

Трибологические свойства спечённого сплава (Al-9Si)-40Sn

¹Н.М. Русин, к.т.н., с.н.с.,

¹А.Л. Скоренцев, к.т.н., м.н.с.,

²Н.И. Хорошилова, магистрант 2-го курса гр.4АМ81

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, г. Томск,
пр. Академический, 2/4

²Томский политехнический университет, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,
тел. (3822)-286-962

E-mail: khoroshilova96@list.ru

Введение. Алюминиевые сплавы привлекательны своей высокой удельной прочностью и малым весом, высокой теплопроводностью, хорошей коррозионной стойкостью во многих средах. Однако их химическая инертность обусловлена наличием на поверхности алюминия плотной оксидной плёнки, толщиной несколько нанометров. Плёнка хрупкая, легко разрушается даже при незначительных деформациях, и тогда обнажается «ювенильная» поверхность из химически активных атомов, которые легко вступают в реакцию с атомами окружающей среды.

Это обстоятельство не позволяет применять дешёвые алюминиевые сплавы в узлах трения также широко, как они используются в качестве конструкционных материалов, поскольку при разрушении оксидной плёнки в местах фрикционного контакта между обнажившейся алюминиевой поверхностью и контртелом становится возможным схватывание, сопровождающееся катастрофическим адгезионным износом алюминиевой детали, а иногда и заеданием узла трения. Для того чтобы опасного сближения алюминиевой детали и твёрдого контртела не произошло, между ними должен сохраняться зазор, заполненный масляной плёнкой. В реальности это условие выполнить сложно, особенно при пуске и остановке машин, или в момент скачкообразного увеличения нагрузки на их трансмиссионную систему.

Для предотвращения схватывания, или повышения давления его начала, можно увеличить толщину оксидной плёнки на поверхности алюминиевой детали или покрыть её прочным, неразрушающимся при нагружении слоем из инертного материала. Однако сделать это технически сложно из-за присутствия на поверхности алюминия естественной оксидной плёнки. Для увеличения её толщины необходима диффузия сквозь плёнку либо атомов кислорода, либо атомов алюминия. Однако оксидная плёнка плотная и очень сильно тормозит транзит атомов через неё. Высокая термохимическая стойкость оксидной плёнки не позволяет также устранить её простым способом, чтобы на алюминиевую поверхность можно было нанести износостойкое покрытие.

С учётом сказанного, повысить давление схватывания алюминия с твёрдым контртелом при сухом и граничном трении пытаются за счёт легирования его, например, невзаимодействующим мягким металлом (Bi, Cd, Pb, Sn), или веществом с низким напряжением сдвига (графит, дисульфиды, фториды и т.п.), способным размазаться по поверхности трения тонким слоем, предотвращающим непосредственный контакт чистых поверхностей в случае разрушения поверхностной оксидной плёнки. Из перечисленных материалов наибольшее распространение получили сплавы системы Al-Sn (ГОСТ 14113-78). Было установлено, что чем выше содержание в таких сплавах твёрдой смазки, тем выше давление их схватывания с контртелом [1, 2]. Недостатком сплавов является их низкий предел текучести, поэтому применяются они в основном в виде тонкого (менее 1 мм) антифрикционного покрытия на твёрдых вкладышах.

Другим способом предотвращения схватывания является наполнение алюминия твёрдыми частицами, которые выступают над поверхностью трения и воспринимают давление твёрдого контртела, не давая ему соприкоснуться с поверхностью алюминиевой матрицы. Воспринятую нагрузку частицы через границы раздела передают матрице, которая перераспределяет её по всему объёму композита. Чем больше на поверхности трения таких частиц, тем выше давление начала схватывания между сопряжёнными деталями.

