УДК 669/713-048/25 Doi: 10.31772/2587-6066-2021-22-2-371-382

Для цитирования: Структурно-фазовое состояние и свойства заэвтектического силумина, обработанного импульсным электронным пучком / Ю. Ф. Иванов, С. П. Ереско, А. А. Клопотов и др. // Сибирский аэрокосмический журнал. 2021. Т. 22, № 2. С. 371–382. Doi: 10.31772/2587-6066-2021-22-2-371-382.

For citation: Ivanov Yu. F., Eresko S. P., Klopotov A. A., Rygina M. E., Petrikova E. A., Teresov A. D. Structural-phase state and properties of hypereutectic silumin treated with a pulsed electron beam. *Siberian Aerospace Journal*. 2021, Vol. 22, No. 2, P. 371–382. Doi: 10.31772/2587-6066-2021-22-2-371-382.

## Структурно-фазовое состояние и свойства заэвтектического силумина, обработанного импульсным электронным пучком<sup>\*</sup>

Ю. Ф. Иванов<sup>1</sup>, С. П. Ереско<sup>2\*\*</sup>, А. А. Клопотов<sup>3</sup>, М. Е. Рыгина<sup>1, 4</sup>, Е. А. Петрикова<sup>1</sup>, А. Д. Тересов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН Российская Федерация, 634055, г. Томск, просп. Академический, 2/3 <sup>2</sup>Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М. Ф. Решетнева Российская Федерация, 660037, г. Красноярск, просп. им. газ. «Красноярский рабочий», 31 <sup>3</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет Российская Федерация, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2 <sup>4</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет Российская Федерация, 634055, г. Томск, ул. Ленина, 34 <sup>\*\*</sup>E-mail: eresko07@mail.ru

Силумины заэвтектического состава являются перспективными современными материалами широкого назначения (машиностроение, авиация, приборостроение, медицина и т. д.). Недостатками заэвтектических силуминов, существенно ограничивающих сферу их применения, являются поры и раковины, крупные (порядка 100 мкм) включения вторых фаз пластинчатой и игольчатой формы. В результате выполненных в работе исследований продемонстрирована возможность формирования в поверхностном слое силумина структурно-фазовых состояний, размер и морфология кристаллитов которых может целенаправленно изменяться в пределах от десятков микрометров до десятков нанометров. Выявлены режимы облучения, позволяющие более чем в 5 раз повысить микротвердость (15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 0,3 c<sup>-1</sup>, 5 имп.) и более чем в 3 раза повысить износостойкость (50 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 0,3 c<sup>-1</sup>, 5 имп.) силумина.

Ключевые слова: силумин заэвтектического состава, импульсный электронный пучок, структура, износостойкость, твердость.

# Structural-phase state and properties of hypereutectic silumin treated with a pulsed electron beam

Yu. F. Ivanov<sup>1</sup>, S. P. Eresko<sup>2\*\*</sup>, A. A. Klopotov<sup>3</sup>, M. E. Rygina<sup>1, 4</sup>, E. A. Petrikova<sup>1</sup>, A. D. Teresov<sup>1</sup>

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-52-04009).

The work was carried out with the financial support of the RFBR grant (project No. 19-52-04009).

<sup>1</sup>Institute of High Current Electronics (IHCE) of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences 2/3, Akademicheskiy Av., Tomsk, 634055, Russian Federation
<sup>2</sup>Reshetnev Siberian State University of Science and Technology
31, Krasnoyarskii rabochii prospekt, Krasnoyarsk, 660037, Russian Federation
<sup>3</sup>Tomsk State University of Architecture and Building
2, Solyanaya Sq., Tomsk, 6340032, Russian Federation
<sup>4</sup>National Research Tomsk State University
36, Lenin Av., Tomsk, 634050, Russian Federation
\*\*E-mail: eresko07@mail.ru

Hypereutectic silumin composition are promising modern materials of wide application (mechanical engineering, aviation, instrumentation, medicine, etc.). Disadvantages of hypereutectic silumin, significantly limiting their scope, are pores and shells, a large (about 100  $\mu$ m) inclusions of the second phase lamellar and needle-like. As a result of the studies carried out in this work, the possibility of forming structural-phase states in the surface layer of silumin, the size and morphology of which can purposefully change in the range from tens of micrometers to tens of nanometers, is demonstrated. The irradiation modes that allow more than 5 times to increase the microhardness (15 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 0.3 s<sup>-1</sup>, 5 imp.) and more than 3 times to increase the wear resistance (50 J/cm<sup>2</sup>, 150  $\mu$ s, 0.3 s<sup>-1</sup>, 5 imp.) of silumin were revealed.

