

05

## Износ и коэффициент трения супермодифицированного заэвтектического сплава алюминия с кремнием

© В.Н. Осипов,<sup>1</sup> Ю.А. Фадин,<sup>2</sup> С.П. Никаноров<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Институт проблем машиноведения РАН,  
199178 Санкт-Петербург, Россия  
e-mail: s.nikanorov@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 3 февраля 2020 г.

В окончательной редакции 26 мая 2020 г.

Принято к публикации 26 мая 2020 г.

Изучены коэффициент трения и износ заэвтектического по составу сплава алюминия с 15 wt.% кремния с супермодифицированной эвтектической структурой без первичных кристаллов кремния, полученного направленной кристаллизацией при скорости затвердевания 1 mm/s. Показано, что этот сплав с высокой прочностью и пластичностью имеет более низкий коэффициент трения и более высокое сопротивление износу, чем сплав с 20 wt.% кремния. После модификации стронцием его трибологические свойства превосходят свойства заэвтектического коммерческого сплава.

**Ключевые слова:** микроструктура и механические свойства, трение и износ.

DOI: 10.21883/JTF.2020.12.50124.70-20

### Введение

В различных отраслях техники широко используются литейные сплавы алюминия с кремнием благодаря высокому отношению прочности к весу, низкому коэффициенту теплового расширения, высоким литейным качествам и сопротивлению коррозии. Заэвтектические Al–Si-сплавы с содержанием кремния более 13 wt.% имеют большее сопротивление износу и более низкий коэффициент трения, чем доэвтектические сплавы. Они наиболее интересны при производстве поршней, цилиндров и блоков двигателей внутреннего сгорания для современного автомобиля и спиральных компрессоров.

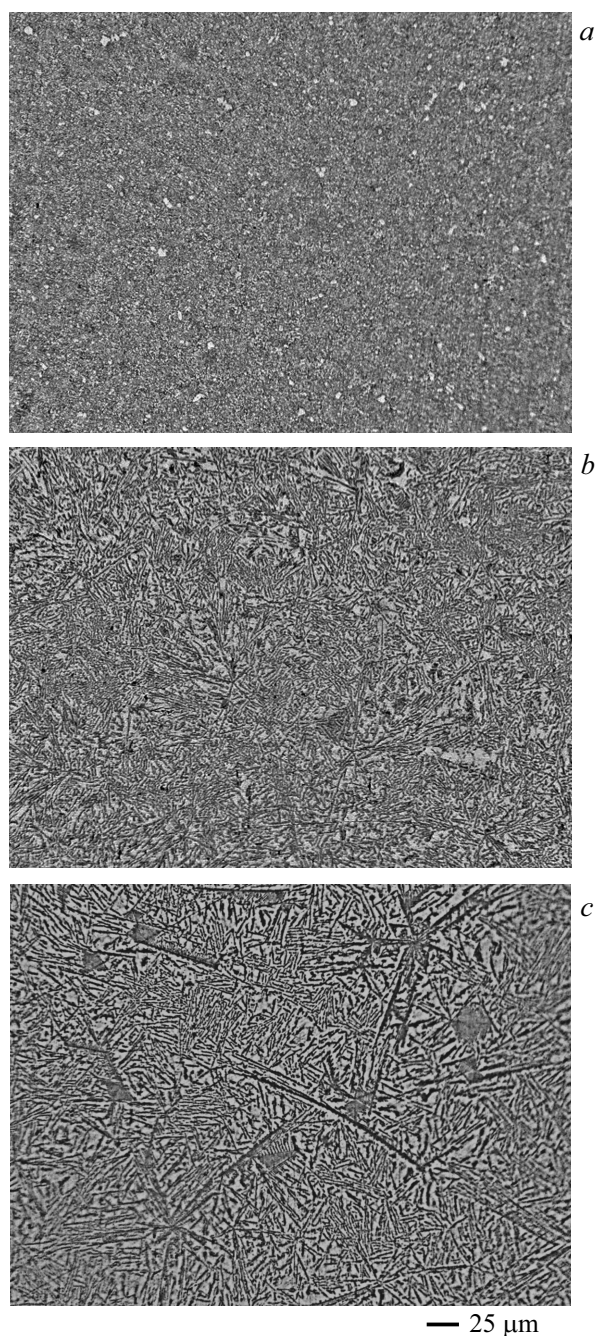
В [1] показано, что прочность направленно кристаллизованных заэвтектических Al–Si-сплавов растет при увеличении содержания кремния до эвтектического, около 12.5 wt.%, и падает в заэвтектической области. Это связано с ростом крупных первичных кристаллов кремния, границы которых при деформации становятся концентраторами напряжений. В то же время первичные кристаллы кремния, имеющего высокие модули упругости, обеспечивают заэвтектическому сплаву меньший коэффициент трения и большее сопротивление износу. Эти свойства зависят от размера и морфологии как первичных кристаллов кремния, так и эвтектического кремния. Поэтому в настоящее время ведутся интенсивные исследования возможности одновременного увеличения прочности, твердости и улучшения трибологических свойств заэвтектических сплавов [2]. Авторы работы [3] показали эффективность направленной кристаллизации заэвтектического сплава в эвтектической точке, смещенной к повышенному содержанию кремния за счет такого увеличения скорости затвердевания, ко-