Однако объёмную долю и твёрдых и мягких частиц вынуждены ограничивать из-за присущего им перколяционного эффекта в замкнутом объёме, то есть способности уже при малых концентрациях образовывать непрерывную сетку. В случае непрерывной сетки из мягких частиц становится возможной локализация пластического течения вдоль её ячеек, ресурс пластичности прослоек мягкой фазы при этом быстро исчерпывается и происходит их разрушение. При наличии сетки их твёрдых, но хрупких частиц стыки между ними также легко разрушаются под воздействием растягивающих или сдвигающих напряжений. Образовавшиеся трещины затем быстро сливаются в магистральную, проходящую через весь образец трещину [3].

С учётом сказанного, перед материалововедами стоит задача с одной стороны увеличить концентрацию твёрдой смазки в алюминии, одновременно при этом сохранить связанность между зёрнами матрицы и по возможности повысить их прочность. При этом легирование матрицы упрочняющими её элементами также ограничивают из-за того, что некоторая их часть неизбежно смешивается с расплавом мягкой фазы, упрочняет её и ухудшает смазочные способности. Чтобы избежать такого легирования, нужно перейти от литевого способа получения композитов с мягкими включениями к методам порошковой металлургии, поскольку она подразумевает спекание, в ходе которого частицы твёрдой фазы сохраняются. Следовательно, если они представляют собой легированные порошки, то их состав не изменится, и легирующие их элементы не попадут в объём жидкой фазы.

В случае системы Al-Sn таким безопасным элементом, упрочняющим алюминий и нерастворяющимся в олове, является кремний. Следовательно, если спечь смесь порошков силумина с оловом, то можно получить композит с упрочнённой алюминиевой матрицей и заданным количеством включений твёрдой смазки. Можно надеяться, что такие композиты будут демонстрировать повышенную износостойкость при сухом и граничном трении. Цель настоящей работы – проверить высказанное предположение.

Материалы и методика эксперимента. В качестве исходных материалов были взяты порошки сплава Al-9Si и порошки чистого олова в весовой пропорции 60:40 с тем, чтобы получился сплав состава (Al-9Si)-40Sn. Указанный состав был выбран из тех соображений, что ранее композит Al-40Sn показал наилучшее сопротивление изнашиванию при сухом трении [4]. Порошки смешивали в конусном смесителе в течение 4-х часов. Затем полученную смесь прессовали в цилиндрические шайбы диаметром 20 мм и толщиной около 10 мм и помещали в вакуумную печь типа СНВЭ. Спекание проводили при остаточном атмосферном давлении не выше 10^{-2} МПа, по режиму 550 °С (1 час) плюс 570-580 °С, также с выдержкой в течение 1 часа.

С целью определения пористости спечённых образцов измеряли их габариты и вес. При расчёте пористости материала предполагалось, что теоретическая его плотность в результате спекания не меняется ввиду отсутствия взаимной растворимости составляющих композит элементов. Затем часть образцов подвергалась дополнительному уплотнению в закрытом штампе при 250 °С с целью минимизации их остаточной пористости.

Из полученных заготовок вырезались прямоугольные образцы для трибологических испытаний с использованием схемы «палец-диск», где контртелом служила малолегирующая сталь, закалённая до твёрдости 47 HRC. Перед испытаниями поверхности образца и диска шлифовались на наждачной бумаге с убывающим размером

абразивных частиц, а затем полировались на сукне с нанесённой алмазной пастой. После полировки поверхности промывались в ацетоне. Испытания проводили на триботестере «Tribotechnic» (France), позволяющем измерять коэффициент трения в «on-line» режиме. Интенсивность изнашивания материала определяли по формуле $Ih = \Delta h/L$, где Δh – укорочение образцов при длине пути трения L . Точность определения Ih составила $\pm 0,02$ [мкм/м]. Скорость скольжения образца по диску $V_{ск}$ была 0,6 м/с.

Результаты и их обсуждение. Поскольку олово является твёрдой смазкой, то его наличие способствовало уплотнению твёрдых порошков силумина до высокой плотности. Так, смесь с 20 вес. % Sn содержала до 12 % пор, тогда как пористость прессовок из смеси с 40 % олова составила уже 7 % при том же давлении прессования. Соответственно менялась пористость прессовок и после их спекания: в первом случае она понизилась только до 5 %, и снизилась до 3 % у образца с 40 вес. % Sn.