Keywords: hypereutectic silumin, pulsed electron beam, structure, wear resistance, hardness.

#### Введение

Силумины относятся к классу материалов на основе алюминия, которые достаточно широко используются в авиакосмической промышленности. Силумин – сплав алюминия с кремнием. Данный сплав отличается низкой стоимостью, высокой коррозионной стойкостью, хорошими литейными свойствами. Диаграмма состояния системы Al-Si относится к эвтектические. Различают доэвтектические (<12 вес.% Si), эвтектические (≈12 вес.% Si), заэвтектические (>12 вес.% Si) силумины. Структура заэвтектического силумина представлена эвтектикой, первичными зернами кремния и интерметаллидами на основе железа, алюминия и кремния. Заэвтектический силумин имеет ряд макро- и микродефектов, возникающих при отливке и кристаллизации сплава: поры и раковины, возникающие из-за высокого газонасыщения. Чаще всего эти недостатки устраняются либо использованием модифицирующих добавок, либо изменением метода отливки. На данный момент разрабатываются различные технологии отливки сплава, использующие интенсивное охлаждение [1], закалочное затвердевание [2], а также легирование [3–5]. Данные методы требуют дорогостоящих присадок; методы отливки имеют ограничения по форме и размеру.

Облучение силумина импульсным электронным пучком позволяет производить модификацию структуры и свойств поверхностного слоя без использования дорогостоящих присадок [6–8]. В ряде работ [9; 10], выполненных на силуминах эвтектического состава, показано, что при взаимодействии пучка электронов с поверхностью металлических материалов за счет сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения образуется многофазная структура нано- и субмикроразмерного диапазона. Это способствует повышению твердости и износостойкости, усталостной долговечности и многих других свойств материала.

Целью настоящей работы является обнаружение и анализ закономерностей преобразования структуры и свойств заэвтектического силумина, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия.

#### Материал и методика исследования

В качестве материала исследования был использован силумин заэвтектического состава (Al-22 вес. % Si) в литом состоянии. Сплав готовили в лабораторной электрической печи

сопротивления шахтного типа с карбидокремниевыми нагревателями в окрашенном тигле из нержавеющей стали. В качестве шихты использовали технически чистые алюминий А7 (ГОСТ 11069-2001 [11]) и кремний Кр0 (ГОСТ 2169-69 [12]). Сплав изготавливали без модифицирования и рафинирования жидкого металла. Технологический процесс приготовления сплава включал следующие основные операции: загрузка в печь и расплавление расчетного количества алюминия, введение навески кремния в жидкий алюминий (поэтапно) и его растворение, отстаивание расплава, снятие шлака, заливка. Температура приготовления расплава составляла 800-850 °C. Заливку расплава проводили в окрашенный огнеупорной краской холодный алюминиевый кокиль при температуре 820 °С. Для измерения температуры расплава использовали хромель-алюмелевую термопару (ХА) и потенциометр постоянного тока типа ПП (класс 0,5). Полученные отливки представляли собой прямоугольные пластины размером 55×120×20 мм (без учета прибыли), из которых вырезали образцы размерами 15×15×5 мм для обработки импульсным электронным пучком с целью анализа структурно-фазового состояния и свойств силумина. Облучение образцов интенсивным импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО» [13]. Режим облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 15-50 Дж/см<sup>2</sup>, частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>, длительность воздействия пучка электронов 150 мкс, число импульсов облучения 3; облучение проводили в остаточной атмосфере аргона при давлении 0,02 Па. Режим облучения выбран согласно тепловым расчетам [14].

Образцы исследовали методами оптической (µVizo-MET-221), сканирующей (SEM-515 Philips) и просвечивающей (JEM-2100F) электронной микроскопии. Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,2 Н. Параметр износа и коэффициент трения определяли на трибометре TRIBOtechnic (условие сухого трения при комнатной температуре, контртело – шарик ШХ15 диаметром 6 мм, диаметр трека 4 мм, скорость вращения образца 2,5 см/с, нагрузка на индентор 10 Н, количество оборотов 8000).

#### Результаты исследования и их обсуждение

Структура исходного заэвтектического силумина является типичной для данной группы сплавов и характеризуется наличием первичных зерен кремния, размеры которых достигают 100 мкм, зерен эвтектики Al-Si и включений интерметаллидной фазы (рис. 1).