торое обеспечит образование эвтектической структуры без первичных кристаллов. В этой работе был получен сплав Al–15 wt.% Si при скорости затвердевания  $v$ , равной 1 mm/s, с тонкодисперсной эвтектической структурой без первичных кристаллов кремния с повышенной прочностью и пластичностью. Модификация этого сплава 0.01 wt.% Sr усилила рафинирование сплава. Его супермодифицированная эвтектическая микроструктура стала оптически неразличимой по фазам и соответствует высшему шестому рейтингу Американского литейного общества [4]. Этот сплав имеет повышенную прочность, рекордную величину остаточного удлинения при разрушении, а его коэффициент качества выше, чем у всех силуминов. Однако трибологические свойства этого сплава не изучены.

В настоящей работе исследовалось трение и износ немодифицированного и модифицированного стронцием сплава заэвтектического состава Al–15 wt.% Si с эвтектической структурой без первичных кристаллов, полученной в смещенной эвтектической точке при  $v = 1$  mm/s, а также заэвтектического сплава Al–20 wt.% Si и технического алюминия.

### 1. Получение сплавов и определение их характеристик

Все сплавы были получены из 99.9% Al и 99.8% Si. Расплав гомогенизировался при 800°C в течение нескольких часов при периодическом перемешивании. Затем был приготовлен промежуточный сплав из Al–15 wt.% Si и 9 wt.% Sr чистотой 99.9%. Стронций необходимого веса до погружения в расплав завертывал-



**Рис. 1.** Микроструктура алюминиевых сплавов, полученных направленной кристаллизацией, скорость затвердевания 1 mm/s, поперечное сечение: *a* — Al–15 wt.% Si–0.01 wt.% Sr, *b* — Al–15 wt.% Si, *c* — Al–20 wt.% Si. Увеличение для всех шлифов показано на *c*.

ся в алюминиевую фольгу 99.9% чистоты для предотвращения окисления. Промежуточный сплав гомогенизировался в течение 3 h при 800°C с перемешиванием каждый час. Этот сплав использовался для получения модифицированного сплава Al–15 wt.% Si–0.01 wt.% Sr, расплав которого до затвердевания выдерживался также в течение 3 h при 800°C с перемешиванием каждый

час [3]. Стержни длиной около 1 m и поперечным сечением 15 × 3 mm вытягивались из расплава 660°C через формообразователь с воздушным охлаждением способом Степанова. Скорость затвердевания была 1 mm/s, температурный градиент около 12 K/min [5]. Микроструктура шлифов этих сплавов показана на рис. 1.

