

## Сравнительный анализ изменения структуры и свойств сплавов системы Al–Si, подвергнутых электровзрывному легированию

© 2022

*Шлярова Юлия Андреевна*<sup>\*1</sup>, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля  
*Загуляев Дмитрий Валерьевич*<sup>2</sup>, кандидат технических наук, доцент,  
доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля  
*Громов Виктор Евгеньевич*<sup>3</sup>, доктор физико-математических наук, профессор,  
заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля  
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)*

\*E-mail: rubannikova96@mail.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5677-1427>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9859-8949>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

Поступила в редакцию 17.08.2021

Принята к публикации 09.06.2022

**Аннотация:** В работе выполнен сравнительный анализ структуры и механических свойств (микротвердости) поверхностных слоев доэвтектического сплава Al–11Si и заэвтектического сплава Al–20Si, подвергнутых электровзрывному легированию (режим обработки: масса алюминиевой фольги – 58,9 мг; масса порошка  $Y_2O_3$  – 88,3 мг; напряжение разряда – 2,6 кВ). В ходе исследований установлено, что исходная структура сплава Al–11Si преимущественно состоит из зерен твердого раствора Al. Вдоль границ и в стыках границ зерен алюминия располагаются зерна эвтектики. В сплаве Al–11Si размер зерен алюминия варьируется в пределах 25–100 мкм, а размер зерен эвтектики Al–Si изменяется в пределах 10–30 мкм. Сплав Al–20Si заэвтектического состава в исходном состоянии характеризуется наличием включений первичного кремния преимущественно пластинчатой формы. Размеры включений достигают 120 мкм. После электровзрывного легирования в сплаве Al–11Si выявлено формирование многослойной структуры, состоящей из высокопористого покрытия, неоднородного по толщине, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния. Толщина модифицированного слоя для сплава Al–11Si изменяется в пределах 33–60 мкм, для сплава Al–20Si – в пределах 20–100 мкм. Значение микротвердости исходного доэвтектического сплава Al–11Si составило 64 HV<sub>0,05</sub>, для заэвтектического сплава Al–20Si – 71 HV<sub>0,05</sub>. Можно отметить, что микротвердость поверхностного слоя сплава Al–11Si превышает микротвердость исходного материала более чем в 2,5 раза. Для сплава Al–20Si аналогичная разница составляет более чем 2 раза. По мере увеличения расстояния от поверхности модифицирования микротвердость снижается и на глубине ≈90 мкм достигает значения исходного сплава.

**Ключевые слова:** заэвтектический сплав Al–20Si; доэвтектический сплав Al–11Si; Al–11Si; Al–20Si; оксид иттрия; электровзрывное легирование; микротвердость; силумины; кремний.

**Благодарности:** Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

**Для цитирования:** Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Громов В.Е. Сравнительный анализ изменения структуры и свойств сплавов системы Al–Si, подвергнутых электровзрывному легированию // Frontier Materials and Technologies. 2022. № 2. С. 113–120. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-2-113-120.

### ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные материалы с уникальными функциональными и физико-механическими свойствами (такими как легкость, пластичность, электропроводность, коррозионная стойкость, теплопроводность и др.) имеют множество промышленных применений, особенно в автомобильной, авиационной и аэрокосмической промышленности. К подобным материалам относятся сплавы системы Al–Si. Распространенность сплавов Al–Si диктуется в первую очередь требованиями различных производств, поскольку эти сплавы используются в качестве современных конструкционных материалов в автомобильной промышленности, авиа- и судостроении, в различных деталях и узлах железнодорожного транспорта, в нефтяной промышленности, строительстве и других отраслях [1; 2].

В настоящее время многие научные коллективы ведут работы по улучшению физических и механических характеристик сплавов. Добавление элементов Cr, Mo, V и W в заэвтектический сплав Al–Si приводит к изменению микроструктуры и механических свойств [3]. Добавление относительно небольшого количества тугоплавких добавок в сплав, например 0,1 % Cr, принципиально не изменяет процесс кристаллизации и микроструктуру. Большее количество тугоплавких добавок, например 0,2 % Cr, изменяет процесс кристаллизации. Он начинается с перитектической кристаллизации интерметаллических фаз, содержащих тугоплавкие добавки. После кристаллизации интерметаллических фаз  $\alpha$ -(Al) дендриты выпадают в осадок. Затем жидкий металл кристаллизуется в виде пластинчатой тройной эвтектики ( $\alpha$ +AlFeSi+ $\beta$ ). Из остаточной жидкости образуется четвертичная эвтектика ( $\alpha$ +Al<sub>2</sub>Cu+AlSiCuFeMnMgNiX+ $\beta$ ).

Дальнейшее увеличение количества тугоплавких добавок принципиально не меняет процесс кристаллизации сплава. Максимальные размеры интерметаллидов не превышают 10 мкм. Таким образом, кристаллизация сплавов Al-Si сопровождается уменьшением размера зерен, что вызывает значительное повышение их прочностных свойств.