Рис. 1. Структура исходного заэвтектического силумина

Fig. 1. Structure of the initial hypereutectic silumin

Микрорентгеноспектральный анализ, выполненный методом «по точкам», выявил существенно неоднородное распределение элементного состава сплава. Выявлены зерна кремния (рис. 2, *a*, обозначены «1»), зерна эвтектики Al-Si (рис. 2, *a*, обозначены «2»), включения интерметаллидов различного элементного состава и формы (рис. 2,  $\delta$ ).

Облучение силумина импульсным электронным пучком приводит к существенному преобразованию структуры поверхностного слоя сплава. Представленные на рис. 3 электронно-микроскопические изображения иллюстрируют состояние поверхностного слоя сплава, облученного в режиме частичного (рис. 3, a,  $\delta$ ) и полного (рис. 3, b, c) растворения включений интерметаллидов и зерен кремния. Отчетливо видно, что во втором случае формируется однородная структура с размерами кристаллитов, изменяющимися в пределах единиц микрометров. Отметим, что облучение силумина импульсным электронным пучком в указанном диапазоне плотностей энергии не приводит к существенному изменению элементного состава поверхностного слоя; концентрация легирующих и примесных элементов изменяется в пределах ошибки измерения.



Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения структуры силумина в литом состоянии (*a*, *в*); энергетические спектры (*б*, *г*), полученные с участков, обозначенных значком «+» и цифрой «1» (*a*, *в*). В таблицах (*б*, *г*), показан элементный состав анализируемых участков силумина

Fig. 2. Electron microscopic images of the structure of silumin in the cast state (a, s);  $(\delta, z)$  show the energy spectra obtained from the areas indicated in (a, s) with a "+" and the number "1". The tables given in  $(\delta)$  and (z) show the elemental composition of the analyzed sections of silumin

Структурно-фазовое состояние силумина на субмикро-наноразмерном уровне анализировали методами просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что импульсная электронно-пучковая обработка приводит к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя силумина. Высокоскоростной режим нагрева, плавления, кристаллизации и охлаждения, реализующийся при облучении импульсным электронным пучком [15], приводит к формированию в поверхностном слое образцов структуры ячеистой кристаллизации (рис. 4). Размер ячеек кристаллизации изменяется в пределах от 200 до 650 нм. Толщина модифицированного слоя увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов и может достигать сотен микрометров. Вдоль границ ячеек кристаллизации располагаются включения второй фазы, формирующие (при плотности энергии пучка электронов до 30–35 Дж/см<sup>2</sup>) протяженные прослойки (рис. 4, а, б) толщиной 30-85 нм. При больших значениях плотности энергии пучка электронов в поверхностном слое силумина на границах ячеек образуются частицы второй фазы округлой (глобулярной) формы (рис. 4, в, частицы указаны стрелками). Размеры таких частиц составляют 100-180 нм. Важно отметить, что при плотностях энергии пучка электронов, не превышающих 20 Дж/см<sup>2</sup>, в поверхностном слое силумина, наряду с ячейками высокоскоростной кристаллизации, присутствуют первичные включения второй фазы, сформировавшиеся в материале при литье (рис. 4, а, включения обозначены цифрами 1 и 2). Размеры таких включений могут достигать десятки микрометров.



Рис. 3. Структура заэвтектического силумина, облученного импульсным электронным пучком (150 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп):  $a, \delta - 15 \text{ Дж/см}^2$ ;  $e, z - 50 \text{ Дж/см}^2$ 

Fig. 3. Structure of hypereutectic silumin irradiated with a pulsed electron beam (150  $\mu$ s, 0.3 s<sup>-1</sup>, 3 impulses): *a*,  $\delta$  – 15 J/cm<sup>2</sup>; *e*, *z* – 50 J/cm<sup>2</sup>

Очевидно, что столь существенное преобразование структуры силумина, имеющее место при облучении импульсным электронным пучком, приведет к изменению механических и трибологических свойств материала. Действительно, исследования механических свойств, выполненные путем определения микротвердости, показали, что облучение силумина импульсным электронным пучком способствует упрочнению материала (рис. 5). Наилучший результат, обеспечивающий увеличение твердости образцов более чем в 5 раз по сравнению с литым состоянием, достигнут при облучении силумина электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 15 Дж/см<sup>2</sup>. Анализ структуры и фазового состояния модифицированного слоя силумина дает основание заключить, что основными факторами, обеспечивающими выявленное кратное увеличение микротвердости образцов, является присутствие частично растворившихся включений кремния и интерметаллидов исходного состояния, а также формирование ячеек кристаллизации, повышающих прочность зерен алюминия и эвтектики Al-Si. Полное растворение исходных включений второй фазы сопровождается снижением микротвердости силумина.



Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя образцов силумина, облученных импульсным электронным пучком (150 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп.): *a* – 15 Дж/см<sup>2</sup>; *б* – 25 Дж/см<sup>2</sup>, *в* – 40 Дж/см<sup>2</sup>. На (*a*) цифрами обозначены включения второй фазы микронных размеров, образовавшиеся в процессе литья; на (*в*) стрелками указаны частицы второй фазы субмикронных размеров, образовавшиеся в результате облучения силумина электронным пучком. Просвечивающая электронная микроскопия

Fig. 4. Electron microscopic image of the structure of the surface layer of silumin samples irradiated with a pulsed electron beam (150  $\mu$ s, 0.3 s<sup>-1</sup>, 3 pulses): a - 15 J/cm<sup>2</sup>;  $\delta - 25$  J/cm<sup>2</sup>, e - 40 J/cm<sup>2</sup>. On (*a*) the numbers indicate inclusions of the second phase of micron dimensions, formed during the casting process; in (*e*), arrows indicate the particles of the second phase of submicron sizes, formed as a result of irradiation of silumin with an electron beam. Transmission electron microscopy



Рис. 5. Зависимость микротвердости силумина, облученного электронным пучком, от плотности энергии пучка электронов (150 мкс, 3 имп., 0,3 с<sup>-1</sup>)

Fig. 5. Dependence of the microhardness of silumin irradiated with an electron beam on the energy density of the electron beam (150  $\mu$ s, 3 pulses, 0.3 s<sup>-1</sup>)

При этом микротвердость модифицированного слоя превышает микротвердость литого состояния более чем в 2 раза (рис. 5).

Облучение силумина сопровождается существенным преобразованием трибологических свойств материала. Установлено, что при увеличении плотности энергии пучка электронов происходит снижение износа (повышение износостойкости) (рис. 6, *a*) и уменьшение коэффициента трения (рис. 6, *б*). Основываясь на результатах структурно-фазового анализа силумина, рассмотренных выше, можно заключить, что увеличение износостойкости силумина обусловлено, во-первых, растворением зерен первичного кремния, являющегося хрупкой фазой, которая в процессе трения выкрашивается и приводит к дополнительному изнашиванию материала. Во-вторых, повторным выделением частиц второй фазы субмикро- наноразмерного диапазона. В-третьих, формированием структуры ячеистой кристаллизации, упрочняющей зерна алюминия и эвтектики Al-Si.



Рис. 6. Зависимость параметра износа (*a*) и коэффициента трения ( $\delta$ ) силумина, облученного импульсным электронным пучком, от плотности энергии пучка электронов (150 мкс, 3 имп., 0,3 с<sup>-1</sup>)

Fig. 6. Dependence of the wear parameter (*a*) and the friction coefficient ( $\delta$ ) of a silumin irradiated with a pulsed electron beam on the energy density of the electron beam (150 µs, 3 pulses, 0.3 s<sup>-1</sup>)

#### Тройные системы Al-Cu-Si, Al-Cu-Fe, Al-Fe-Si и Cu-Fe-Si

На основе литературных данных выполнен анализ особенностей строения тройных диаграмм систем Al-Cu-Si, Al-Cu-Fe, Al-Fe-Si и Cu-Fe-Si.

В тройной системе Al-Cu-Si внутри изотермического треугольника установлено существование только одного трехкомпонентного соединения на основе k-фазы (прототип Mg, символ Пирсона hP2). В области медного угла образуется трехкомпонентный твердый раствор с широкой областью гомогенности на основе Cu(Al,Si) [16; 17]. Также в этой системе наблюдается существование с заметной по размерам областью гомогенности фазы на основе  $\gamma_1$ -фазы (Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>), в которой хорошо растворяется третий компонент Si. Только на одной стороне изотермического треугольника Al-Cu на основе бинарных соединений происходит образование трехкомпонентных соединений с узкими областями гомогенности.