Трение и износ материала изучались при контакте торца неподвижного стержня исследуемого материала и вращающегося диска из стали марки 45. Нагрузка на контакт была 5.5 N (давление в области 0.3–0.6 МПа для образцов с разным сечением) при линейной скорости вращения 0.5 и 5.4 m/s. Коэффициент трения скольжения  $f$  определялся по моменту силы трения:  $f = M/(rP)$ , где  $M$  — момент силы трения скольжения,  $r$  — расстояние от оси вращения до места приложения нагрузки,  $P$  — нормальная нагрузка. На основании данных о весовом износе и плотности рассчитывалась интенсивность изнашивания сплава  $W = \Delta V/(SL)$ . Здесь  $\Delta V$  — износ объема,  $S$  — площадь сечения образца,  $L$  — длина пути трения. Этот параметр характеризует уменьшение объема на единицу площади на единицу пути трения и выражается в безразмерных единицах.

## 2. Результаты и их обсуждение

Результаты измерений для двух скоростей скольжения приведены в табл. 1 и 2. В этих таблицах приведены значения коэффициента трения, измеренные при такой длительности испытания, которая соответствует установившемуся характеру изменения  $f$  со временем. Это видно из рис. 2 и 3, где приведены зависимости коэффициента трения от времени при скорости скольжения 5.4 и 0.5 m/s. Зависимости коэффициента трения от времени имеют минимум и область роста до постоянной установившейся величины. Исключение наблюдается в случае сплава Al–20 wt.% Si при скорости скольжения 0.5 m/s. Зависимость  $f(t)$  имеет перегиб в области 20 s и достигает постоянной величины 0.18, а затем уменьшается до 0.12 (рис. 3, *d*). Увеличение  $f$  со временем или расстоянием скольжения объясняется увеличением шероховатости поверхности контакта в процессе трения, которое ранее наблюдалось на алюминии в работе [6]. Второй причиной медленного роста коэффициента трения во всем исследованном интервале температур могло быть повышение температуры вблизи контакта. Так, измерения в работе [7] показали, что температура сплава Al–25 wt.% Si повышается вблизи контакта со сталью при близких условиях трения (давление 10 N, скорость скольжения 1 m/s) до 40°C при расстоянии скольжения до 2000 m. Аномальное поведение  $f$  сплава Al–20 wt.% Si при скорости скольжения 0.5 m/s может быть связано с неоднородностью микроструктуры, образованной первичными кристаллами кремния.

Наблюдаемая интенсивность износа при нагрузке 5.5 N и обеих выбранных скоростях скольжения соответствует области умеренного износа сплавов Al–Si,

**Таблица 1.** Состав сплава, характеристики условий и результаты трибологических испытаний при нагрузке 5.5 N и скорости 5.4 m/s

| Состав*          | Сечение образца, mm <sup>2</sup> | Путь трения, m | Износ по весу, ΔW, mg | Относительная скорость износа по весу, W <sub>R</sub> , mg/m, 10 <sup>-4</sup> | Изношенный объем, ΔV, mm <sup>3</sup> | Интенсивность изнашивания, W, в единицах 10 <sup>-8</sup> | Коэффициент трения f |
|------------------|----------------------------------|----------------|-----------------------|--|---------------------------------------|---|----------------------|
| Al               | 20                               | 1574           | 2.6                   | 16.5   | 0.96                                  | 3.0   | 0.31                 |
| Al–15 Si–0.01 Sr | 15.3                             | 1270           | 1.2                   | 9.46   | 0.43                                  | 2.2   | 0.28                 |
| Al–15 Si         | 13.68                            | 1765           | 2.4                   | 13.6   | 0.86                                  | 3.6   | 0.28                 |
| Al–20 Si         | 9.72                             | 1626           | 3.6                   | 22.1   | 1.29                                  | 8.2   | 0.29                 |

Примечание. \* Состав дан в wt.%.

