

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА, ОБЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Иванов Ю.Ф.^{*}, Рыгина М.Е.^{**}, Петрикова Е.А.^{***}, Тересов А.Д.^{****}

*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН),
Академический просп., 2/3, Томск, 634055, Россия*

^{} e-mail: yufi55@mail.ru*

*^{**} e-mail: l-7755me@mail.ru*

*^{***} e-mail: petrikova@opee.hcei.tsc.ru*

*^{****} e-mail: tad514@yandex.ru*

Статья поступила в редакцию 17.02.2021

Заэвтектический силумин — перспективный сплав для изготовления поршней и подшипников скольжения, требующий дополнительного легирования и обработки на этапе отливки. Обработка заэвтектического силумина электронным пучком (17 кэВ, (20—50) Дж/см², 200 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹) приводит к плавлению и последующей кристаллизации поверхностного слоя с формированием кремния глобулярной формы, что устраняет необходимость дополнительного воздействия на структуру сплава. После проведения испытаний на растяжение определен режим, приводящий к кратному увеличению пластических свойств.

Ключевые слова: силумин заэвтектический, деформация одноосным растяжением плоских образцов, предел текучести, предел прочности, структура поверхности излома.

Введение

Заэвтектический силумин — механическая смесь алюминия и кремния, содержащая более 12 вес. % кремния [1]. Данный сплав отличается относительно низким коэффициентом расширения, высокой износо- и коррозионной стойкостью, высокой жидкотекучестью. Кремний обеспечивает высокую твердость, но вместе с тем, высокую хрупкость силумина. При отливке деталей из нелегированного сплава в изложницу происходит образование пор в связи с разницей температур кристаллизации алюминия и кремния (более чем в два раза). Остывание вместе с изложницей сопровождается формированием первичных зерен кремния размером более 100 мкм [1, 2]. Данные недостатки делают невозможным применение сплава без использования дополнительных присадок, что значительно увеличивает стоимость материала. Высокоэнергетические методы, получившие развитие в последние десятилетия, позволяют осуществить рекристаллизацию поверхностного слоя металлических материалов и, тем самым, повысить физико-механические и трибологические характеристики детали [3, 4]. С этой це-

лю довольно часто используется селективная лазерная плавка для создания сплавов на основе алюминия и кремния, но данный способ применяют преимущественно к эвтектическим и доэвтектическим силуминам [5—7]. Для модификации заэвтектических силуминов успешно используют методы, основанные на изменении способа отливки. К примеру, метод центробежного литья позволяет получить структуру силумина микроразмерного диапазона [8].

В ряде работ [9—12] было показано, что облучение заэвтектического силумина интенсивным импульсным электронным пучком приводит, в результате плавления и высокоскоростной кристаллизации, к формированию многослойной структуры толщиной до 100 мкм, свободной от первичных грубых включений кремния и интерметаллидов, имеющей структуру ячеистой кристаллизации. Ячейки кристаллизации субмикронных размеров (твердый раствор на основе алюминия) разделены наноразмерными прослойками второй фазы, обогащенными легирующими элементами (кремний, медь, никель, железо). Следует ожидать, что столь существенное преобразование

структуры поверхностного слоя приведет к изменению пластических свойств силумина.

Целью настоящей работы является анализ результатов, полученных при механических испытаниях, выполненных в условиях одноосного растяжения плоских пропорциональных образцов силумина заэвтектического состава, облученных импульсным электронным пучком.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования был использован сплав состава (Al-(20—24) вес. % Si), находящийся в литом состоянии. Испытания силумина на растяжение осуществлялись на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток в соответствии с ГОСТ 1497-84 [13]. Образцы для испытаний вырезали методами электроэрозионной резки из массивного слитка. Полученные заготовки подвергали полировке алмазными пастами различной дисперсности. Перед испытаниями образцы имели следующие размеры: толщина 2,3 мм; ширина 9,1 мм; длина рабочей части 16,0 мм. Полированные образцы были разделены на две партии. Первая партия образцов оставалась необлученной. Рабочую область второй партии образцов облучали с двух сторон в вакуу-

ме импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» [14]. Параметры пучка электронов: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, плотность энергии пучка электронов 20—50 Дж/см², длительность импульсов 200 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с⁻¹; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2}$ Па [15]. Механические испытания силумина осуществлялись путем одноосного растяжения образцов на испытательной машине «INSTRON 3386» с постоянной скоростью 2,0 мм/мин. Исследования элементного и фазового состава, структуры поверхности разрушения проводили методами сканирующей электронной микроскопии (приборы «Philips SEM-515» и «LEO EVO 50») и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100F).