Эффект модификации эвтектического кремния и механические свойства сплава Al-Si в работе [4] исследованы добавлением в него лигатур 0,5%Al-15La и 0,5%Mg-15La. Авторами установлено, что после добавления лигатуры 0,5%Al-15La морфология и размер эвтектического Si несколько изменились, но эффект неочевиден. Средняя длина эвтектического Si равнялась 6,04 мкм. При добавлении лигатуры 0,5%Mg-La морфология и размер эвтектического кремния значительно изменились. Длина эвтектического кремния составила 1,04 мкм. Механические свойства в литом состоянии: предел текучести (YS) – 205 МПа, предел прочности при растяжении (UTS) – 281 МПа, относительное удлинение (El) – 3,6 % соответственно. После добавления лигатуры 0,5%Mg-La механические свойства значительно улучшились: YS=262 МПа, UTS=350 МПа и El=5,5 %.

В исследовании [5] покрытие Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> наносилось на подложку из магниевых сплавов AZ91D с помощью новой технологии лазерно-плазменного гибридного напыления. В работе изучено влияние мощности лазера на структуру и свойства покрытия. Показано, что переходный слой Al-Si значительно улучшил адгезию между покрытием и подложкой. С увеличением мощности лазера несплавленные частицы в покрытии уменьшались, и покрытие становилось более компактным. Прочность сцепления покрытия составила 25,62 МПа, максимальная твердость – 4,61 ГПа. Коррозионная стойкость покрытия может превышать 900 ч при нейтральном солевом напылении.

В исследовании [6] представлено подробное исследование микроструктуры сплава Al-11,28Si, нанесенного методом лазерного напыления. Процесс лазерного прямого осаждения металла использовался для создания твердых тонкостенных образцов с использованием предварительно легированного порошка Al4047. Наблюдение за микроструктурой показало, что морфология и размер микроструктур в разных участках образца различаются. На каждом слое наблюдался периодический переход морфологии микроструктуры от столбчатого дендрита к микроклеточной структуре.

В [7] установлено, что при постоянном градиенте температуры и различных скоростях роста (8,3–166,0 мкм/с) микроструктура, микротвердость и предел прочности затвердевших образцов Al-Si-X изменяются в зависимости от легирующих элементов (Cu, Co, Ni, Sb и Vi).

Авторы [8] исследовали влияние легирования (Cr и Zr) на микроструктуру сплава Al-Zn-Mg-Cu. Среди микроструктурных изменений отмечены изменения размера, структуры зерна и распределения частиц второй фазы. Были исследованы частицы второй фазы в трех размерных диапазонах: (1) крупные нерастворимые частицы с участием Fe на различных уровнях; (2) более мелкие промежуточные частицы с участием Cr или Zr; (3) мелкие частицы Cr или Zr, различающиеся по размеру. Использование высокотемпературных

длительных методов гомогенизации для получения грубых промежуточных частиц также привело к перекристаллизации и росту зерен, особенно в сплаве Al-Zn-Mg-Cu, содержащем Zr.

В работе [9] методом микродугового оксидирования (МДО) на алюминиевые сплавы 5056 и 7075 были нанесены керамические покрытия. Покрытие на сплаве 5056 имело однофазную структуру  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, покрытие на сплаве 7075 – двухфазную структуру  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Было установлено, что стойкость МДО-покрытий к кавитационной эрозии зависит от степени сплошности микроструктуры, выражающейся в меньшей вариации коэффициента трения. МДО-покрытие с двухфазной структурой имеет более высокую кавитационно-эрозионную стойкость, чем покрытие с однофазной структурой, несмотря на более высокие остаточные напряжения. Рентгенофазовые исследования показали, что под действием кавитационной нагрузки в МДО-покрытии с двухфазной структурой возможно превращение  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>→ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, что может способствовать повышению кавитационной эрозионной стойкости покрытия за счет того, что часть энергии взрывающихся кавитационных пузырьков расходуется на фазовое превращение.

Покрытия на поверхности материалов получают различными методами. Электронно-лучевая обработка сплава Ti<sub>3</sub>Al<sub>4</sub>V приводит к увеличению шероховатости поверхности [10]. Твердость подложек Ti<sub>3</sub>Al<sub>4</sub>V после процесса электронно-лучевой обработки возрастает из-за трансформации  $\alpha$ + $\beta$  эвтектики в  $\alpha'$ -мартенситную микроструктуру, что происходит за счет высокой скорости охлаждения после процесса плавления. Лазерная наплавка приводит к уменьшению размера зерна [11; 12]. Между подложкой и покрытиями образуются металлургическая связь, а твердость и электрохимическая коррозионная стойкость покрытий значительно улучшаются. Для нанесения покрытий используют также плазменное напыление [13], контактное плавление [14; 15] и комбинированные методы – электролитическое осаждение с термообработкой и электроискровое осаждение с лазерной обработкой [16; 17].