**Таблица 2.** Состав сплава, характеристики условий и результаты трибологических испытаний при нагрузке 5.5 N и скорости 0.5 m/s

| Состав*          | Сечение образца, mm <sup>2</sup> | Путь трения, m | Износ по весу, ΔW, mg | Относительная скорость износа по весу, W <sub>R</sub> , mg/m, 10 <sup>-4</sup> | Изношенный объем, ΔV, mm <sup>3</sup> | Интенсивность изнашивания, W, в единицах 10 <sup>-8</sup> | Коэффициент трения f |
|------------------|----------------------------------|----------------|-----------------------|--|---------------------------------------|---|----------------------|
| Al               | 17.6                             | 331            | 1.8                   | 54   | 0.67                                  | 11.5  | 0.28                 |
| Al–15 Si–0.01 Sr | 14.3                             | 391            | 1.6                   | 41   | 0.57                                  | 10.2  | 0.26                 |
| Al–15 Si         | 13.0                             | 326            | 1.2                   | 37   | 0.43                                  | 10.1  | 0.28                 |
| Al–20 Si         | 4.8                              | 407            | 1.7                   | 42   | 0.60                                  | 30.7  | 0.18                 |

Примечание. \* Состав дан в wt.%.

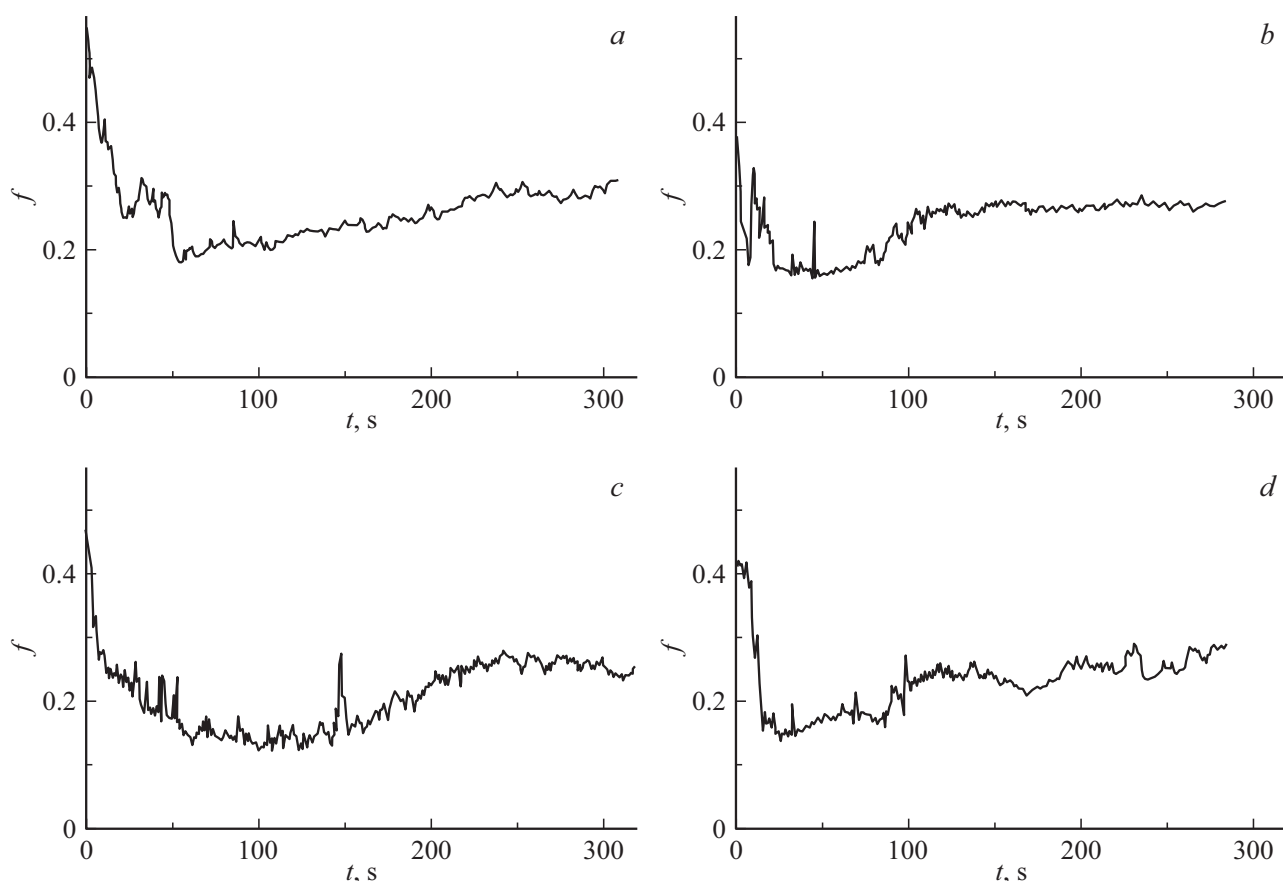
что следует из результатов многих наблюдений, рассмотренных в [8]. Согласно измерениям [9], на сплаве Al–25 wt.% Si при скорости скольжения 1 m/s умеренный износ имеет две области: легкий износ при нагрузке до 60 N и повышенный износ при нагрузке до 150 N. Выше 150 N наблюдается жесткий износ, скорость износа возрастает на порядок. Этот переход зависит и от скорости скольжения. Умеренный износ объясняют износом окисленного или окисляющегося при трении поверхностного слоя сплавов [9].