Результаты исследования и их обсуждение

Деформационные кривые в координатах «напряжение—деформация» ($\sigma = f(\epsilon)$) исходного и облученного импульсным электронным пучком образцов силумина приведены на рис. 1. Полученные деформационные кривые относятся к диаграммам общего типа, которые можно описать па-

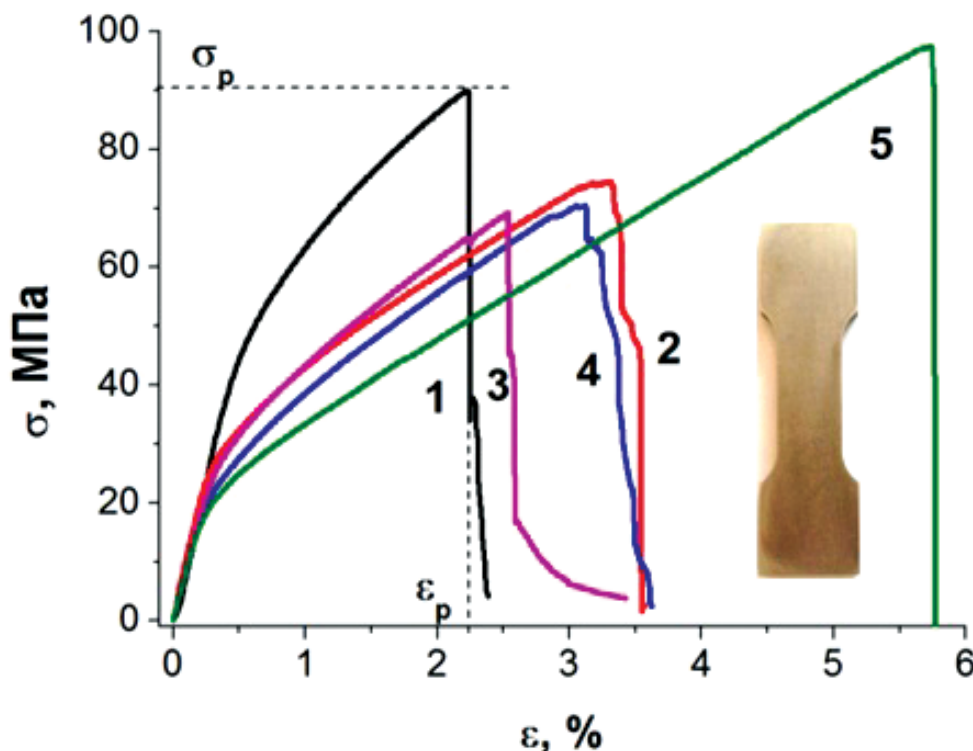


Рис. 1. Деформационные кривые литого (кривая 1) и облученных (кривые 2—5) образцов силумина, построенные в координатах $\sigma - \epsilon$; кривая 2 — образец, облученный электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 20$ Дж/см²; кривая 3 — $E_s = 30$ Дж/см²; кривая 4 — $E_s = 40$ Дж/см²; кривая 5 — $E_s = 50$ Дж/см²

раболической функциональной зависимостью вида $\sigma = \sigma_0 + \Theta \epsilon^n$, где Θ — коэффициент деформационного упрочнения; $n < 1$ — показатель деформационного упрочнения [16—19]. Отсутствие на деформационных кривых стадии предразрушения свидетельствует о хрупком разрушении материала.

Видно, что поведение силумина при деформации существенным образом зависит от состояния поверхностного слоя материала, определяемого режимом облучения импульсным электронным пучком. Наиболее высокая пластичность выявлена у образцов силумина, облученных электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 50 Дж/см² (рис. 1, кривая 5). При данном режиме облучения предельная пластичность материала ϵ_p при разрыве достигает 5,7 %, что в 2,5 раза превышает предельную пластичность литого силумина. Прочность силумина, облученного импульсным электронным пучком в указанном режиме, достигает значения 97,5 МПа, что в 1,1 раза выше предельной прочности σ_p материала в исходном состоянии. Таким образом, выявлен режим облучения заэвтектического силумина, позволяющий кратно увеличить пластические свойства, без потери прочностных свойств, в условиях одноосного растяжения плоских пропорциональных образцов.