Примеры структуры спечённых при 570 и 580 °С образцов приведены на рис. 1. Видно, что после спекания при 570 °С структура имеет ячеистый вид. Ячейки образованы случайным образом, стенки их состоят из относительно узких областей с повышенной концентрацией олова. Внутри ячеек олово также присутствует, но в виде тонких межзёренных прослоек.

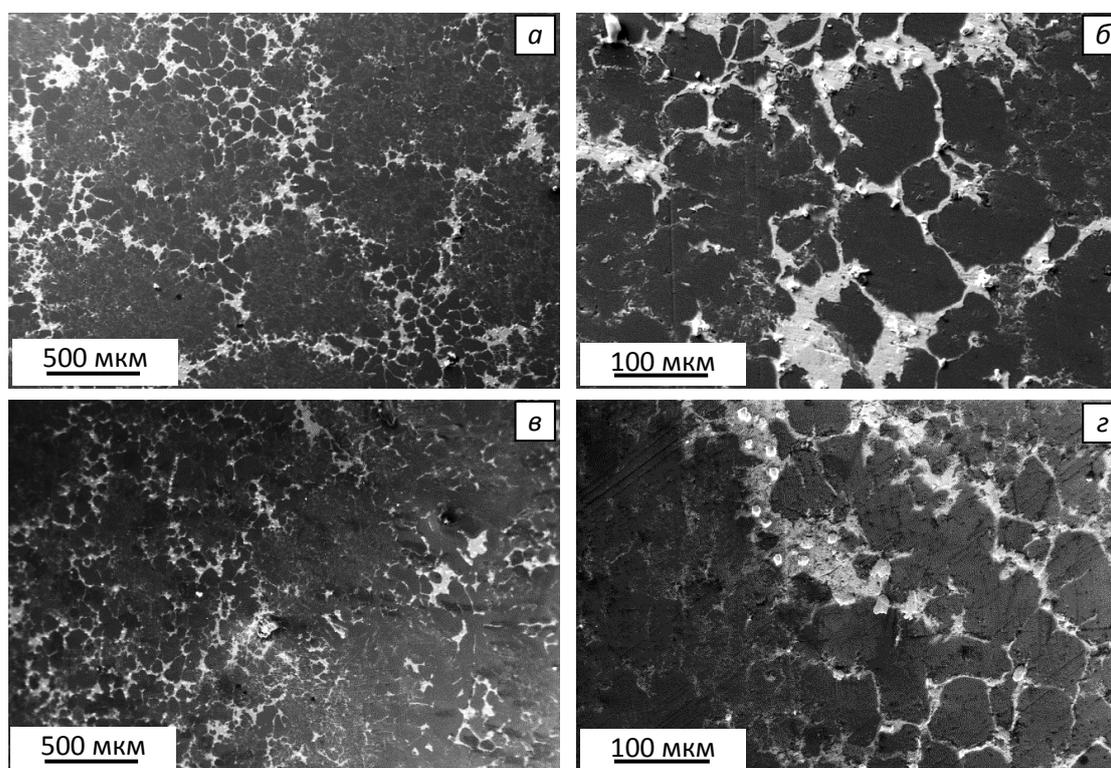


Рис. 1. Структура спечённого сплава (Al-9Si)-40Sn при различных увеличениях. Температура спекания, °С: 570 – а, б и 580 – в, г. Время спекания – 1 час.

То есть, при расплавлении оловянной порошинки жидкость начинает распространяться по прессовке во все стороны. То же самое происходит с содержащим соседней оловянной частицы. При соприкосновении жидких фронтов между ними образуется канал с повышенной концентрацией олова, и таким образом формируется структура с ячейками, стенки которых содержат повышенную концентрацию Sn. Далее олово продолжает распространяться уже внутрь ячеек. Одновременно частицы в стенках ячеек начинают расти по механизму перекристаллизации их через жидкую фазу. Это хорошо видно на снимках с высоким разрешением (рис. 1б, г).