В работе [18] в тройной системе Al-Cu-Fe в области медного угла выявлено образование трехкомпонентного твердого раствора с широкой областью гомогенности на основе Cu(Al,Fe). Значительную площадь в изотермическом треугольнике занимает фаза  $\beta$ - Fe<sub>x</sub>Cu<sub>y</sub>Al<sub>z</sub> (CsCl, *cP*8) (0 < x < 1, 0 < y < 1, 0,23 < x < 0,7) [18; 19]. Также внутри изотермического треугольника установлено образование порядка шести трехкомпонентных соединений:  $\Psi$ -FeCu<sub>2</sub>Al<sub>6</sub> (прототип Mg<sub>23</sub>(Al,Zn)<sub>49</sub>, символ Пирсона *cI*62),  $\omega$ -FeCu<sub>2</sub>Al<sub>7</sub> (Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe, *tP*40),  $\Phi$ -FeCu<sub>10</sub>Al<sub>10</sub> ( $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Al, *hP*5),

 $\tau_2$ -FeCu<sub>2</sub>Al<sub>7</sub> (Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe, *tP*40),  $\tau_3$ -FeCu<sub>10</sub>Al<sub>7</sub> (Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe, *tP*40),  $\tau_i$ -Fe<sub>12,5</sub>Cu<sub>25,5</sub>Al<sub>62</sub> (Mg<sub>23</sub>(Al,Zn)<sub>49</sub>, *cI*62). Кроме того, на сторонах изотермического треугольника Al-Cu и Cu-Fe образуется до 9-ти соединений на основе бинарных соединений с маленькими областями гомогенности [18; 19].

На основе приведенных данных можно сделать вывод, что в трехкомпонентном твердом растворе с широкой областью гомогенности на основе Cu(Al,Si) должно происходить хорошее растворение четвертого компонента Fe.

В тройной системе Al-Fe-Si в области Fe угла изотермического треугольника наблюдается существование двух областей трехкомпонентного твердого раствора на основе разупорядоченной ОЦК решетки  $\alpha$ -(Fe, Al, Si) и на основе разупорядоченной ГЦК решетки  $\gamma$ -(Fe, Al, Si) [20–22]. Двухкомпонентное соединение FeSi ( $P2_13$ , cP8) хорошо растворяет третий компонент Al и в результате создается протяженная область гомогенности трехкомпонентного соединения FeSi<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>. Характерным для этой системы внутри изотермического треугольника является образование порядка 10-ти интерметаллических трехкомпонентных соединений с узкими областями гомогенности:  $\tau_1/\tau_1$ , Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub> (Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>, aP16),  $\tau_2 \gamma$ -Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> ( $mC^*$ ),  $\tau_3$ , Fe<sub>5</sub>Al<sub>9</sub>Si<sub>5</sub> (FeAl<sub>2</sub>Si, oC128),  $\tau_4$ ,  $\delta$ -FeAl<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> (PdGa<sub>5</sub>, tI24),  $\tau_5$ , Fe<sub>2</sub>Al<sub>7</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>4</sub> (Fe<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>Si<sub>4</sub>, oC36),  $\tau_{10}$ , Fe<sub>5</sub>Al<sub>1</sub>Si<sub>3</sub> (Mn<sub>3</sub>Al<sub>10</sub>, hP26).

В тройной системе Cu-Fe-Si внутри изотермического треугольника не обнаружено трехкомпонентных интерметаллических соединений. Только в области Fe угла изотермического треугольника существует область трехкомпонентного твердого раствора на основе фазы α-(Fe,Cu,Si) [23].

Представленные данные показывают, что в результате высокоэнергетического воздействия в режиме высокоскоростного плавления в поверхностном слое исследуемого сплава возможно образование большого количества двойных, тройных (возможно и четырех компонентных) соединений на основе меди Cu(Al,Si,Fe).

#### Заключение

Показано, что облучение образцов заэвтектического силумина импульсным электронным пучком позволяет, в зависимости от плотности энергии пучка электронов, формировать в поверхностном слое структурно-фазовые состояния, размер кристаллитов которых может целенаправленно изменяться в пределах от десятков микрометров до десятков нанометров. Выявлен режим облучения (15 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп.), позволяющий многократно (более чем в 5 раз) повысить твердость модифицированного материала. Сделано заключение, основанное на структурно-фазовых исследованиях силумина, что условием кратного увеличения микротвердости образцов, является присутствие частично растворившихся включений кремния и интерметаллидов исходного состояния, а также формирование ячеек кристаллизации, повышающих прочность зерен алюминия и эвтектики Al-Si. Установлено, что увеличение плотности энергии пучка электронов в диапазоне 15-50 Дж/см<sup>2</sup> (150 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп.) способствует повышению износостойкости и уменьшению коэффициента трения силумина, облученного импульсным электронным пучком. Это обусловлено, во-первых, растворением зерен первичного кремния, являющегося хрупкой фазой, которая в процессе трения выкрашивается и приводит к дополнительному изнашиванию материала. Во-вторых, повторным выделением частиц второй фазы субмикро-наноразмерного диапазона. В-третьих, формированием структуры ячеистой кристаллизации, упрочняющей зерна алюминия и эвтектики Al-Si.