Дефектную субструктуру и фазовый состав поверхностного слоя силумина, сформировавшегося в результате облучения импульсным электронным пучком, изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Установлено, что в результате высокоскоростной кристаллизации в модифицированном слое формируется структура ячеистого типа (рис. 2,а). Объем ячеек образован твердым раствором на основе алюминия, размер ячеек изменяется в пределах 350—600 нм. Ячейки разделены протяженными прослойками, обогащенными атомами кремния, железа и меди (рис. 2,в,г). Толщина прослоек изменяется в пределах 80—150 нм. Методами дифракционной электронной микроскопии с привлечением темнопольной методики и методики индирования микроэлектронограмм [20] установлено, что на границах ячеек располагаются преимущественно частицы кремния и, существенно реже, частицы интерметаллидов. Частицы имеют глобулярную форму.

Поверхностный слой силумина, облученного импульсным электронным пучком, содержит

включения глобулярной формы, размеры которых изменяются в пределах от 1 до 2 мкм (рис. 2). Микрорентгеноспектральный анализ показывает, что данные включения сформированы атомами кремния (рис. 2,е).

Таким образом, облучение силумина заэвтектического состава интенсивным импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхностного слоя позволяет сформировать многофазную субмикронаноразмерную структуру, представленную ячейками высокоскоростной кристаллизации, разделенными прослойками второй фазы, и включениями кремния глобулярной формы. Важно отметить отсутствие столбчатой структуры поверхностного слоя, кристаллизующегося в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения после импульсной обработки.

Структуру поверхности разрушения силумина исследовали методами сканирующей электронной микроскопии. Характерные изображения поверхности разрушения литого силумина и силумина, облученного импульсным электронным пучком, приведены на рис. 3.

На поверхности разрушения силумина в литом состоянии и после облучения импульсным электронным пучком наблюдаются ячейки вязкого разрушения и области скола. Анализ фрактограмм показывает, что в литом силумине микротрещины зарождаются и распространяются преимущественно вдоль границ раздела зерен алюминия и включений второй фазы (рис. 3,а,б).

Облучение литого силумина импульсным электронным пучком сопровождается, как отмечалось выше, модифицированием поверхностного слоя. Данный слой имеет субмикроразмерную структуру и четко выявляется при исследовании излома (рис. 3,в). Диаметр ямок излома колеблется в диапазоне 300—500 нм, что соответствует размерам ячеек высокоскоростной кристаллизации. Наряду с ямками вязкого излома на поверхности разрушения облученных образцов в небольшом количестве присутствуют участки хрупкого (квазихрупкого) разрушения сплава (рис. 3,в, указаны желтыми стрелками). Очевидно, что присутствие данного вида излома обусловлено наличием в поверхностном слое облученных образцов включений кремния, не растворившихся при обработке электронным пучком.

Таким образом, основной причиной кратно-го увеличения пластических свойств силумина заэвтектического состава, облученного импульсным электронным пучком, является формирование сравнительно протяженного (100—120 мкм)