Система Al-Si относится к системам эвтектического типа с равновесной концентрацией кремния ~12 вес. %. Поэтому температура спекания порошков сплава Al-9Si не может быть значительно выше эвтектической (577 °С) из-за образования большого количества жидкости и потери спекаемыми образцами формы под действием силы тяжести. С этой точки зрения температура 580 °С является критической, и, как видно из рис. 1в, г, использовать её, ввиду повышения риска расплава образцов из-за случайного скачка температуры или инертности печи, особого смысла нет, поскольку полученная при этом структура мало отличается от предыдущей.

Увеличивать время спекания прессовок также не целесообразно из-за огрубления структуры алюминиевой матрицы и формирования выраженной её бимодальности. Поэтому для устранения остаточной пористости спечённые образцы были доуплотнены в закрытом штампе при давлении, примерно в 3 раза превосходящем их предел упругости. Затем, из уплотнённых заготовок вырезались образцы для трибологических испытаний без смазки. Предварительно образцы притирались к диску при давлении 1 МПа. Притирка считалась законченной после того, как величина коэффициента трения μ приобретала стабильное значение. Полученные кривые трения приведены на рис. 2.

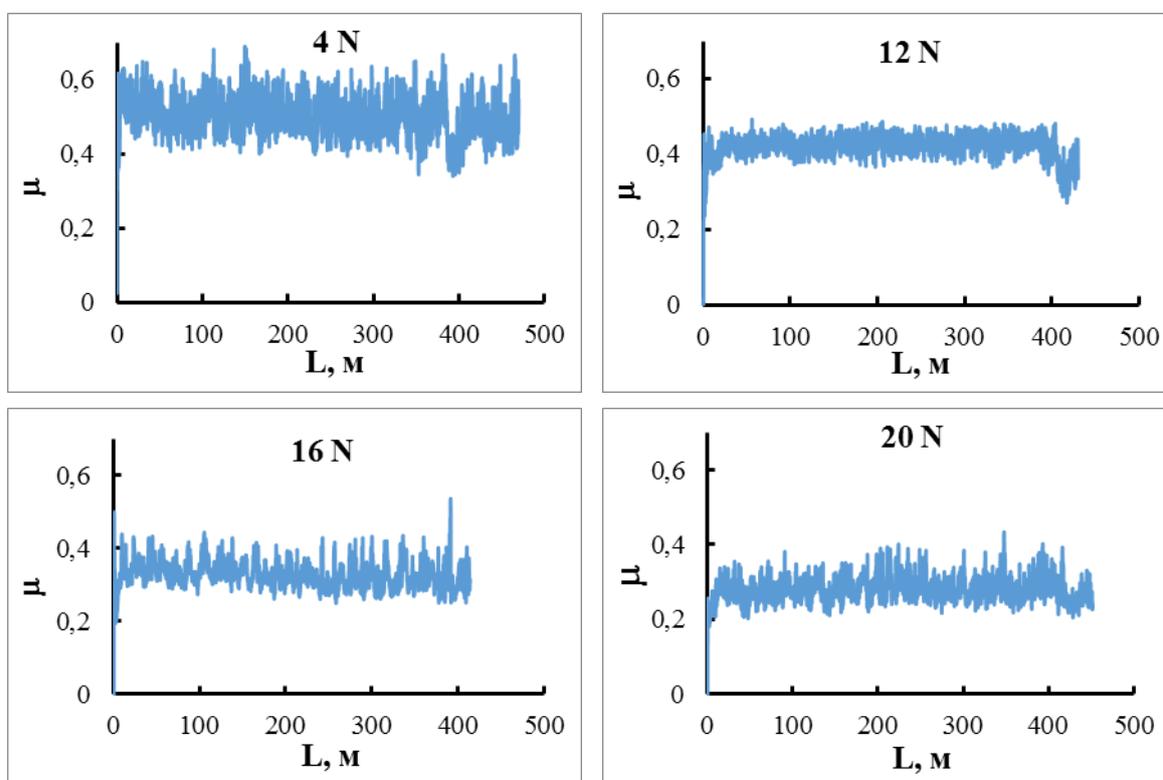


Рис. 2. Кривые зависимости коэффициента трения спеченного (570 °С; 1 час) сплава (Al-9Si)-40Sn от длины пути трения L при различной нагрузке. $V_{ск} = 0,6$ м/с.