Согласно табл. 1 и 2, увеличение скорости от 0.5 до 5.4 m/s при нагрузке 5.5 N приводит к уменьшению интенсивности изнашивания W сплава одного состава на 64–78%.

Можно было предположить, что увеличение содержания кремния в исследуемых заэвтектических сплавах приведет к увеличению сопротивления износу, потому что кремний имеет высокий модуль упругости и является несущим нагрузку элементом в сплаве. Однако из табл. 1 и 2 видно, что увеличение содержания кремния вызывает не увеличение, а уменьшение сопротивления износу. Увеличение содержания кремния в сплаве Al–20 wt.% Si по сравнению с Al–15 wt.% Si соответствует увеличению интенсивности изнашивания от  $3.6 \cdot 10^{-8}$  до  $8.2 \cdot 10^{-8}$ , т.е. на 56%, при скорости скольжения 5.4 m/s или от  $10.1 \cdot 10^{-8}$  до  $30.7 \cdot 10^{-8}$ , т.е. на 67%, при скорости скольже-

ния 0.5 m/s (табл. 1 и 2). Это изменения объясняются тем, что сплав Al–15 wt.% Si был кристаллизован в смещенной эвтектической точке при независимом парном росте компонент структуры. Он имеет тонкую чешуйчато-волокнистую эвтектическую микроструктуру. Сплав Al–20 wt.% Si состоит из эвтектики и первичных кристаллов кремния дендритной, звездной и перистой структур (рис. 1). При модификации сплава Al–15 wt.% Si стронцием произошло дальнейшее утончение микроструктуры эвтектики до супермодифицированной, неразрешимой оптической микроскопией. Интенсивность изнашивания понизилась при скорости скольжения 5.4 m/s на 39%, а при скорости 0.5 m/s осталась неизменной. Можно считать, что интенсивность износа определяется главным образом морфологией и размером эвтектического кремния и первичных кристаллов кремния.

Таким образом, можно считать, что интенсивность износа заэвтектического сплава алюминия с кремнием при заданном содержании кремния, полученного при такой повышенной скорости, которая обеспечивает образование однофазной эвтектической микроструктуры в смещенной эвтектической точке, минимальна по сравнению с износом других близких составов, полученных при этой скорости затвердевания. Представляется важным сравнить результаты измерения трибологических характеристик Al–15 wt.% Si сплава заэвтектического



**Рис. 2.** Зависимость коэффициента трения от времени скольжения  $t$  при нагрузке 5.5 N и скорости скольжения 5.4 м/с:  $a$  — Al,  $b$  — Al–15 wt.% Si,  $c$  — Al–15 wt.% Si–0.01 wt.% Sr,  $d$  — Al–20 wt.% Si.