#### Библиографические ссылки

1. Władysiak R., Kozuń A. Dębowska K., Pacyniak T. Analysis of Crystallization Process of Intensive Cooled AlSi20CuNiCoMg Alloy // Archives of foundry engineering. 2017. Vol. 17(2). P. 137–144.

2. Марукович Е. А. Стеценко В. Ю. Получение отливок из заэвтектического силумина методом литья закалочным затвердеванием // Литье и металлургия. 2005. № 2(34). Р. 142–144.

3. Piatkowskia J., Wieszałab R. Tribological Properties of  $AlSi_{17}Cu_5Mg$  Alloy Modified with CuP Master Alloy with Various Speeds of Friction // Archives of foundry engineering. 2016. Vol. 16. P. 45–48.

4. Szymczak T., Gumienny G., Pacyniak T. Effect of Sr and Sb Modificationon the Microstructure and Mechanical Properties of 226 Silumin Pressure Casts // Archives of foundry engineering. 2015. Vol. 15(1). P. 105–108.

5. Roik T. A., Gavrysh O. A., Vitsiuk Y. Y. The Functional Properties Acquired by Antifriction Composites Produced from Silumin Grinding Waste // Powder metallurgy and metal ceramics. 2019. Vol. 57, № 9–10. P. 526–532.

6. Modification of hypereutectic Al–20 wt%Si alloy based on the addition of yttrium and Al–5Ti– 1B modifiers mixing melt / Qinglin Li, Binqiang Li, Jianjun Liu et al. // International Journal of Metalcasting. 2019. Vol. 13. P. 367–383.

7. Афанасьев В. К., Прудникова А. Н. Влияние обработки расплава на структуру и прочность промышленного заэвтектического силумина // Вестник ТГУ. 1998. № 3(3). С. 314.

8. Мартюшев Н. В., Зыкова А. П., Башев В. С. Модифицирование сплава марки АК12 частицами ультрадисперсного порошка вольфрама // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2017. № 3 (76). С. 51–58.

9. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионноплазменной обработкой / под ред. А. П. Ласковнева. Минск : Беларус. навука, 2013. 287 с.

10. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов и сплавов / под ред. Н. Н. Коваля и Ю. Ф. Иванова. Томск : НТЛ, 2016. 312 с.

11. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. Марки. М. : Изд-во стандартов. 2008. 6 с.

12. ГОСТ 2169-69. Кремний технический. М. : Изд-во стандартов. 2001. 6 с.

13. Коваль Н. Н., Иванов Ю. Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. 2008. Т. 51, № 5. С. 60–70.

14. Численное моделирование температурного поля силумина, облученного интенсивным электронным пучком / Ю. Ф. Иванов, Е. А. Петрикова, О. В. Иванова и др. // Известия вузов. Физика. 2015. Т. 58, № 4. С. 46–51.

15. Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками / В. П. Ротштейн, Д. И. Проскуровский, Г. Е. Озур, Ю. Ф. Иванов. Новосибирск : Наука, 2019. 348 с.

16. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si // J. Alloys and Compound. 2012. Vol. 512. P. 252–263.

17. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Al-Cu-Si system / C. Y. He, Y. Du, H. L. Chen et. al. // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2009. Vol. 33. P. 200–210.

18. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. М. : Металлургия, 1986. 440 с.

19. Zhang L. M., Lück R. Phase diagram of the Al-Cu-Fe quasicrystal-forming alloy system. III. Isothermal sections // International Journal of Materials Research. 2003. Vol. 94. P. 108–115.

20. A thermodynamic description of the Al-Fe-Si system over the whole composition and temperature ranges via a hybrid approach of CALPHAD and key experiments / Y. Du, J. C. Schuster, Z. K. Liu et. al. // Intermetallics. 2008. Vol. 16. P. 554–570.

21. Dons A. L. AlFeSi-particles in commercial pure aluminum // Zeitschrift für Metallkunde. 1984. Vol. 75. P. 170–174.

22. Miyazaki T., Kozakai T., Tsuzuki T. Phase decomposition of Al-Si-Fe ordered alloys // J. Materials Science. 1986. Vol. 21. P. 2557–2564.

