 1.6	18.2 ± 1.9	ост.	0.89
0.6 ($P = 1$ МПа)	37.3 ± 3.7	6.1 ± 2.4	4.8 ± 1.6	23.2 ± 1.9	ост.	0.81
0.9	34.7 ± 3.0	24.1 ± 8.2	2.6 ± 0.5	18.2 ± 2.1	ост.	0.89

сил трения, а также оттеснения материала на сторону. Следствием испытанной материалом деформации является разрушение оксидных пленок и обнажение ювенильной поверхности, которая в обычных условиях быстро окисляется, и концентрация кислорода на поверхности трения возрастает (табл. 2). Кислород практически не растворяется в твердом олове и алюминии и может существовать в соединении с данными металлами только в виде оксидов, следовательно, его высокое содержание на поверхности трения КМ указывает, что перед разрушением она многократно обновлялась и окислялась под воздействием твердых неровностей.

Ширина канавок на поверхности трения образцов составляет не менее 10 мкм (рис. 2) и зависит от скорости скольжения. Диск перед испытаниями подвергали полировке на сукне с алмазной пастой, размер абразивных частиц в которой не превышал 1 мкм, и, следовательно, его поверхностные неровности оставить канавки такой ширины не могут. Тем более, что на фотографиях дорожки трения следов обработки диска не видно (рис. 3), и ее поверхностные неровности представлены налипшими частицами, перенесенными сюда с поверхности образца. Причем с ростом V перенесенных частиц на дорожке трения становится больше, а их поперечный размер убывает и примерно совпадает с шириной канавок на рис. 2. Т.е. ширина и глубина канавок определяется не исходной шероховатостью стального диска на до-

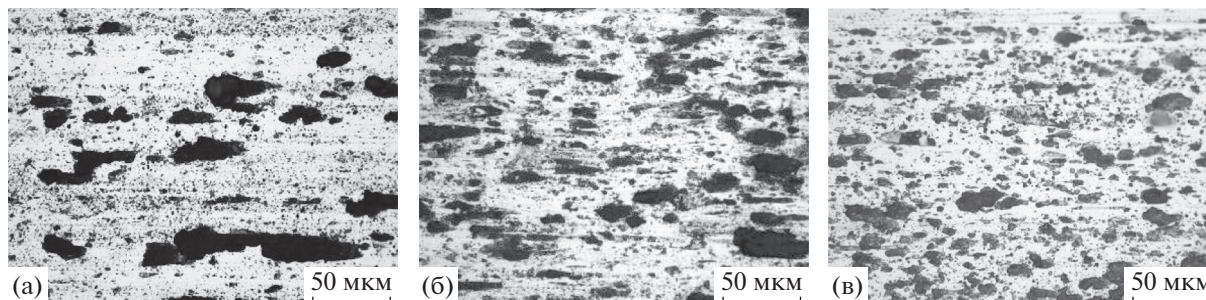
рожке трения, а особенностями ее изменения в процессе испытания.

Вместе с тем на поверхности дорожки трения присутствуют не только налипы, но также видны и царапины – следы взаимодействия ее с более твердыми частицами. Появление железа на поверхности трения гибридных КМ также указывает, что с поверхности дорожки трения на стальном диске снимается микростружка, частицы которой попадают на поверхность образцов и внедряются в нее. С увеличением скорости скольжения концентрация железа на поверхности образца резко возрастает (табл. 2), но при этом не заметно, чтобы царапин на поверхности дорожки трения стало больше, скорее, наоборот.

Судя по ширине царапин, их, по-видимому, оставляют частицы Si (см. рис. 1). Количество последних в КМ не зависит от скорости скольжения, поэтому при равной длине пути трения рост концентрации железа на поверхности образцов с увеличением V обусловлен, скорее всего, ее разогревом и соответствующим изменением ее свойств, а не возрастанием количества производимой при царапании стальной микростружки.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты указывают на сильную зависимость величины I_h от энергетического параметра PV , причем эффект от изменения P и V противоположный. Кроме того, сухое трение ги-

**Рис. 3.** Вид поверхности дорожки трения после сухого трибоконтакта с КМ (Al–12Si)–40Sn. Скорость скольжения, м/с: а – 0.3; б – 0.6; в – 0.9. $P = 5$ МПа; $L = 1000$ м.