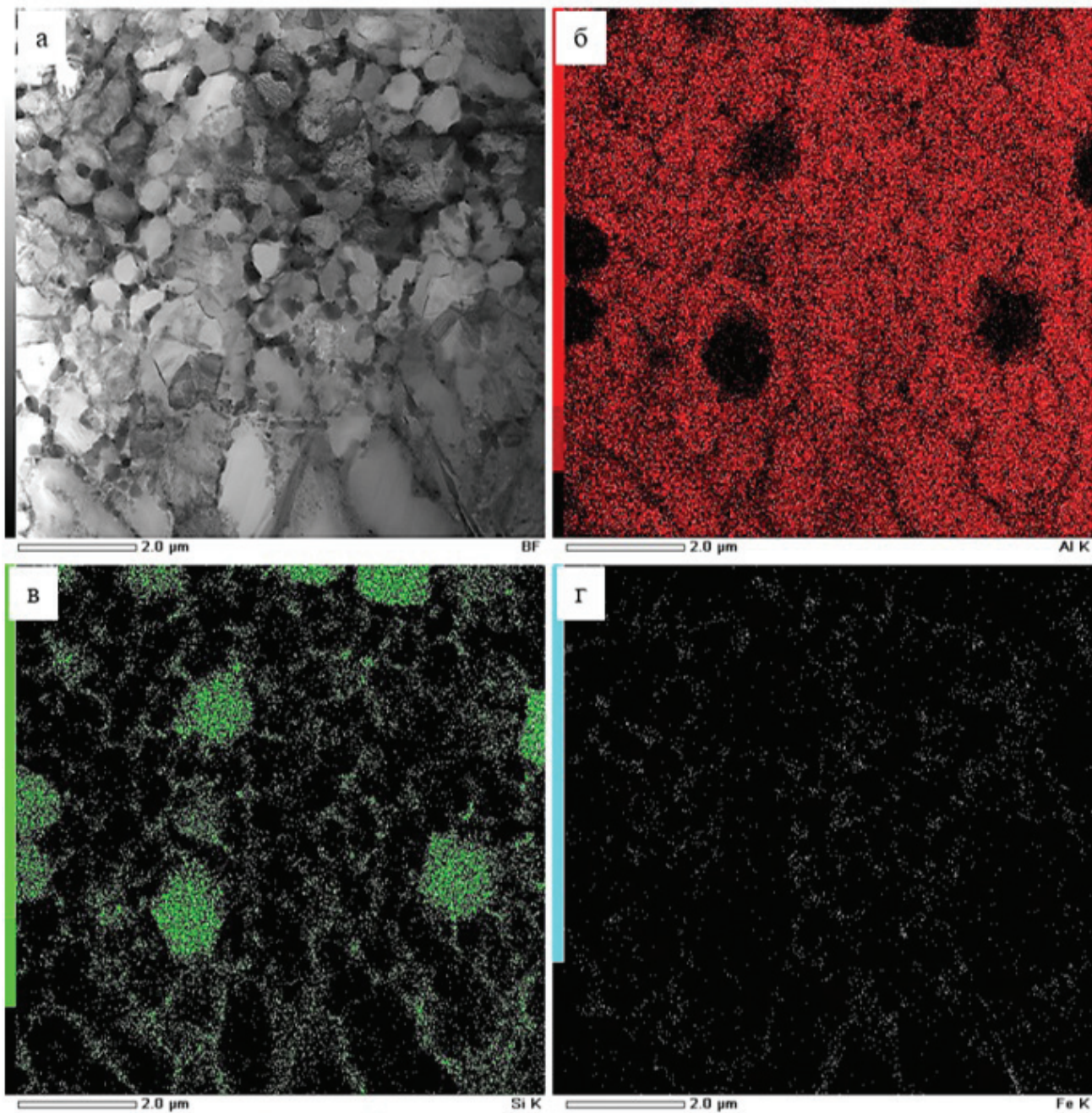


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя силумина, расположенного на расстоянии ~ 20 мкм от поверхности облучения (а); б–г – изображения этого же участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов алюминия (б), кремния (в) и железа (г). Режим облучения – 17 кэВ, 40 Дж/см², 200 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹, давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2}$ Па

поверхностного слоя, имеющего субмикронно-кристаллическую многофазную структуру и содержащего включения кремния глобулярной формы микронных размеров.

Выводы

Выполнено облучение поверхности образцов силумина заэвтектического состава (Al-(20–24) вес. % Si) импульсным электронным пучком (17 кэВ, (20–50) Дж/см², 200 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹, давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2}$ Па). Показано, что облуче-