состава (более 12.5 wt.% Si), но с эвтектической структурой, с характеристиками коммерческого заэвтектического сплава, применяемого при изготовлении частей двигателей внутреннего сгорания. Следует отметить, что в литературе нет измерений, выполненных на коммерческих заэвтектических сплавах с составом, исследованным в настоящей работе, и при одинаковых условиях испытаний. Поэтому здесь проводится сопоставление со сплавом 390 Al с близким содержанием кремния по тем трибологическим характеристикам, которые исследовались в работе [9].

Скорость износа по весу  $W_R$  оценивалась по потере веса образца  $\Delta W$  на пути трения  $L$ :

$$W_R = \Delta W / L. \quad (1)$$

Скорость износа по объему определялась следующим образом:

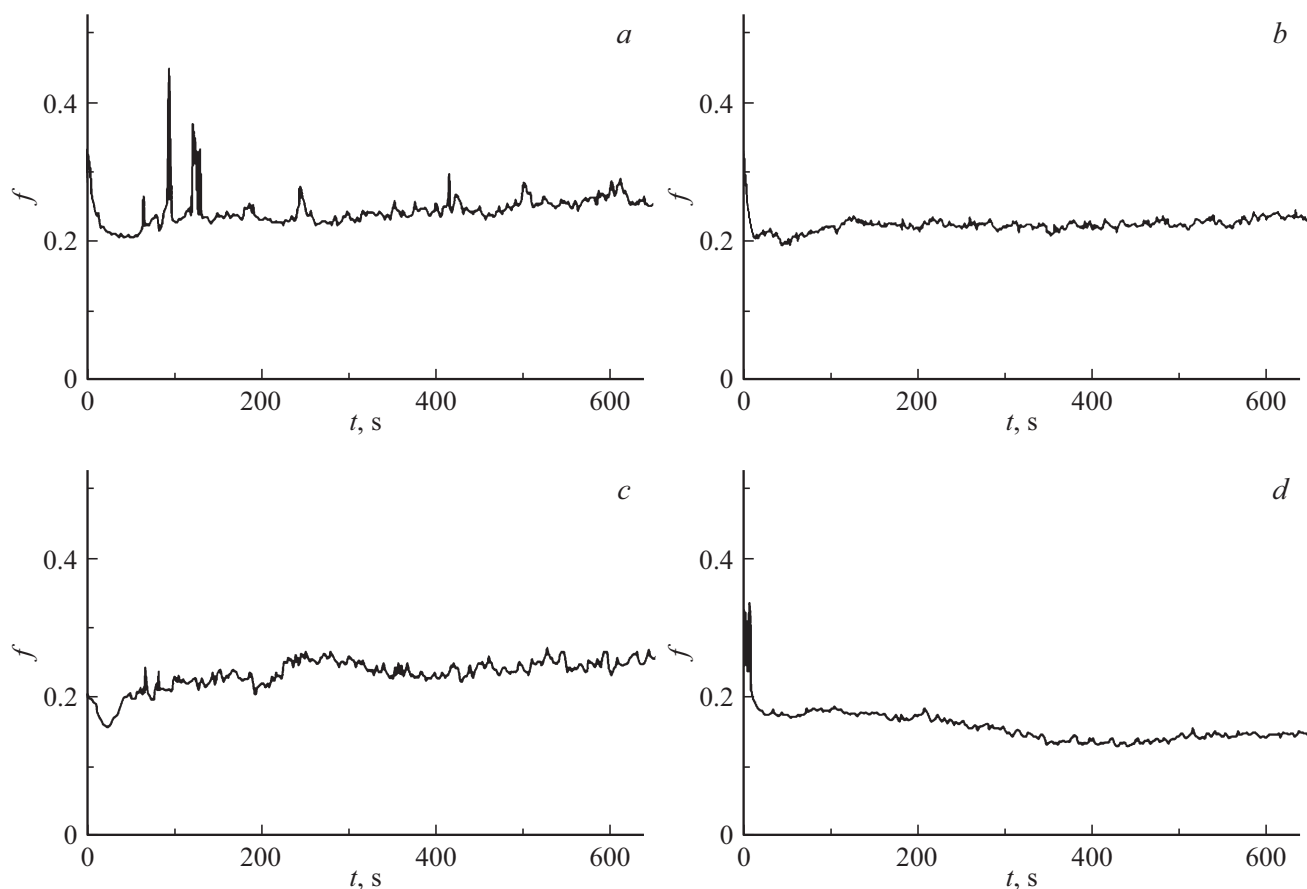
$$W_V = \Delta V / t. \quad (2)$$

Удельная скорость износа  $W_s$  определялась потерей объема на единицу длины пути и приложенной нормально нагрузки:

$$W_s = \Delta V / (LP). \quad (3)$$

Состав сравниваемых сплавов, механические характеристики, трибологические характеристики и условия

испытаний приведены в табл. 3. Коммерческий литой сплав 390 Al в отличие от сплава Al–15 wt.% Si содержит примеси Mg, Cu, Fe, Ni, более 1 wt.% каждой. Известно, что эти примеси упрочняют и одновременно охрупчивают сплав алюминия с кремнием. Это одна из причин того, что его прочность выше на 10%, а остаточная деформация меньше на 60%, чем у сплава, исследуемого в нашей работе. Однако после модификации исследуемого сплава стронцием прочность сплава Al–15 wt.% Si–0.01 wt.% Sr становится выше на 8%, а остаточная деформация — больше на 500% по сравнению с коммерческим сплавом. Основная причина в том, что сплав 390 Al состоит из эвтектики, образованной  $\alpha$ -Al и чешуйчатым эвтектическим кремнием, объемных первичных кристаллов кремния и частиц  $Mg_2Si$ , а модифицированный стронцием сплав алюминия с кремнием имеет