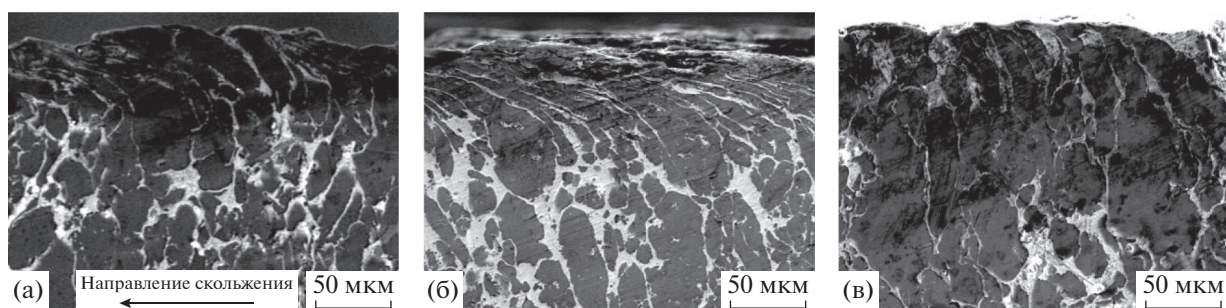


Рис. 4. Структура приповерхностного слоя КМ (Al–12Si)–40Sn после сухого трения по стали. Скорость скольжения, м/с: а – 0.3; б – 0.6; в – 0.9. $P = 5$ МПа; $L = 1000$ м.

бридного композита (Al–12Si)–40Sn по стали сопровождается ростом концентрации кислорода на поверхности трения КМ и переносом сюда железа, содержание которого растет с увеличением скорости скольжения. Несмотря на указанные изменения в составе КМ и величине I_h , действующий механизм изнашивания не меняется. Частицы износа образуются путем отделения поверхностного слоя образца после интенсивной его деформации скользящими твердыми наростами, расположенными на дорожке трения. Сдвиг ими поверхностного слоя, в свою очередь, вовлекает в деформацию нижележащие слои, и это приводит к сильному изменению формы приповерхностных зерен. Они приобретают форму комет с изогнутым и вытянутым в сторону скольжения хвостом (рис. 4).

В поликристаллических материалах при таких больших деформациях происходит диссипация границ зерен, формирование субзеренной структуры, а затем и разрушение деформируемого материала. Однако в нашем случае на границах зерен имеются прослойки из неупрочняющегося олова с низким сопротивлением сдвигу. Поэтому соседние зерна могут согласованно менять форму за счет взаимного проскальзывания сопряженных участков границ, подобно тому, как это наблюдается в ультрамелкозернистых материалах

[12]. То есть олово выступает в качестве межзеренной смазки, улучшающей пластичность КМ.

По исчерпанию лимита пластичности оловянных прослоек происходит их растрескивание. Слияние трещин приводит к отделению верхнего деформированного слоя материала от образца, т.е. к образованию относительно крупной частицы износа. На механизм формирования частиц износа отслаиванием по прослойкам олова указывает и повышенное значение величины C_{Sn}/C_{Al} (табл. 2), которая в исходном материале равна 0.7, но после трения с износом становится более 0.8. С изменением параметра PV данный механизм образования частиц износа при сухом трении КМ (Al–12Si)–40Sn не меняется.

Поэтому установленное снижение величины I_h с ростом V можно объяснить, например, тем, что увеличение скорости скольжения приводит к разогреву приповерхностных слоев композита и размягчению алюминиевой матрицы. Благодаря этому адаптация формы соседних деформируемых зерен протекает с меньшим сопротивлением. На это указывает, например, уменьшение коэффициента трения от 0.25 до 0.2 при 3-кратном росте V от 0.3 до 0.9 м/с (табл. 3).