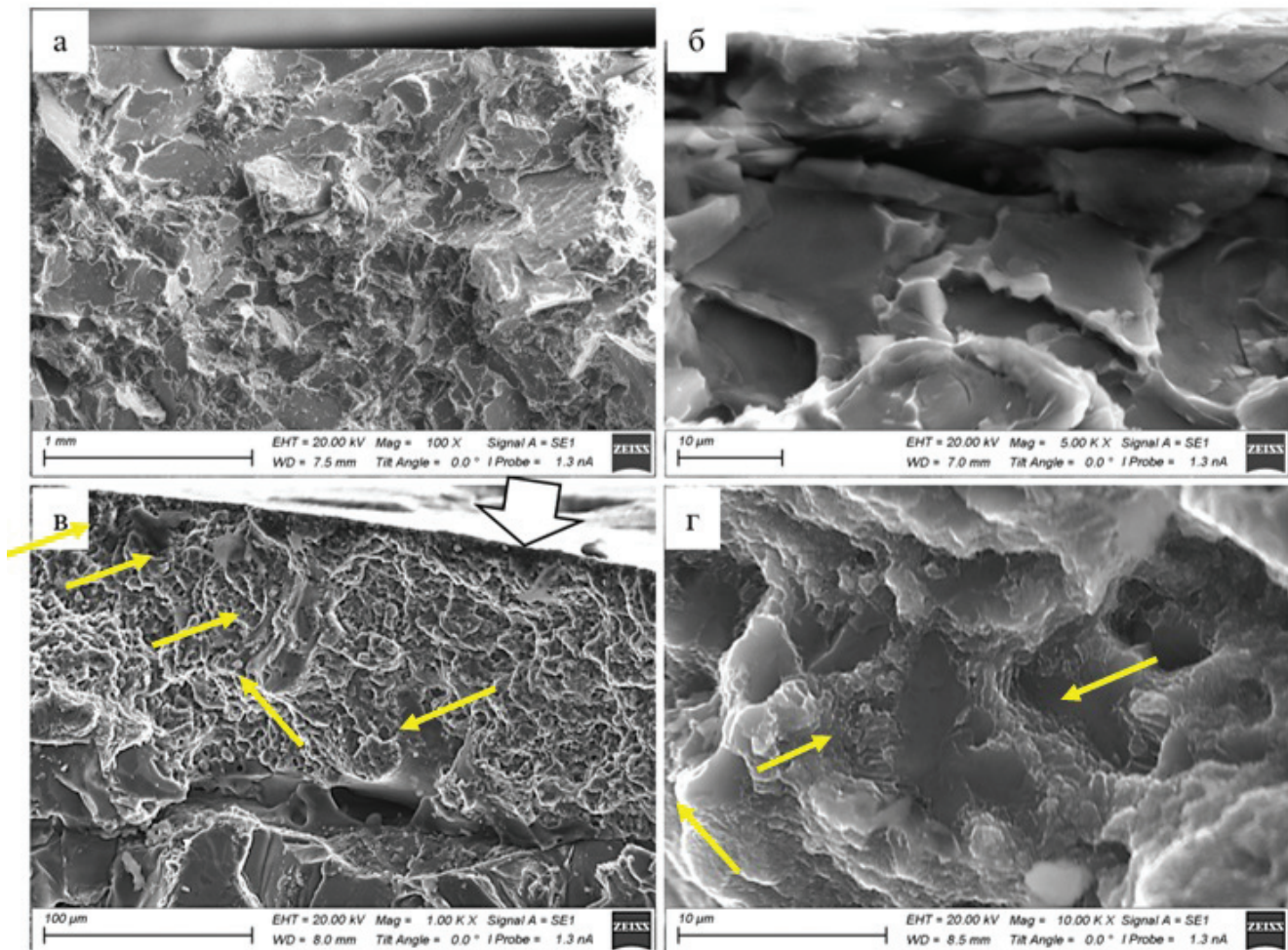


Рис. 3. Структура поверхности разрушения силумина в литом состоянии (*а, б*) и после облучения импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см^2 (*в, г*). На рис. *в* белой стрелкой указана на поверхность облучения, желтыми – участки квазихрупкого разрушения

ние силумина приводит к плавлению и последующей высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя толщиной до 120 мкм . Модифицированный слой имеет многофазную субмикронаноразмерную структуру, представленную ячейками высокоскоростной кристаллизации, разделенными прослойками второй фазы, и включениями кремния глобулярной формы, размеры которых изменяются в пределах от 1 до 2 мкм . Важно отметить отсутствие столбчатой структуры поверхностного слоя, кристаллизующегося в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения после импульсной обработки. Установлено, что ячейки высокоскоростной кристаллизации сформированы твердым раствором на основе алюминия и разделены тонкими прослойками. Основной фазой прослоек является кремний, имеющий округлую форму и размеры $80\text{--}150 \text{ нм}$. Осуществлены

механические испытания заэвтектического силумина в литом и облученном состояниях путем одноосного растяжения плоских пропорциональных образцов. Выявлен режим облучения, позволяющий кратно (в $2,5$ раза) повысить пластические свойства, без потери прочностных свойств. Выполнен анализ поверхности разрушения силумина. Показано, что основной причиной кратного увеличения пластических свойств силумина заэвтектического состава, облученного импульсным электронным пучком, является формирование сравнительно протяженного ($100\text{--}120 \text{ мкм}$) поверхностного слоя, имеющего субмикронанокристаллическую многофазную структуру и содержащего включения кремния глобулярной формы, размеры которых не превышают единиц микрометров.