23. Phase equilibria in FeCu-X (X: Co,Cr,Si,V) ternary systems / C. P. Wang, X. J. Liu, I. Ohnuma et. al. // J. Phase Equilibria. 2002. Vol. 23, № 3. P. 236–245.

### Refereces

1. Władysiak R., Kozuń A. Dębowska K., Pacyniak T. Analysis of Crystallization Process of Intensive Cooled AlSi20CuNiCoMg Alloy. Archives of foundry engineering. 2017. Vol. 17(2). P. 137–144.

2. Marukovich E. A. Stetsenko V. Yu. *Poluchenie-otlivok-iz-zaehvtekticheskogo-siluminametodom-litya-zakalochnym-zatverdevaniem* [Production of castings from hypereutectic silumin by quenching solidification casting]. Casting and metallurgy. 2005. No. 2(34). P. 142–144.

3. Piatkowskia J., Wieszałab R. Tribological Properties of AlSi<sub>17</sub>Cu<sub>5</sub>Mg Alloy Modified with CuP Master Alloy with Various Speeds of Friction. Archives of foundry engineering. 2016. Vol. 16. P. 45–48.

4. Szymczak T., Gumienny G., Pacyniak T. Effect of Sr and Sb Modificationon the Microstructure and Mechanical Properties of 226 Silumin Pressure Casts. Archives of foundry engineering. 2015. Vol. 15(1). P. 105–108.

5. Roik T. A., Gavrysh O. A., Vitsiuk Y. Y. The Functional Properties Acquired by Antifriction Composites Produced from Silumin Grinding Waste. Powder metallurgy and metal ceramics. 2019. Vol. 57, No. 9-10. P. 526–532.

6. Qinglin Li, Binqiang Li, Jianjun Liu, Jinbao Li, Dexue Liu, Yefeng Lan, and Tiandong Xia Modification of hypereutectic Al–20 wt%Si alloy based on the addition of yttrium and Al–5Ti–1B modifiers mixing melt// International Journal of Metalcasting. 2019. Vol. 13. P. 367–383.

7. Afanasyev V. K., Prudnikova A. N. *Vliyanie obrabotki rasplava na strukturu i prochnost' promyshlennogo zaevtekticheskogo silumina* [Effect of melt treatment on the structure and strength of industrial hypereutectic silumin]. Bulletin of TSU. 1998. T. 3(3). P. 314.

8. Martyushev N. V., Zykova A. P., Bashev V. S. *Modificirovanie splava marki AK12 chasticami ul'tradispersnogo poroshka vol'frama*. [Modification of the AK12 alloy with ultrafine tungsten powder particles] Metal processing (technology, equipment, tools). 2017. No. 3 (76). P. 51–58.

9. Modifikaciya struktury i svojstv evtekticheskogo silumina elektronno-ionno-plazmennoj obrabotkoj [Modification of the structure and properties of eutectic silumin by electron-ion-plasma treatment] / edited by A. P. Laskovnev. Minsk, Belarus. navuka, 2013, 287 c.

10. *Elektronno-ionno-plazmennaya modifikaciya poverhnosti cvetnyh metallov i splavov* [Electronion-plasma modification of the surface of non-ferrous metals and alloys]. Ed. N. N. Koval and Yu. F. Ivanov. Tomsk, NTL, 2016, 312 p.

11. *GOST 11069–2001. Alyuminij pervichnyj. Marki* [GOST 11069–2001. Primary aluminum. Stamps]. Moscow, Standartinform Publ., 2008, 6 p.

12. GOST 2169–69. Kremnij tekhnicheskij. [GOST 2169–69. Technical silicon.] Moscow, Standartinform Publ., 2001, 6 p.

13. Koval N. N., Ivanov Yu. F. Nanostructuring of surfacesof metalloceramic and ceramic materials byelectron-beams. *Russian Physics. Journal.* 2008. Vol. 51. P. 505–516.

14. Ivanov Yu. F., Petricova E. A., Ivanova O. V. and et. al. Numerical Simulation of the Temperature Field of Silumin. *Russian Physics. Journal.* 2015. Vol. 58. P. 478–484.

15. Rotshtein V. P., Proskurovsky D. I., Ozur G. E., Ivanov Yu. F. *Modifikaciya poverhnostnyh sloev metallicheskih materialov nizkoenergeticheskimi sil'notochnymi elektronnymi puchkami.* [Modification of the surface layers of metallic materials by low-energy high-current electron beams]. Novosibirsk, SB RAS, Nauka, 2019, 348 p.