В настоящее время для нанесения композиционных покрытий используется перспективный метод – электровзрывное легирование, позволяющее формировать композитные покрытия с разной структурой. Авторы [18; 19] сформировали композиционные покрытия, состоящие из несмешивающихся компонентов систем TiB<sub>2</sub>-Cu, W-Cu и Mo-Cu с максимально возможным содержанием тугоплавкого компонента для применения этих покрытий в силовых электрических контактах. Толщина покрытий системы TiB<sub>2</sub>-Cu составляет 90–100 мкм, в случае Mo-Cu – 20–25 мкм, в случае W-Cu – 10–30 мкм. Установлено, что структура всех композиционных покрытий на медной основе дисперсно-упрочненная. При нанесении покрытий из всех трех порошковых систем в приграничном слое подложки с покрытием развиваются термические и деформационные процессы, сопровождающиеся образованием пор и следов скольжения. Наименьшее тепловое воздействие на подложку оказывается при образовании покрытия Cu-Mo, максимальное – при образовании покрытия Cu-W.

Исследования в области модифицирования поверхности показывают, что различные способы ее обработки оказывают значительный эффект на физико-механические

свойства и формирование рельефа поверхности. Электровзрывное легирование позволяет осуществлять легирование как простыми металлами, так и сложными соединениями – карбидами, оксидами, боридами и т. д., обеспечивая высокий уровень эксплуатационных свойств поверхности. Кроме того, данный способ модификации дает возможность контролировать и регулировать количество подводимой энергии к обрабатываемой поверхности, проводить обработку локально (только в тех местах, которые непосредственно подвергаются разрушению в процессе эксплуатации), обладает малыми коэффициентами отражения энергии, сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения поверхностного слоя.

Цель исследования – анализ изменения структуры и механических свойств (микротвердости) поверхностного слоя сплавов доэвтектического (Al–11Si) и заэвтектического (Al–20Si) составов, подвергнутых электровзрывному легированию.

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследований были использованы следующие образцы: поршневой доэвтектический сплав Al–11Si производства ОАО «РУСАЛ» (поставлялся в чушках) и заэвтектический сплав Al–20Si, выплавлявшийся в закрытой лабораторной печи сопротивления СШОЛ в Сибирском государственном индустриальном университете. Образцы имели размеры  $20 \times 20 \times 10$  мм<sup>3</sup>. По результатам рентгеноспектрального анализа (прибором Shimadzu XRF-01800) был определен химический состав материалов (таблица 1).

На подложки из доэвтектического сплава Al–11Si и заэвтектического сплава Al–20Si электровзрывным легированием было нанесено покрытие. Использовалась лабораторная разрядно-импульсная электровзрывная установка ЭВУ 60/10 [20].

В качестве материала взрываемых проводников были использованы алюминиевые фольги, в качестве порошковой навески выступал  $Y_2O_3$ . Обработка производилась по следующему оптимальному режиму: масса алюминиевой фольги – 58,9 мг; масса порошка  $Y_2O_3$  – 88,3 мг; напряжение разряда – 2,6 кВ.

Напыление проводили в вакууме по следующей технологии: на алюминиевую фольгу, зажатую между двумя коаксиальными электродами, помещали навеску порошка  $Y_2O_3$ . Далее через вакуумный разрядник на нее подавалось напряжение. Под воздействием электрического тока большой плотности происходил взрыв проводника. Продукты взрыва, которые состояли из плазменного компонента, включающего частицы Al и  $Y_2O_3$  различной дисперсности, устремлялись по технологической камере к образцу и осаждались на нем с проплавлением поверхностных слоев материала. Таким образом на поверхности обрабатываемых образцов формировалось многофазное и многокомпонентное покрытие.

С помощью оптического микроскопа Olympus GX51 исследовалась микроструктура сплавов в исходном состоянии и после модификации поверхности. Для исследования материала с помощью металлографии образцы подготавливались следующим образом: образец вырезался, шлифовался, полировался, протравливался. Для создания оптического контраста образцы химически

травились раствором, содержащим 72 %  $H_2O$ , 21 % HF и 7 % HCl. Для оценки механических свойств поверхностных слоев в работе использовали один из наиболее точных и чувствительных методов – измерение микротвердости. Исследования осуществлялись на микротвердомере HVS-1000, оснащенном автоматическим устройством приложения нагрузки и вводом изображений полученных отпечатков в компьютер. Масса нагрузки, действующая на пирамиду, составляла HV0,05 (50 г). Продолжительность выдержки под нагрузкой равнялась 10 с. Измерение микротвердости проводили на поперечном шлифе образца, подвергнутого модификации, и на разных расстояниях от него.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Перед проведением электровзрывного легирования была исследована структура материалов в исходном состоянии. Металлографический анализ структуры доэвтектического сплава Al–11Si показал, что материал преимущественно состоит из зерен твердого раствора Al (рис. 1, область 1). Вдоль границ зерен и в стыках границ зерен алюминия располагаются зерна эвтектики (рис. 1, область 2). Размер зерен алюминия варьируется в пределах 25–100 мкм, размер зерен эвтектики Al–Si изменяется в пределах 10–30 мкм.

Согласно диаграмме состояния системы Al–Si сплавы, содержащие более 13 % Si и состоящие из первичных кристаллов кремния, интерметаллидов и эвтектики, относятся к заэвтектическим<sup>1</sup>. Такие сплавы имеют грубую игольчатую структуру, состоящую из эвтектики ( $\alpha$ -Si) и первичных кристаллов кремния. Методом оптической микроскопии было обнаружено, что структура сплава Al–20Si заэвтектического состава в исходном состоянии характеризуется наличием включений первичного кремния (размером до 120 мкм) преимущественно пластинчатой формы (рис. 2, область 1). Наряду с пластинами кремния выявляется эвтектика (рис. 2, область 2). Недостатком заэвтектического сплава системы Al–Si в литом состоянии является наличие пор микронных и субмикронных размеров (рис. 2, область 3).