супертонкую дисперсную эвтектическую структуру без первичных кристаллов. В этом причина того, что  $W_s$ ,  $W_V$ ,  $W_R$  и у сплава заэвтектического состава с супермодифицированной структурой значительно меньше, чем для коммерческого сплава, как видно из табл. 3. Следует отметить, что трибологические характеристики сплава 390 Al измерялись в [9] при нагрузке 10 N, а алюминий кремниевых сплавов в настоящей работе



**Рис. 3.** Коэффициент трения  $f$  в зависимости от времени скольжения  $t$  при нагрузке 5.5 N и скорости скольжения 0.5 м/с:  $a$  — Al,  $b$  — Al–15 wt.% Si–0.01 wt.% Sr,  $c$  — Al–15 wt.% Si,  $d$  — Al–20 wt.% Si.

**Таблица 3.** Состав сплава, временная прочность при растяжении  $\sigma$ , удлинение при разрушении  $\varepsilon$  и трибологические характеристики сплавов при нагрузке  $P$  и скорости скольжения  $v$

| Сплав*          | $\sigma$ , МПа | $\varepsilon$ , % | $P$ , N | $v$ , $\text{ms}^{-1}$ | Удельная скорость износа $W_s$ , $10^{-13} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ | Скорость износа объема $W_V$ , $10^{-12} \text{ m}^3/\text{s}$ | Скорость износа $W_R$ , $10^{-6} \text{ N/m}$ | Источник данных; коэффициент трения $f$          |
|-----------------|----------------|-------------------|---------|------------------------|---|--|---|--|
| 390 Al**        | 250            | 5.4               | 10      | 5.3                    | 2.852   | 8.558  | 0.08  | [9]; $f = 3.0$ , шероховатость $0.2 \mu\text{m}$ |
| Al–15Si–0.01 Sr | 270            | 32.5              | 5.5     | 5.4                    | 0.62  | 1.8  | 0.0094  | Данная работа***; $f = 0.28–0.29$                |
| Al–15Si         | 225            | 13.5              | 5.5     | 5.4                    | 0.89  | 2.6  | 0.0014  |  |
| Al–20Si         | 125            | 2.5               | 5.5     | 5.4                    | 1.44  | 4.3  | 0.022   |  |