Однако при фиксированной V и увеличении параметра PV в 5 раз за счет роста только P от 1 до 5 МПа этот фактор почему-то не срабатывает.

Таблица 3. Характеристики рельефа дорожек трения на стальном диске после фрикционного контакта с КМ (Al–12Si)–40Sn. $P = 5$ МПа; $L = 2000$ м. Радиус дорожки трения – 30 мм

Скорость скольжения, м/с	Площадь сечения канавки трения, мкм ²	Параметры шероховатости		Коэффициент трения, μ
		$Ra, \text{Å}$	$Rz, \text{Å}$	
0.3	982	1193	15117	0.25
0.6	785	1046	13124	0.21
0.9	713	1200	16070	0.20

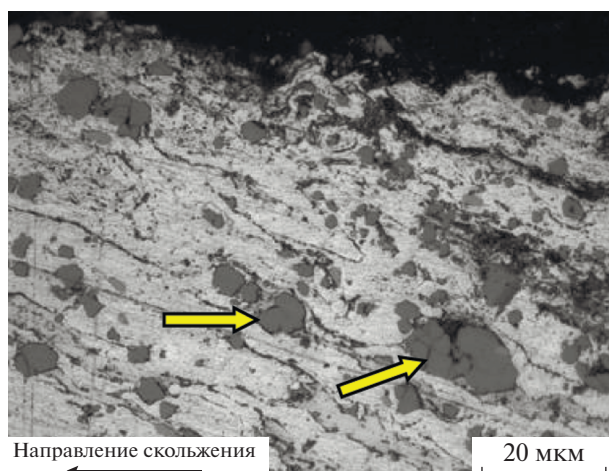


Рис. 5. Структура приповерхностного слоя КМ (Al–12Si)–40Sn после сухого трения по стали. $V = 0.6$ м/с. $P = 5$ МПа; $L = 1000$ м. Стрелками указаны частицы (серые) кремния.

Интенсивность изнашивания КМ с ростом давления, напротив, растет, хотя при этом также имеет место разогрев поверхности трения и снижение μ [5, 9]. Стабильной по отношению к алюминию и олову остается и концентрация кислорода на поверхности трения (табл. 2), т.е. число оксидов в верхнем слое образца не меняется, поскольку определяется не температурой, а величиной испытанной деформации. Следовательно, с ростом V помимо снижения сопротивления сдвигу поверхностных слоев при их разогреве усиливаются и другие факторы, также влияющие на I_h композитов.

Например, из табл. 2 следует, что состав поверхности трения испытанного при скорости 0.9 м/с композита существенно отличается высокой концентрацией железа. Причем ее увеличение не вызвано более интенсивным изнашиванием дорожки трения, а напротив, площадь поперечного сечения колеи с увеличением V уменьшается (табл. 3). Т.е. концентрация железа на поверхности трения композита возрастает, несмотря на то что интенсивность изнашивания контртела, а с ней и интенсивность образования стальной микростружки снижается.

Поскольку рост концентрации железа на поверхности трения сопровождается снижением интенсивности изнашивания композиционного образца, то можно сделать вывод, что разогрев его поверхности трения с увеличением скорости скольжения приводит к более легкому внедрению в нее стальной микростружки. Внедрившиеся частицы железа плакируют поверхность трения образца и, защищая ее от абразивного воздействия поверхностных неровностей диска, способствуют снижению величины I_h [13].