Изображение структуры сплавов после электровзрывного легирования представлено на рис. 3. При анализе структуры сплава Al–11Si методом оптической микроскопии выявлено формирование многослойной структуры, состоящей из высокопористого покрытия, неоднородного по толщине (1), слоя жидкофазного легирования (2) и слоя термического влияния (3) (рис. 3 а). В структуре сплава Al–20Si обнаружено отсутствие слоя жидкофазного легирования (2) и слоя термического влияния (3). Для доэвтектического сплава Al–11Si толщина модифицированного слоя изменяется в пределах 33–60 мкм, а для сплава заэвтектического состава Al–20Si она составляет 20–100 мкм.

В таблице 2 представлены результаты испытаний на микротвердость образцов, подвергнутых электровзрывному легированию как в напыленном слое, так и в подложке на различных расстояниях от поверхности обработки.

<sup>1</sup> Диаграммы состояния двойных металлических систем: в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.

Таблица 1. Химический состав сплавов Al–11Si и Al–20Si  
Table 1. Chemical composition of Al–11Si and Al–20Si alloys

Сплав	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Cr
Al–11Si	84,88	11,10	0,25	2,19	0,58	0,02	0,92	0,05	0,01
Al–20Si	78,52	20,28	1,14	0,072	–	0,015	0,06	0,06	0,001

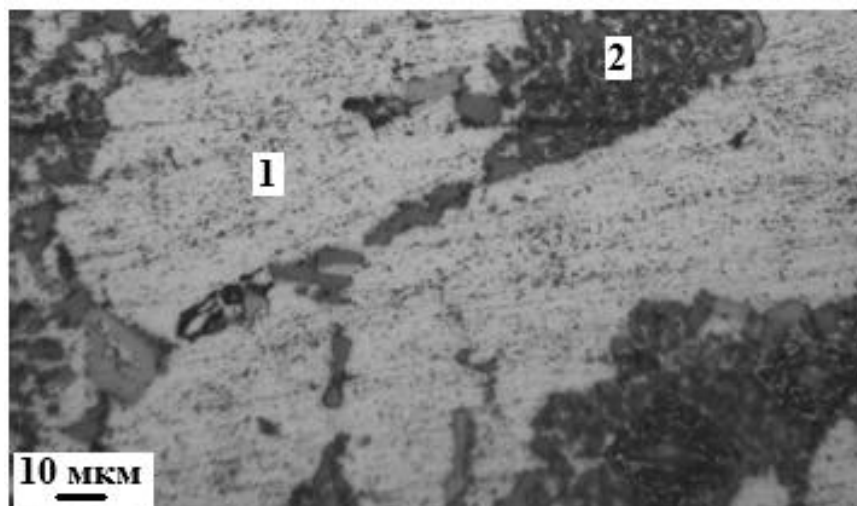


Рис. 1. Структура сплава Al–11Si, выявленная методами оптической микроскопии  
Fig. 1. The structure of Al–11Si alloy identified by the optical microscopy methods

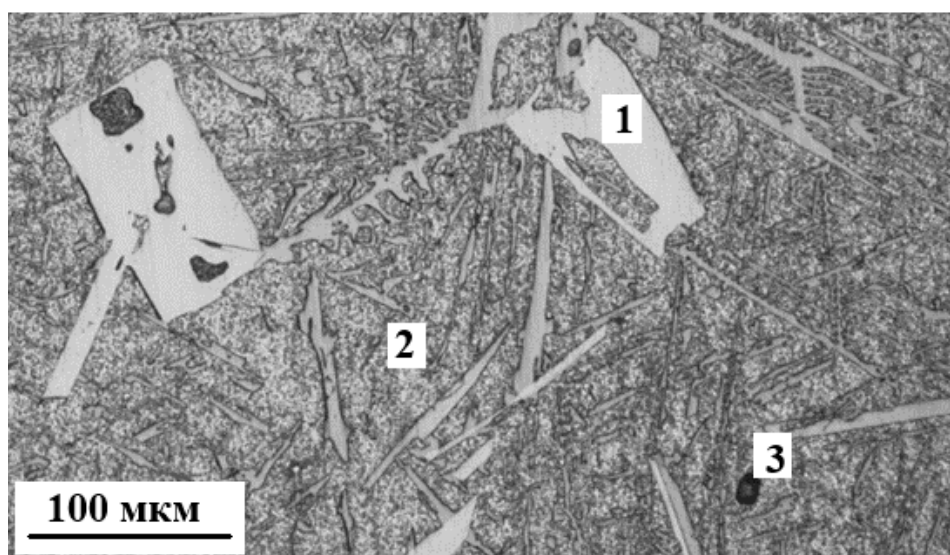


Рис. 2. Структура сплава Al–20Si в исходном состоянии  
Fig. 2. The structure of Al–20Si alloy in the initial state

