

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2019 Том 21 № 4 с. 70–84 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-70-84



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)



Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Влияние лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава

Роман Саврай ^{1, a,*}, Ирина Малыгина ^{1, b}, Алексей Макаров ^{1, 2, 3, c}, Алевтина Осинцева ^{1, d}, Светлана Роговая ^{1, e}, Юрий Колобылин ^{1, f}

¹ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

³ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

^{*a*} ^(b) https://orcid.org/0000-0001-9873-3621, ^(c) ras@imach.uran.ru, ^{*b*} ^(b) https://orcid.org/0000-0002-9463-1473, ^(c) malygina@imach.uran.ru, ^{*c*} ^(b) http://orcid.org/0000-0002-2228-0643, ^(c) avm@imp.uran.ru, ^{*d*} ^(b) https://orcid.org/0000-0003-0043-8435, ^(c) osintseva@imach.uran.ru, ^{*e*} ^(b) https://orcid.org/0000-0002-3895-7284, ^(c) rogovaya@imach.uran.ru, ^{*f*} ^(b) https://orcid.org/0000-0002-7831-2624, ^(c) uramk@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

АННОТАЦИЯ

УДК 621.791.92:620.178

История статьи: Поступила: 01 августа 2019 Рецензирование: 26 сентября 2019 Принята к печати: 07 октября 2019 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

Ключевые слова: Литейный алюминиевый сплав Лазерное легирование Микроструктура Фазовый состав Микротвердость Микроиндентирование Абразивная износостойкость Разгаростойкость

Финансирование

Работа выполнена в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-1-40) в части исследованных материалов и способов их обработки и в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4 и ИФМ УрО РАН по теме № АААА- А18-118020190116-6 в части измерений микромеханических характеристик и оценки сопротивления упругопластическому деформированию. Электронная сканирующая микроскопия и микромеханические испытания выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

и перспективным способом повышения свойств поверхности алюминиевых сплавов. Большой интерес вызывает лазерное легирование алюминиевых сплавов, которое способствует повышению их коррозионной стойкости, механических свойств и износостойкости в условиях адгезионного и абразивного изнашивания. Цель работы: исследование возможности повышения физико-механических свойств литейного алюминиевого сплава АК7ч путем лазерного легирования порошковыми смесями Cu-Zn-Ti (смесь № 1) и Si-Cu (смесь № 2), нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок. Лазерное легирование поверхности образцов проводили на CO₂-лазере непрерывного действия с длиной волны излучения $\lambda = 10,6$ мкм. Методы исследования. Оптическая и сканирующая электронная микроскопия, энергодисперсионный микроанализ, рентгеноструктурный фазовый анализ, измерение микротвердости, инструментированное микроиндентирование, испытания на абразивную износостойкость и разгаростойкость. Результаты и обсуждение. Установлено, что в результате лазерного легирования на поверхности образцов сплава АК7ч формируются легированные слои глубиной h = 3, 5...4, 0 мм. Легированные слои имеют дендритно-ячеистую структуру, основными структурными составляющими которой являются твердый раствор α-Al и сетка эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек. В структуре легированных слоев также присутствует интерметаллид CuAl, с размером частиц 1...5 мкм. Лазерное легирование повышает микротвердость сплава АК7ч от 90 до 125 HV 0,025 при легировании смесью № 1 и до 100 HV0,025 при легировании смесью № 2. По данным микроиндентирования легированные слои характеризуются повышеннным сопротивлением упругопластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров R_a в 1,2...1,38 раза, H_{TT}/E^* в 1,33...1,67 раза и H_{TT}^3/E^{*2} в 2,14...3,71 раза. Испытания на износостойкость в условиях абразивного изнашивания показали, что лазерное легирование приводит к некоторому росту интенсивности изнашивания Ih (снижению износостойкости) алюминиевого сплава АК7ч от $(1,49 \pm 0.09)10^{-3}$ до $(1,82 \pm 0.06)10^{-3}$ при легировании смесями № 1 и 2. Однако лазерное легирование сплава АК7ч приводит к повышению его разгаростойкости, что выражается в уменьшении количества и размеров термических трещин.

Введение. Использование технологий лазерного модифицирования является актуальным

Для цитирования: Влияние лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава / Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина, А.В. Макаров, А.Л. Осинцева, С.А. Роговая, Ю.М. Колобылин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 70–84. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-70-84.