Авторы благодарят профессора СибГИУ Прудникова Александра Николаевича за предоставленные образцы заэвтектического силумина, исследованные в работе.

Физико-механические исследования проведены при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-52-04009).

Структурные исследования выполнены в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации по теме № FWRM-2019-0002.

Библиографический список

1. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В. Фазовый состав и структура силуминов. — М.: МИСиС, 2008. — 282 с.
2. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов: Справочник / Пер. с англ. П.К. Новика. — М.: Металлургиздат, 1962. Т. 1. — 608 с.
3. Пригунова А.Г., Петров С.С., Кошелев М.В. Действие импульсов электрического тока на фазовый состав, структуру и свойства заэвтектических силуминов при жидкофазной обработке // Горизонты науки: материаловедение и металлургия: Сб. трудов Международной научно-практической конференции. — Грозный: Грозненский государственный нефтяной технический университет имени академика М.Д. Миллионщикова, 2019. С. 53-63.
4. Шиманский В.И., Евдокимов А.Ю., Черенда Н.Н., Бибик Н.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Структурные изменения в заэвтектическом силуминовом сплаве при воздействии компрессионными плазменными потоками // Взаимодействие излучений с твердым телом: Материалы 13-й Международной конференции (30 сентября–3 октября 2019; Минск, Беларусь). — Минск: БГУ, 2019. С. 328-330.
5. Zheng L., Liu Y., Sun S., Zhang H. Selective laser melting of Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy: Investigation on the resultant microstructure and hardness // Chinese Journal of Aeronautics. 2015. Vol. 28. No. 2, pp. 564–569. DOI: 10.1016/j.cja.2015.01.013
6. Borowski J., Bartkowiak K. Investigation of the influence of laser treatment parameters on the properties of the surface layer of aluminum alloys // Physics Procedia. 2010. Vol. 5. Part A, pp. 449–456. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.167
7. Rajamure R.S., Vora H.D., Guta N., Karewar S.V., Srivilliputhur S., Dahotre N.B. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance // Surface & Coatings Technology. 2014. Vol. 258, pp. 337–342. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.074
8. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Баранов К.Н. Вертикальное центробежное литье заэвтектического силумина при охлаждении литейной формы и отливки // Литье и металлургия. 2017. № 2 (87). С. 5-11.
9. Рыгина М.Е., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Иванов Ю.Ф. Исследование возможности модификации структуры и свойств поверхностного слоя заэвтектического силумина интенсивным импульсным электронным пучком // Вестник Московского авиационного института. 2018. Т. 25. № 4. С. 248-256.
10. Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Рыгина М.Е., Толкачев О.С., Клопотов В.Д. Структурно-фазовое состояние силумина заэвтектического состава, облученного импульсным электронным пучком // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. 2020. № 12. С. 89-102. DOI: 10.26456/pcascnn/2020.12.089
11. Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Шиманский В.И., Рыгина М.Е., Иванов Ю.Ф. Структура и свойства заэвтектического силумина, облученного импульсным электронным пучком // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов: В 3 кн. Кн. 1. Материаловедение. — Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2020. С. 85-94.
12. Petrikova E., Ivanov Yu., Rygina M., Prudnikov A., Teresov A., Vorobyov M. The Structure and Mechanical Characteristics of the Hypereutectic Silumin (Al–22–24 wt.% Si), Irradiated by a Pulsed Electron Beam // 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE) — 15th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk, 2020, pp. 460-463.
13. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. — М.: Стандартиформ, 2008. С. 6.
14. Ахмадеев Ю.Х., Денисов В.В., Иванов Ю.Ф. и др. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов и сплавов / Под общ. ред. Н.Н. Коваля и Ю.Ф. Иванова. — Томск: Изд-во НТЛ, 2016. — 312 с.
15. Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Иванова О.В., Иконникова И.А., Ткаченко А.В. Численное моделирование температурного поля силумина, облученного интенсивным электронным пучком // Известия высших учебных заведений. Физика. 2015. Т. 58. № 4. С. 46-51.
16. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. В.И. Трефилова. — Киев: Наукова думка, 1987. — 248 с.
17. Малыгин Г.А. Влияние размера зерен на устойчивость микро- и нанокристаллических металлов к локализации пластической деформации в виде шейки // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 2. С. 341-346.
18. Малыгин Г.А. Анализ структурных факторов, определяющих образование шейки при растяжении металлов и сплавов с ГЦК-решеткой // Физика твердого тела. 2005. Т. 47. № 2. С. 236-242.
19. Подрезов Ю.Н., Фирстов С.А. Два подхода к анализу кривых деформационного упрочнения // Физика и техника высоких давлений. 2006. Т. 16. № 4. С. 37-48.
20. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в материаловедении. — М.: Металлургия, 1973. — 584 с.