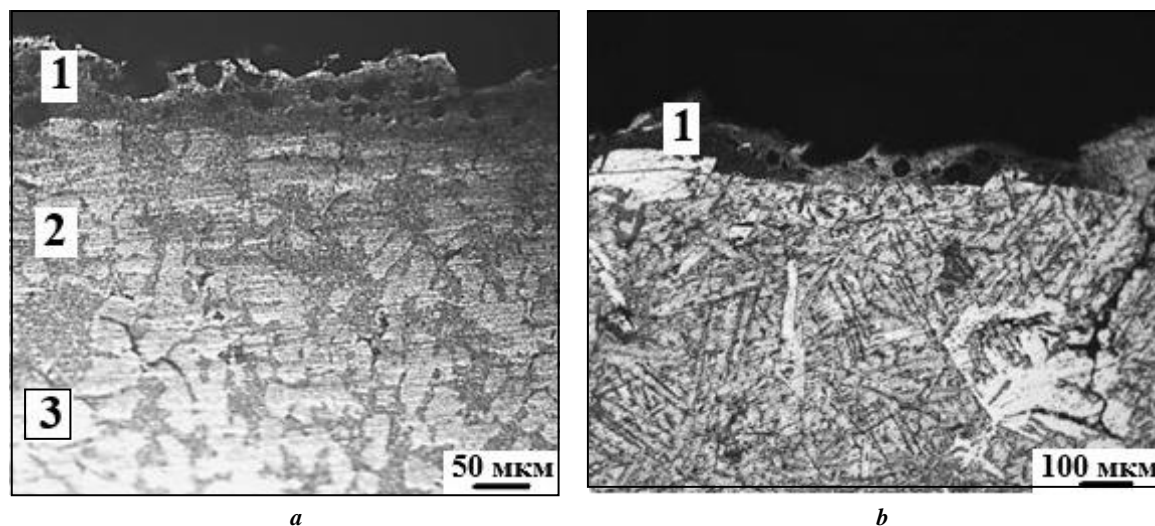


Рис. 3. Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов сплавов Al–11Si (а) и Al–20Si (б)  
 Fig. 3. Optical microscopy of a surface profile of specimens of Al–11Si (a) and Al–20Si (b) alloys

Таблица 2. Микротвердость образцов, подвергнутых электровзрывному легированию, в исходном состоянии, в покрытии и на различных расстояниях от покрытия, HV  
 Table 2. Microhardness of specimens exposed to electroexplosive alloying, in the initial state, in a coating, and at different distances from the coating, HV

Сплав	Исходное состояние	Покрытие	Расстояние от покрытия, мкм		
			50	70	90
Al–11Si	64	161	67	68	66
Al–20Si	71	143	78	75	72

Анализ данных таблицы 2 показал, что значения микротвердости модифицированных образцов увеличиваются по мере приближения к напыленному слою. Установлено, что в зоне легирования микротвердость модифицированных образцов больше, чем на расстоянии в 90 и 70 мкм от края подложки.

Анализ рис. 4 показал, что микротвердость поверхностного слоя сплава Al–11Si превышает микротвердость исходного материала более чем в 2,5 раза, а для Al–20Si аналогичная разница составляет более чем 2 раза. По мере увеличения расстояния от поверхности модифицирования микротвердость снижается и на глубине  $\approx 90$  мкм достигает микротвердости исходного силумина.

Таким образом, электровзрывное легирование оксидом иттрия на поверхность сплавов как доэвтектического, так и заэвтектического состава приводит к формированию многослойной структуры, состоящей из высокопористого покрытия, отличающегося повышенной микротвердостью.

#### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На основании представленных результатов исследования структуры силуминов после электровзрывного легирования можно сделать вывод, что в сплаве Al–20Si

отсутствуют слои жидкофазного легирования и термического влияния. Это связано с наличием первичных частиц кремния, присутствующих в сплаве Al–20Si, которые полностью не проплавляются во время электровзрывного легирования. Можно констатировать, что изменения структуры поверхностного слоя, происходящие в результате электровзрывного легирования сплавов Al–11Si и Al–20Si, и являются факторами, приводящими к значительному увеличению микротвердости поверхности. Увеличение микротвердости может быть обусловлено концентрацией порошка оксида иттрия, внесенного в поверхностный слой силуминов при электровзрывном легировании.

#### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Установлено, что исходная структура сплава Al–20Si в исходном состоянии характеризуется наличием включений (размером до 120 мкм) первичного кремния преимущественно пластинчатой формы, эвтектикой, также присутствуют поры микронных и субмикронных размеров.