В то же время рост P помимо разогрева поверхности трения приводит еще и к более интенсивному взаимному сближению соседних зерен матрицы за счет утонения межзеренных оловянных прослоек и к вдавливанию твердых частиц кремния в сближающиеся зерна (рис. 5). Относительный сдвиг скрепленных твердыми частицами зерен затрудняется, и при их смещении зарождаются трещины, слияние которых приводит к быстрому отслоению деформированного слоя материала от основного образца. Поэтому с ростом P величина I_h возрастает (табл. 1), и, следовательно, для повышения износостойкости исследуемых композитов частицы кремния следует убрать с границ зерен в их объем.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из проделанной работы следует:

- увеличение скорости скольжения от 0.3 до 0.9 м/с способствует усилению сопротивления композита (Al–12Si)–40Sn изнашиванию при сухом трении по стали, тогда как рост давления на поверхности трения в тех же условиях, но с постоянной скоростью, приводит к обратному эффекту;

- механизм изнашивания гибридного композита (Al–12Si)–40Sn с повышением скорости скольжения от 0.3 до 0.9 м/с не меняется, образование частиц износа происходит путем отслоения сильно деформированных тонких приповерхностных слоев;

- разогрев и размягчение поверхностных слоев КМ, вызванные увеличением скорости скольжения, способствуют закреплению на поверхности трения образца перенесенных с дорожки трения твердых частиц износа, что благоприятно сказывается на износостойкости исследуемого материала.

Работа выполнена в рамках проекта фундаментальных исследований СО РАН на 2017–2020 гг. по программе III.23.2.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Миронов А.Е., Гершман И.С., Гершман Е.И. Взаимосвязь прочности и химического состава перспективных алюминиевых антифрикционных сплавов // Цветные металлы. 2011. № 1. С. 74–79.
2. Liu X., Zeng M.Q., Ma Y., Zhu M. Promoting the high load-carrying capability of Al–20 wt % Sn bearing alloys through creating nanocomposite structure by mechanical alloying // Wear. 2012. V. 294–295. P. 387–394.
3. Миронов А.Е., Белов Н.А., Столярова О.О. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения. М.: Изд. дом МИСиС, 2016. 222 с.
4. Basavarsjappa S., Chandramohan G., Mukund K., Ashwin M., Prabu M. Dry sliding wear behavior of Al 2219/SiC–Gr hybrid metal matrix composites // J. Mater. Eng. Perf. 2006. V. 15(6). P. 668–674.

5. *Haizhi Ye.* An overview of the development of Al–Si-alloy based material for engine application // *J. Mater. Eng. Perf.* 2003. V. 12(3). P. 288–296.
6. *Русин Н.М., Скоренцев А.Л.* Стадийность пластического течения композитов с силуминовой матрицей при сжатии // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 8. С. 885–891.
7. *Kotadia H.R., Patel J.B., Fan Z., Doernberg E., Schmid-Fetzer R.* Solidification and processing of aluminum based immiscible alloys // In: *Alum. alloys: Fabric. Charact. Appl. II.* TMS. 2009. P. 81–86.
8. *Sidesh Kumar N.G., Ravindranath V.M., Shiva Shankar G.S.* Dry sliding wear behavior of hybrid metal matrix composites // *Int. J. Res. Eng. Technol.* 2014. V. 3. №. 3. P. 554–558.
9. *Asif M., Chandra K., Misra P.S.* Development of aluminium based hybrid metal matrix composites for heavy duty applications // *J. Miner. Mater. Charact. Eng.* 2011. V. 10. № 14 P. 1337–1344.
10. *Song K.Q., Lu Z., Zhu M., Hu R.Z., Zeng M.Q.* A remarkable enhancement of mechanical and wear properties by creating a dual-scale structure in an Al–Sn–Si alloy // *Surf. Coat. Technol.* 2017. V. 325. P. 682–688.
11. *Rusin N.M., Skorentsev A.L.* Impact of the structure on mechanical and tribological properties of sintered (Al–12Si)–40Sn alloy // *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2018. V. 9. № 5. P. 916–923.
12. *Иванов К.В., Найденкин Е.В.* Определение вклада зернограничного проскальзывания в общую деформацию ультрамелкозернистых поликристаллов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* 2011. Т. 77. № 7. С. 30–33.
13. *Буше Н.А., Горячева И.Г., Корнеев Р.А.* Контактное взаимодействие антифрикционных сплавов, содержащих мягкую фазу // *Изв. Вузов. Северо-Кавказский регион. Техн. науки.* 2001. Спецвыпуск. С. 35–39.