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC SILUMIN IRRADIATED BY A PULSED ELECTRON BEAM

Ivanov Yu.F.* , Rygina M.E.** , Petrikova E.A.*** , Teresov A.D.****

*Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences (IHCE SB RAS),
2/3, Akademicheskoy av., Tomsk, 634055, Russia*

* e-mail: yufi55@mail.ru

** e-mail: l-7755me@mail.ru

*** e-mail: petrikova@opee.hcei.tsc.ru

**** e-mail: tad514@yandex.ru

Abstract

There are pre-eutectic (< 12 wt.% Si), eutectic (~12 wt.% Si), hypereutectic (> 12 wt.% Si) silumins. The structure of hypereutectic silumin consists of eutectic, primary grains of silicon, and intermetallic compounds based on iron, copper, etc. These elements are impurities getting into the alloy at the stage of melting from the charge.

Hypereutectic silumin is being employed in many branches of mechanical engineering as a material with good casting properties, which allows casting products of complex shapes. Low thermal expansion coefficient, high corrosion and wear resistance contribute to this alloy application as a material for plain bearings and pistons manufacturing.

Defects of macro and micro size pores and cracks emerge at the stage of casting. The size of the primary silicon grains reaches up to 100 microns while the castings cooling. The traditional methods application, such as alloying, changing the casting method, lead to the final product cost increasing, and restrictions on the casting shape appearing. Methods of materials' high-energy processing ensure the surface recrystallization and of micro- and nano-crystalline structures forming.

The purpose of this work consists in analyzing the results obtained in mechanical tests performed under conditions of uniaxial tension of plane proportional hypereutectic silumin samples, subjected to a pulsed electron beam treatment.

The hypereutectic silumin alloy was prepared in a shaft type resistance laboratory electric furnace with silicon carbide heaters in a painted stainless steel crucible. The silicon content was 20 wt.%.

The obtained castings represented rectangular plates of the 55×120×20 mm size (without account for sprue), from which the samples of 15×15×5 mm size were being cut, as well as flat samples for the tensile tests.

Mechanical test of silumin were being brought about by the samples uniaxial stretching with the

“INSTRON 3386” testing machine at a constant speed of 2.0 mm/min.

The studies of elemental and phase composition, the structure of the fracture surface were being performed by scanning electron microscopy (“Philips SEM-515” and “LEO EVO 50” instruments) and transmission electron diffraction microscopy (“JEOL JEM-2100F” instrument).

Due to the heating and cooling rates, the pulsed electron beam treatment allows for surface remelting, leading to the recrystallization of the layer up to 100–120 microns. The modified layer has a multiphase submicro-nanoscale structure, represented by high-speed crystallization cells separated by interlayers of the second phase, and globular silicon inclusions, which sizes vary from 1 μm to 2 μm.

The article presents the studies of the samples fracture. The main cause of destruction has been revealed. The processing mode, leading to a multiple increase in plastic properties, without loss of strength properties was determined.

Keywords: hypereutectic silumin, deformation by uniaxial stretching of flat samples, yield strength, strength limit, fracture surface structure.