2. Установлено, что в сплаве Al–20Si присутствуют включения (размером до 120 мкм) первичного кремния

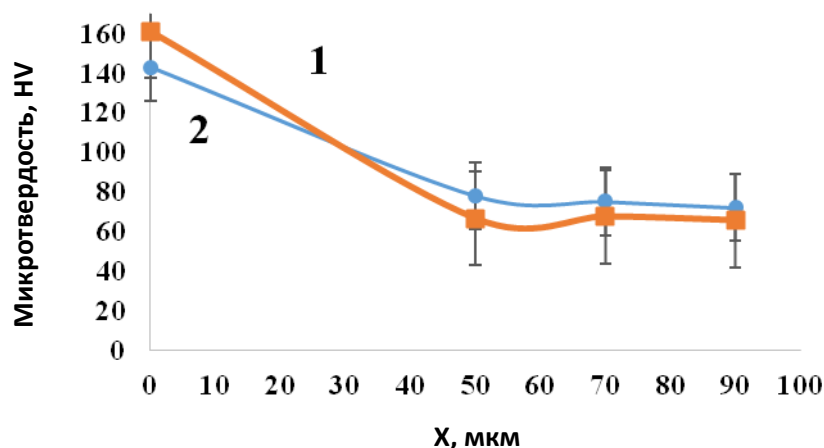


Рис. 4. Профиль микротвердости силумина после электровзрывного легирования.

Кривая 1 – Al-11Si; кривая 2 – Al-20Si

Fig. 4. Silumin microhardness profile after electroexplosive alloying.

Curve 1 – Al-11Si; curve 2 – Al-20Si

преимущественно пластинчатой формы, и выявляется эвтектика.

3. Установлено, что электровзрывное легирование системой Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> приводит к повышению микротвердости поверхностного слоя сплава Al-11Si более чем в 2,5 раза, а в случае сплава Al-20Si – более чем в 2 раза.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Sigworth G.K., Campbell J., Jorstad J. The modification of Al-Si casting alloys: important practical and theoretical aspects // *International Journal of Metalcasting*. 2009. Vol. 3. № 1. P. 65–78. DOI: [10.1007/BF03355442](https://doi.org/10.1007/BF03355442).
- Kaufman J.G., Rooy E.L. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. 2004. 340 p.
- Regulski K., Wilk-Kołodziejczyk D., Szymczak T., Gumienny G., Pirowski Z., Jaśkowicz K., Kluska-Nawarecka S. Data Mining Methods for Prediction of Multi-Component Al-Si Alloy Properties Based on Cooling Curves // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28. № 12. P. 7431–7444. DOI: [10.1007/s11665-019-04442-z](https://doi.org/10.1007/s11665-019-04442-z).
- Jiang B., Ji Z., Hu M., Xu H., Xu S. A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al-Si alloy // *Materials Letters*. 2019. Vol. 239. P. 13–16. DOI: [10.1016/j.matlet.2018.12.045](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.12.045).
- Qian J., Yin Y., Li T., Hu X., Wang C., Li S. Structure, micro-hardness and corrosion behavior of the Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings prepared by laser plasma hybrid spraying on magnesium alloy // *Vacuum*. 2015. Vol. 117. P. 55–59. DOI: [10.1016/j.vacuum.2015.04.005](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2015.04.005).
- Dinda G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Evolution of microstructure in laser deposited Al-11.28%Si alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 206. № 8-9. P. 2152–2160. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2011.09.051](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.051).
- Kaya H., Aker A. Effect of alloying elements and growth rates on microstructure and mechanical properties in the directionally solidified Al-Si-X alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 694. P. 145–154. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.09.199](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.09.199).
- Thompson D.S., Zinkham R.E. The effects of alloying and processing on the fracture characteristics of aluminum sheet // *Engineering Fracture Mechanics*. 1975. Vol. 7. № 3. P. 389–409. DOI: [10.1016/0013-7944\(75\)90040-5](https://doi.org/10.1016/0013-7944(75)90040-5).
- Szkodo M., Stanisławska A., Komarov A., Bolewski Ł. Effect of MAO coatings on cavitation erosion and tribological properties of 5056 and 7075 aluminum alloys // *Wear*. 2021. Vol. 474–475. Article number 203709. DOI: [10.1016/j.wear.2021.203709](https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203709).
- Petrov P., Dechev D., Ivanov N., Hikov T., Valkov S., Nikolova M., Yankov E., Parshorov S., Bezdushnyi R., Andreeva A. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer TiN/TiO<sub>2</sub> coatings // *Vacuum*. 2018. Vol. 154. P. 264–271. DOI: [10.1016/j.vacuum.2018.05.026](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.05.026).
- Yang J., Bai B., Ke H., Cui Z., Liu Z., Zhou Z., Xu H., Xiao J., Liu Q., Li H. Effect of metallurgical behavior on microstructure and properties of FeCrMoMn coatings prepared by high-speed laser cladding // *Optics and Laser Technology*. 2021. Vol. 144. Article number 107431. DOI: [10.1016/j.optlastec.2021.107431](https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107431).
- Park C.W., Adomako N.K., Lee M.G., Kim J.H., Kim J.H. Interfacial structure and pore formation mechanism during laser cladding of pure vanadium on Ti-6Al-4V alloy // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2021. Vol. 101. Article number 105671. DOI: [10.1016/j.IJRMHM.2021.105671](https://doi.org/10.1016/j.IJRMHM.2021.105671).
- Cui Y.-H., Guo M.-Y., Shao Y.-H., Yang Y., Ma Y.-D., Sun W.-W., Dong Y.-C., Yan D.-R. Effects of SiC on microstructure and properties of plasma sprayed ZrB<sub>2</sub>-ZrC composite coating // *Ceramics International*. 2021. Vol. 47. № 9. P. 12753–12761. DOI: [10.1016/j.ceramint.2021.01.135](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.01.135).
- Шморгунов В.Г., Гуревич Л.М., Слаутин О.В., Арисова В.Н., Евстропов Д.А. Формирование покрытий