16. Ponweiser N., Richter K. W. New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si. *J. Alloys and Compound*. 2012. Vol. 512. P. 252–263.

17. He C. Y., Du Y., Chen H. L. and et. al. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Al-Cu-Si system. *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry.* 2009. Vol. 33. P. 200–210.

18. Bannykh O. A., Budberg P. B., Alisova S. P. and et. al. *Diagrams of the state of dual and multicomponent systems based on iron: Reference* [Diagrammy sostoyaniya dvojnyh i mnogokom-ponentnyh sistem na osnove zheleza: Spravochnik]. Moscow, Metallurgy, 1986, 440 p.

19. Zhang L. M., Lück R. Phase diagram of the Al-Cu-Fe quasicrystal-forming alloy system. III. Isothermal sections. *International Journal of Materials Research*. 2003. Vol. 94. P. 108–115.

20. Du Y., Schuster J. C., Liu Z. K. and et. al. A thermodynamic description of the Al-Fe-Si system over the whole composition and temperature ranges *via* a hybrid approach of CALPHAD and key experiments. *Intermetallics*. 2008. Vol. 16. P. 554–570.

21. Dons A. L. AlFeSi – particles in commercial pure aluminum. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1984. Vol. 75. P. 170–174.

22. Miyazaki T., Kozakai T., Tsuzuki T. Phase decomposition of Al-Si-Fe ordered alloys. *J. Materials Science*. 1986. Vol. 21. P. 2557–2564.

23. Wang C. P., X. J. Liu, I. Ohnuma and et. al. Phase equilibria in FeCu-X (X: Co, Cr, Si, V) ternary systems. *J. Phase Equilibria*. 2002. Vol. 23. No. 3. P. 236–245.

© Иванов Ю. Ф., Ереско С. П., Клопотов А. А., Рыгина М. Е., Петрикова Е. А., Тересов А. Д., 2021

Клопотов Анатолий Анатольевич – доктор физико-математических наук, профессор; Томский государственный архитектурно-строительный университет. E-mail: klopotovaa@tsuab.ru.

**Рыгина Мария Евгеньевна** – аспирант; Томский политехнический университет; мл. науч. сотр., лаборатория плазменной эмиссионной электроники Института сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН). E-mail: L-7755me@mail.ru.

**Иванов Юрий Федорович** – доктор физико-математических наук, доцент, главный научный сотрудник; лаборатория плазменной эмиссионной электроники Института сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН). E-mail: yufi55@mail.ru.

Ереско Сергей Павлович – доктор технических наук, профессор, заслуженный изобретатель Российской Федерации, профессор; Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М. Ф. Решетнева. E-mail: eresko07@mail.ru.

**Петрикова Елизавета Алексеевна** – мл. науч. сотр.; лаборатория плазменной эмиссионной электроники Института сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН). E-mail: petrikova@opee.hcei.tsc.ru.

**Тересов Антон** Дмитриевич – науч. сотр.; лаборатория плазменной эмиссионной электроники Института сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН). E-mail: tad514@yandex.ru.

**Ivanov Yurii Fedorovich** – Dr. Sc., assistant professor, senior scientist, main scientific of IHCE RAS, Institute of High Current Electronics (IHCE), Siberian Branch, Russian Academy of Sciences. E-mail: yufi55@mail.ru.

Eresko Sergey Pavlovich – Dr. Sc., Honored Inventor, professor, Siberian State University of Science and Technology. E-mail: eresko07@mail.ru.

Klopotov Anatoly Anatolyevich – Dr. Sc., professor, Tomsk State University of Architecture and Building. E-mail: klopotovaa@tsuab.ru.

**Rygina Maria Evgenievna** – post-graduate student; Tomsk Polytechnic University, junior researcher, Institute of High Current Electronics (IHCE), Siberian Branch, Russian Academy of Sciences. E-mail: L-7755me@mail.ru.

**Petrikova Elizaveta Alekseevna** – junior researcher, Institute of High Current Electronics (IHCE), Siberian Branch, Russian Academy of Sciences. E-mail: petrikova@opee.hcei.tsc.ru.

**Teresov Anton Dmitrievich** – researcher, Institute of High Current Electronics (IHCE), Siberian Branch, Russian Academy of Sciences. E-mail: tad514@yandex.ru.