Из графиков на рис. 2 видно, что текущая величина коэффициента трения в процессе трения нестабильна, и колеблется вокруг некоторого её среднего значения. Амплитуда таких колебаний максимальна при давлении 1 МПа. При этом средняя величина μ с повышением удельного давления на поверхности трения и при фиксированной скорости скольжения неуклонно снижается. Так, с повышением нагрузки от 4 N до 20 N с шагом в 4 N средняя величина μ последовательно принимала значение 0,50; 0,43; 0,33 и 0,28. Влияние режима деформационной обработки материала перед испытанием на величину μ не выявлено, его значение при неизменных внешних условиях у спечённых и горячепрессованных образцов было одинаково (Табл. 1).

Принято считать, что материал является антифрикционным, если его коэффициент трения без смазки не превышает значения 0,3. Следовательно, исследуемый композит (Al-9Si)-40Sn формально нельзя отнести к антифрикционным материалам, несмотря на большое содержание в нём твёрдой смазки. Неизменная величина μ указывает, что состав поверхности трения спечённого и доуплотнённого образца примерно одинаков, что естественно, поскольку состав материала при обработке давлением не меняется. Не меняется он и с повышением давления, но коэффициент трения при этом снижается. Причина такого снижения μ обусловлена разогревом приповерхностного слоя образца и снижением его напряжения сдвига.

Таблица 1. Влияние давления на интенсивность изнашивания (I_h) и величину коэффициента трения (μ) композита (Al-9Si)-40Sn при сухом трении по стали.

Режим обработки	Интенсивность изнашивания, мкм/м				Коэффициент трения			
	Давление, МПа							
	1	3	4	5	1	3	4	5
Спекание	0,25	0,51	0,49	0,59	0,50	0,43	0,33	0,28
Спекание + Уплотнение	0,14	0,34	0,37	0,36	0,51	0,42	0,32	0,26

Ранее на примере сплавов системы Al-Si-Sn было установлено [5, 6], что образование частиц износа в сплавах данного типа происходит путём отслоения сильнодеформированных поверхностных слоёв в основном по прослойкам олова, разделяющих зёрна матрицы. Следовательно, чем меньше толщина приповерхностного деформированного слоя, тем раньше в нём будет достигнута критическая величина деформации. Повышение давления на поверхности трения и разогрев её как раз приводит сосредоточению деформации в слое меньшей толщины из-за менее интенсивного деформационного упрочнения материала. Более того, прослойки олова проводят тепло хуже алюминиевых зёрен, поэтому температура на границе таких прослоек с сильно деформированными алюминиевыми зёрнами выше, чем в самих приповерхностных зёрнах. Сосредоточение деформации в оловянных прослойках приводит к быстрому исчерпанию их резервов пластичности и отслоению вышележащего алюминиевого слоя по границе раздела фаз.

На важную роль деформационного упрочнения поверхностного слоя образца указывает и характер изменения коэффициента трения при притирке (рис. 3).

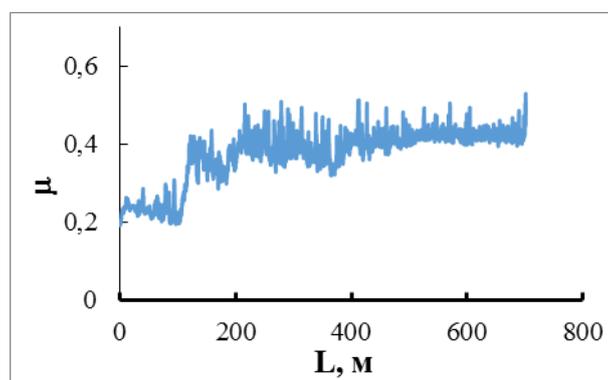


Рис. 3. Изменение величины коэффициента трения в процессе притирки образца (Al-9Si)-40Sn (570 °С; 1 час) при сухом трении по стали. $V_{ск} = 0,6$ м/с. $P = 1$ МПа.