- на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении // *Металлург.* 2015. № 10. С. 88–92.
15. Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Евстропов Д.А. Влияние режимов контактного плавления на структуру и свойства покрытий системы медь - титан // *Металлург.* 2016. № 6. С. 83–86.
  16. Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Украинцев А.Е. Формирование диффузионных слоев на поверхности меди и ее сплавов // *Цветные металлы.* 2007. № 5. С. 95–97.
  17. Radek N. Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam // *Advances in Manufacturing Science and Technology.* 2008. Vol. 32. P. 53–68.
  18. Romanov D.A., Gromov V.E., Glezer A.M., Panin S.V., Semin A.P. Structure of electro-explosion resistant coatings consisting of immiscible components // *Materials Letters.* 2017. Vol. 188. P. 25–28. DOI: [10.1016/j.matlet.2016.10.076](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.10.076).
  19. Панин В.Е., Громов В.Е., Романов Д.А., Будовских Е.А., Панин С.В. Физические основы структурообразования в электровзрывных покрытиях // *Доклады Академии наук.* 2017. Т. 472. № 6. С. 650–653. DOI: [10.7868/S086956521706010X](https://doi.org/10.7868/S086956521706010X).
  20. Романов Д.А., Будовских Е.А., Жмакин Ю.Д., Громов В.Е. Опыт и перспективы использования электровзрывной установки ЭВУ 60/10 для модификации поверхности материалов // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* 2011. № 6. С. 20–23.
- REFERENCES**
1. Sigworth G.K., Campbell J., Jorstad J. The modification of Al-Si casting alloys: important practical and theoretical aspects. *International Journal of Metalcasting*, 2009, vol. 3, no. 1, pp. 65–78. DOI: [10.1007/BF03355442](https://doi.org/10.1007/BF03355442).
  2. Kaufman J.G., Rooy E.L. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications.* 2004. 340 p.
  3. Regulski K., Wilk-Kołodziejczyk D., Szymczak T., Gumienny G., Pirowski Z., Jaśkowiec K., Kluska-Nawarecka S. Data Mining Methods for Prediction of Multi-Component Al–Si Alloy Properties Based on Cooling Curves. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, vol. 28, no. 12, pp. 7431–7444. DOI: [10.1007/s11665-019-04442-z](https://doi.org/10.1007/s11665-019-04442-z).
  4. Jiang B., Ji Z., Hu M., Xu H., Xu S. A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al–Si alloy. *Materials Letters*, 2019, vol. 239, pp. 13–16. DOI: [10.1016/j.matlet.2018.12.045](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.12.045).
  5. Qian J., Yin Y., Li T., Hu X., Wang C., Li S. Structure, micro-hardness and corrosion behavior of the Al–Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings prepared by laser plasma hybrid spraying on magnesium alloy. *Vacuum*, 2015, vol. 117, pp. 55–59. DOI: [10.1016/j.vacuum.2015.04.005](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2015.04.005).
  6. Dinda G.P., Dasgupta A.K., Mazumder J. Evolution of microstructure in laser deposited Al–11.28%Si alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 206, no. 8–9, pp. 2152–2160. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2011.09.051](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.051).
  7. Kaya H., Aker A. Effect of alloying elements and growth rates on microstructure and mechanical properties in the directionally solidified Al–Si–X alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 694, pp. 145–154. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.09.199](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.09.199).
  8. Thompson D.S., Zinkham R.E. The effects of alloying and processing on the fracture characteristics of aluminum sheet. *Engineering Fracture Mechanics*, 1975, vol. 7, no. 3, pp. 389–409. DOI: [10.1016/0013-7944\(75\)90040-5](https://doi.org/10.1016/0013-7944(75)90040-5).
  9. Szkodo M., Stanisławska A., Komarov A., Bolewski Ł. Effect of MAO coatings on cavitation erosion and tribological properties of 5056 and 7075 aluminum alloys. *Wear*, 2021, vol. 474–475, article number 203709. DOI: [10.1016/j.wear.2021.203709](https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203709).
  10. Petrov P., Dechev D., Ivanov N., Hikov T., Valkov S., Nikolova M., Yankov E., Parshorov S., Bezdushnyi R., Andreeva A. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer TiN/TiO<sub>2</sub> coatings. *Vacuum*, 2018, vol. 154, pp. 264–271. DOI: [10.1016/j.vacuum.2018.05.026](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.05.026).
  11. Yang J., Bai B., Ke H., Cui Z., Liu Z., Zhou Z., Xu H., Xiao J., Liu Q., Li H. Effect of metallurgical behavior on microstructure and properties of FeCrMoMn coatings prepared by high-speed laser cladding. *Optics and Laser Technology*, 2021, vol. 144, article number 107431. DOI: [10.1016/j.optlastec.2021.107431](https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107431).
  12. Park C.W., Adomako N.K., Lee M.G., Kim J.H., Kim J.H. Interfacial structure and pore formation mechanism during laser cladding of pure vanadium on Ti-6Al-4V alloy. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, vol. 101, article number 105671. DOI: [10.1016/J.IJRMHM.2021.105671](https://doi.org/10.1016/J.IJRMHM.2021.105671).
  13. Cui Y.-H., Guo M.-Y., Shao Y.-H., Yang Y., Ma Y.-D., Sun W.-W., Dong Y.-C., Yan D.-R. Effects of SiC on microstructure and properties of plasma sprayed ZrB<sub>2</sub>–ZrC composite coating. *Ceramics International*, 2021, vol. 47, no. 9, pp. 12753–12761. DOI: [10.1016/j.ceramint.2021.01.135](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.01.135).
  14. Shmorgun V.G., Gurevich L.M., Slautin O.V., Arisova V.N., Evstropov D.A. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting. *Metallurg*, 2015, no. 10, pp. 88–92.
  15. Shmorgun V.G., Slautin O.V., Evstropov D.A. Influence of contact melting modes on structure and properties of coatings of copper - titanium system. *Metallurg*, 2016, no. 6, pp. 83–86.
  16. Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Ukraintsev A.E. Forming of diffusion layers on the surface of copper and its alloys. *Tsvetnye metally*, 2007, no. 5, pp. 95–97.
  17. Radek N. Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam. *Advances in Manufacturing Science and Technology*, 2008, vol. 32, pp. 53–68.
  18. Romanov D.A., Gromov V.E., Glezer A.M., Panin S.V., Semin A.P. Structure of electro-explosion resistant coatings consisting of immiscible components. *Materials Letters*, 2017, vol. 188, pp. 25–28. DOI: [10.1016/j.matlet.2016.10.076](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.10.076).