*Примечание.* \* Состав сплавов в wt.%; \*\* химический состав 390 Al: Al–16.69Si–1.176Mg–1.304Cu–1.130Fe–1.224Ni–0.024Mn–0.012Sn–0.26Pb–0.12Zn; \*\*\* значения  $\sigma$  и  $\varepsilon$  из работ [1 и 3].

при 5.5 N. Однако по данным [9] увеличение нагрузки в 2 раза, от 10 до 20 N, приводит к снижению  $W_s$  на 26% и увеличению  $W_V$  и  $W_R$  соответственно на 48 и 43%. Из табл. 3 видно, что изменения характеристик за счет изменения материала значительно превышают влияние различия в нагрузках:  $W_s$ ,  $W_V$ ,  $W_R$  сплава Al–15 wt.% Si–0.01 wt.% Sr меньше чем для 390 Al соответственно на 72, 79 и 88%.

## Выводы

— Сплав заэвтектического состава 15 wt.% Si, полученный в смещенной эвтектической точке за счет повышенной скорости затвердевания (1 mm/s) имеет более низкий коэффициент трения и более низкие параметры износа  $W_s$ ,  $W_V$ ,  $W_R$ , чем сплав с 20 wt.% Si. Низкие трибологические характеристики этого сплава объясня-

ются его тонкой чешуйчато-волокнутой эвтектической микроструктурой при отсутствии или малом содержании первичных кристаллов кремния.

— Модификация этого сплава 0.01 wt.% Sr усиливает этот эффект. Износ веса на единицу длины пути скольжения, скорости износа объема во времени, удельный износ объема на единицу длины расстояния скольжения и на единицу приложенной нагрузки ниже, чем для коммерческого заэвтектического сплава 390 Al, применяемого для изготовления гильз и поршней двигателей внутреннего сгорания для автомобилей, при близких условиях испытаний.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман. ФТТ, **55** (6), 1119 (2013). [S.P. Nikanorov, L.I. Derkachenko, B.K. Kardashev, B.N. Korchunov, V.N. Osipov, V.V. Shpeizman. Physics Solid State, **55** (6), 1207 (2013).]
- [2] V.V.K. Narayan Prabhu. Trans. Indian Inst. Met., **67** (1), 1 (2014).
- [3] А.И. Аверкин, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов. Письма в ЖТФ, **42** (4), 67 (2016). [A.I. Averkin, B.N. Korchunov, S.P. Nikanorov, V.N. Osipov. Techn. Phys. Lett., **42** (2), 201 (2016).]
- [4] G.K. Sigworth. Modern Casting, **77**, 23 (1987).
- [5] П.И. Антонов, Л.М. Затуловский, А.С. Костыгов, Д.И. Левинзон, С.П. Никаноров, В.В. Пеллер, В.А. Татарченко, В.С. Юферев. *Получение профилированных монокристаллов и изделий методом Степанова* (Наука, Ленинград, 1981), С. 200.
- [6] Dewan Muhammad Nuruzzaman, Mohammad Asaduzzaman Chowdhury. Intern. Trans. Eng., Manag., Applied Sci., Technol., **4** (1), 29 (2013).
- [7] M. Elmadagli, T. Perry, A.T. Alpas. Wear., **262** (1–2), 79 (2007). DOI: 10.1016/j.wear.2006.03.043
- [8] V. Vijeesh, K. Narayan. Prabhu. Trans. Indian Inst. Met., **67** (1), 1 (2014).
- [9] A. Riyadh, Al-Samarai, Haftirman, Khairil Rafezi Ahmad, Y. Al-Douri, Intern. J. Mechan. Product. Eng. Res. Development (IJMPERD), **3** (1), 111 (2013). ISSN2249-6890