Видно, что с увеличением длины пути трения величина μ постепенно возрастает и достигает стабильного значения после прохождения образцом не менее 300 м. Если силу

трения композита по стали определяет сопротивление поверхностного слоя сдвигу его внедрёнными неровностями, то рост и последующая стабилизация μ означает, что поверхностные слои образца упрочнились до максимально возможной в данных условиях величины напряжения сдвига. Если бы величину коэффициента трения определяли другие факторы, в том числе и рельеф поверхности трения, то притирка, которая приводит обычно к сглаживанию рельефа поверхности, должна была приводить к снижению величины μ .

Отметим, что повышение μ в нашем случае происходит поэтапно, в промежутке между которыми его величина даже снижается. Видимо это снижение как раз и связано с выравниванием рельефа поверхности трения. Его выравнивание влечёт более глубокое внедрение поверхностных неровностей контртела в образец и новое упрочнение деформируемого слоя. Нагрев деформированной поверхности из-за повышения давления вызывает её некоторое разупрочнение и снижение коэффициента трения.

Отслоение деформированного слоя происходит путём образования и роста трещины. Поэтому наличие на границе отслоения пор способствует более лёгкому образованию трещин и более быстрому их распространению. Уплотнение композита в горячем штампе способствует устранению указанных пор, а также улучшению адгезионной связи между алюминиевой и оловянной фазами. Это автоматически сказывается на износостойкости исследуемого композита в лучшую сторону (Табл. 1). Более того, данное обстоятельство лишней раз подчёркивает, что состояние границ раздела Al и Sn фаз играет очень значительную роль в сопротивлении композитов данной системы истиранию при сухом трении, сопровождающемся интенсивной деформацией приповерхностного слоя образцов.

Из проделанной работы можно сделать следующие выводы.

1. Спекание смеси порошков силумина и чистого олова с последующим их уплотнением позволяет получать композиты с упрочнённой алюминиевой матрицей и регулярно расположенными включениями Sn, являющимися источниками твёрдой смазки.
2. Интенсивность изнашивания композита (Al-9Si)-40Sn возрастает при повышении давления на поверхности трения, а его коэффициент трения при этом снижается.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований СО РАН на 2017-2020 годы (Программа III.23.2).

Список литературы:

1. Буше Н. А., Горячева И. Г., Корнеев Р. А. Контактное взаимодействие антифрикционных сплавов, содержащих мягкую фазу // Известия ВУЗов. Северо-Кавказский регион. Технические науки. Спецвыпуск. – 2001. – С.35–39.
2. Миронов А. Е., Белов Н. А., Столярова О. О. (ред.). Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения. – М.: Изд. дом МИСиС, 2016. – 222 с.
3. Kostornov A. G., Fushchich O. I. Sintered antifriction materials // Powder metallurgy and metal ceramics. – 2007. – V. 46. – № 9–10. – С.503–512.
4. Rusin N. M., Skorentsev A. L., Gurskih A. V. Wear mechanisms of sintered self-lubricating Al-based composites under dry friction // AIP Conference Proceedings. – 2015. – V. 1683. – 020195-1–020195-4.
5. Sidesh Kumar N. G., Ravindranath V. M., Shiva Shankar G. S. Dry sliding wear behavior of hybrid metal matrix composites // International journal of research in engineering and technology. – 2014. – V. 3. – № 3. – P.554–558.
6. Rusin N. M., Skorentsev A. L. Impact of the structure on mechanical and tribological properties of sintered (Al-12Si)-40Sn alloy // Inorganic materials: Applied research. – 2018. – V. 9. – № 5. – P.916–923.