References

1. Belov N. A. *Fazovii sostav i struktura siluminov* (Phase composition and structure of silumins), Moscow, MISIS, 2008, 282 p.
2. Hansen M. *Constitution of binary alloys*. 2d ed. prep. with the coop. of Kurt Anderko. New-York, Mc Graw-Hill, 1958, 1305 p.
3. Prigunova A.G., Petrov S.S., Koshelev M.V. *Materialy Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii “Gorizonty nauki: materialovedenie i metallurgiya”*, Groznyi, Groznenskii gosudarstvennyi neftyanoi tekhnicheskii universitet imeni akademika M.D. Millionshchikova, 2019, pp. 53–63.
4. Shimanskii V.I., Evdokimov A.Yu., Cherenda N.N., Bibik N.V., Astashinskii V.M., Kuz'mitskii A.M. *Materialy XIII Mezhdunarodnoi konferentsii*

- “Vzaimodeistvie izlucheniya s tverdyim telom” (30 September – 3 October 2019; Minsk, Belarus), Minsk, BGU, 2019, pp. 328-330.
5. Zheng L., Liu Y., Sun S., Zhang H. Selective laser melting of Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy: Investigation on the resultant microstructure and hardness. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2015, vol. 28, no. 2, pp. 564–569. DOI: 10.1016/j.cja.2015.01.013
 6. Borowski J., Bartkowiak K. Investigation of the influence of laser treatment parameters on the properties of the surface layer of aluminum alloys. *Physics Procedia*, 2010, vol. 5, part A, pp. 449–456. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.167
 7. Rajamure R.S., Vora H.D., Guta N., Karewar S.V., Srivilliputhur S., Dahotre N.B. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance. *Surface & Coatings Technology*, 2014, vol. 258, pp. 337–342. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.074
 8. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Baranov K.N. *Lit'e i metallurgiya*, 2017, vol. 2(87), pp. 5-11.
 9. Rygina M.E., Petrikova E.A., Teresov A.D., Ivanov Yu.F. Studying the possibility of hypereutectic silumin surface layer structure and properties modification by intense pulsed electron beam. *Aerospace MAI Journal*, 2018, vol. 25, no. 4, pp. 248-256.
 10. Ivanov Yu.F., Klopotov A.A., Petrikova E.A., Rygina M.E., Tolkachev O.S., Klopotov V.D. *Fiziko-himicheskie aspekty izucheniya klasterov, nanostruktur i nanomaterialov*, 2020, no. 12, pp. 89-102. DOI: 10.26456/pcascnn/2020.12.089
 11. Petrikova E.A., Teresov A.D., Shimansky V.I., Rygina M.E., Ivanov Yu.F. *Sovremeniye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Sbornik statei. V 3 knigah. Kniga. I. Materialovedenie*, Minsk, FTI NAN Belorusii, 2020, pp. 85-94.
 12. Petrikova E., Ivanov Yu., Rygina M., Prudnikov A., Teresov A., Vorobyov M. The Structure and Mechanical Characteristics of the Hypereutectic Silumin (Al–22–24 wt.% Si), Irradiated by a Pulsed Electron Beam. *7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE) - 15th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows*. Tomsk, 2020, pp. 460-463.
 13. *Metalli. Metodi ispitaniya na rastyachenie, GOST 1497-84* (Metals. Methods of tension test, State Standard 1497-84), Moscow, Standarty, 2008, 6 p.
 14. Akhmadeev Yu.Kh., Denisov V.V., Ivanov Yu.F. et al. *Elektronno-ionno-plazmennaya modifikatsiya poverhnosti cvetnykh metallov i splavov* (Electron-ion-plasma modification of non-ferrous metals and alloys surface), Tomsk, Nauchno-tehnicheskaya literatura, 2016, 312 p.
 15. Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Ivanova O.V., Ikonnikova I.A., Tkachenko A.V. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Fizika*, 2015, vol. 58, no. 4, pp. 46-51.
 16. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovsky E.P., et al. *Deformatsionnoye uprochneniye i razrusheniye polikristallicheskiy metallov* (Deformation hardening and destruction of polycrystalline metals), Kiev, Nauk, Dumka, 1987, 248 p.
 17. Malygin G.A. *Fizika tverdogo tela*, 2011, vol. 53, no. 2, pp.341-346.
 18. Malygin G.A. *Fizika tverdogo tela*, 2005, vol.47, no. 2, pp. 236-242.
 19. Podrezov Yu.N., Firstov S.A. *Fizika i tekhnika vysokih davleniy*, 2006, vol. 16, no. 4, pp. 37-48.
 20. Utevskiy L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* (Diffraction electron microscopy in metal science), Moscow, Metallurgiya, 1973, 584 p.