19. Panin V.E., Gromov V.E., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Panin S.V. The physical basics of structure formation in electroexplosive coatings. *Doklady Akademii nauk*, 2017, vol. 472, no. 6, pp. 650–653. DOI: [10.7868/S086956521706010X](https://doi.org/10.7868/S086956521706010X).
20. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Zhmakin Y.D., Gromov V.E. Surface modification by the EVU 60/10 electroexplosive system. *Steel in Translation*, 2011, vol. 41, no. 6, pp. 464–468.

## The comparative analysis of change in the structure and properties of Al–Si system alloys exposed to electroexplosive alloying

© 2022

*Yuliya A. Shlyarova*\*<sup>1</sup>, postgraduate student of Professor V.M. Finkel Chair of Natural Sciences  
*Dmitry V. Zagulyaev*<sup>2</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor,  
assistant professor of Professor V.M. Finkel Chair of Natural Sciences  
*Viktor E. Gromov*<sup>3</sup>, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,  
Head of Professor V.M. Finkel Chair of Natural Sciences

*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)*

\*E-mail: [rubannikova96@mail.ru](mailto:rubannikova96@mail.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5677-1427>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9859-8949>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

Received 17.08.2021

Accepted 09.06.2022

**Abstract:** The paper presents the comparative analysis of the structure and mechanical properties (microhardness) of the surface layers of the hypoeutectic Al–11Si alloy and hypereutectic Al–20Si alloy exposed to electroexplosive alloying (treatment mode: aluminum foil mass is 58.9 mg; Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powder mass is 88.3 mg; the discharge voltage is 2.6 kV). During the research, the authors identified that the Al–11Si alloy initial structure mainly consists of the Al solid solution grains. Eutectic grains are located along the grain boundaries and at the joints of aluminum grain boundaries. In the Al–11Si alloy, the aluminum grain size varies from 25 μm to 100 μm, and the Al–Si eutectic grain size varies within 10–30 μm. The hypereutectic composition Al–20Si alloy in the initial state is characterized by the presence of primary silicon inclusions predominantly of a plate-like shape. The sizes of these inclusions reach 120 μm. After electroexplosive alloying, in the Al–11Si alloy, the author identified the formation of a multilayer structure consisting of a highly-porous coating irregular in thickness, a liquid-phase alloying layer, and a heat-affected layer. The modified layer thickness for the Al–11Si alloy varies in the range of 33–60 μm, and for the Al–20Si alloy, the modified layer thickness varies within 20–100 μm. The microhardness value of the initial hypoeutectic Al–11Si alloy was 64 HV0.05, for the hypereutectic Al–20Si alloy – 71 HV0.05. It can be noted that the microhardness of the Al–11Si alloy surface layer exceeds the initial material microhardness more than 2.5 times. In the Al–20Si alloy, the surface layer microhardness exceeds the one of the initial material more than twice. With the increase of the distance from the modification surface, the microhardness decreases and reaches the initial alloy value at the depth of ≈90 μm.

**Keywords:** hypereutectic Al–20Si alloy; hypoeutectic Al–11Si alloy; Al–11Si; Al–20Si; yttrium oxide; electroexplosive alloying; microhardness; silumins; silicon.

**Acknowledgments:** The work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 19-79-10059).

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

**For citation:** Shlyarova Yu.A., Zagulyaev D.V., Gromov V.E. The comparative analysis of change in the structure and properties of Al–Si system alloys exposed to electroexplosive alloying. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 113–120. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-2-113-120.