*Адрес для переписки

Саврай Роман Анатольевич, к.т.н., зав. лабораторией Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, 620049, г. Екатеринбург, Россия **Тел.:** 8 (343) 362-30-14, **е-mail:** ras@imach.uran.ru

Введение

Алюминиевые сплавы находят широкое применение в различных отраслях машиностроения, особенно в транспортном машиностроении [1]. Непрерывно возрастает интерес к использованию алюминиевых сплавов (в частности силуминов [2, 3]) в качестве материала для блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы бензиновых и дизельных двигателей внутреннего сгорания. По сравнению с традиционно применяемыми блоками цилиндров из серого чугуна блоки из алюминиевых сплавов имеют ряд преимуществ: наряду с малым удельным весом они обладают высоким удельным модулем упругости, хорошей теплопроводностью, что обеспечивает значительную разгрузку термически нагруженных зон. Вследствие меньшей массы блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы снижается потребление горючего и соответственно выброс вредных веществ [4]. При этом для повышения сопротивления различным видам усталостного разрушения и изнашивания детали из алюминиевых сплавов подвергают поверхностному модифицированию. Примером является применяемая с 80-х годов XX века технология лазерного оплавления поверхности головок блоков цилиндров из литейных сплавов АК9ч и АК7ч, которая позволила увеличить долговечность в процессе эксплуатации за счет изменения морфологии эвтектического кремния и образования мелкодисперсных интерметаллидных фаз, связывающих кремний в сложные соединения. Такой эффект стал возможен благодаря высоким скоростям нагрева и охлаждения при лазерном плавлении [5].

Анализ современной литературы также свидетельствуетобактуальностииперспективности повышения свойств поверхности алюминиевых сплавов с использованием технологий лазерного модифицирования, которые предлагается использовать для обработки различных деталей [6–11]. Дальнейшее улучшение комплекса физико-механических свойств алюминиевых сплавов может быть достигнуто за счет изменения химического состава поверхностного слоя [12]. В частности, большой интерес вызывает лазерное легирование алюминиевых сплавов, OBRABOTKA METALLOV

которые легируют как отдельными неметаллическими и металлическими элементами, например кремнием, бором, железом, никелем, хромом, кобальтом, молибденом [13-16], так и смесями этих элементов, различными соединениями и сплавами [17-26]. При этом в литературе отмечается повышение коррозионной стойкости [15], механических свойств [13, 23] и износостойкости в условиях адгезионного и абразивного изнашивания [16, 24-26], подвергнутых лазерному легированию, алюминиевых сплавов по сравнению со сплавами без лазерного легирования. Поэтому целью данной работы стало исследование возможности повышения физико-механических свойств литейного алюминиевого сплава АК7ч путем лазерного легирования порошковыми смесями Cu-Zn-Ti и Si-Cu, нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок, что упрощает проведение обработки. Выбор составов порошковых смесей обусловлен предположением, что при таком легировании возможно выделение дисперсных интерметаллидов CuAl, и Al₂Ti, аналогичных образующимся в высокопрочных сплавах АЛ4М и В124, и фаз, содержащих цинк, аналогичных образующимся в сплаве В95 [27].

Методика исследований

Лазерному легированию подвергали доэвтектический литейный алюминиевый сплав АК7ч по ГОСТ 1583–93 системы Al–Si–Mg (силумин) промышленной плавки, химический состав которого представлен в табл. 1. Химический состав сплава определяли с использованием оптического эмиссионного спектрометра «SPECTROMAXx F».

Составы легирующих обмазок представлены в табл. 2. Легирующие обмазки состоят из порошковой смеси легирующих элементов и связующего вещества. В качестве связующего вещества использовали смесь, содержащую 70 об. % водного раствора декстрина (13 % ($C_6H_{10}O_5$)_n-87 % H₂O) и 30 об. % натриевого жидкого стекла Na₂O(SiO₂)_n. Данная смесь на основе декстрина характеризуется малым сухим остатком и не оказывает влияния на состав легированных слоев, а также обеспечивает хорошую адгезию легирующей обмазки с поверхностью образцов [10].

Vol. 21 No. 4 2019 71

Таблица 1 Table 1

Основные элементы			Примеси									
Al	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Zn	Ni	Co	Pb	Sn	Bi	Ti+Zr
осн.	6,34	0,32	0,25	0,006	0,012	0,03	0,02	0,009	0,002	0,003	0,012	0,02

Химический состав сплава АК7ч, мас. % Chemical composition of the aluminum alloy, wt %

Таблица 2

Table 2

Составы порошковых смесей и легирующих обмазок для лазерного легирования сплава AK7ч The compositions of the powder blends and doping coatings for laser alloying of the aluminum alloy

Номер смеси	Состав порошковой смеси, мас. %	Состав легирующей обмазки
1	71 Cu + 23 Zn + 6 Ti	5,9 г порошка + 2 мл связующего вещества
2	83 Si + 17 Cu	3,2 г порошка + 2 мл связующего вещества

Легирующие обмазки наносили на поверхность образцов алюминиевого сплава АК7ч в виде слоев толщиной 0,3 мм. После нанесения обмазок образцы высушивали до полного удаления воды; для этого использовали образцы призматической формы сечением 20×20 мм и длиной 40 мм.

Лазерное легирование поверхности образцов с нанесенными легирующими обмазками с оплавлением поверхности проводили на СО₂лазере Trumpf Lasercell 1005 непрерывного действия с длиной волны излучения $\lambda = 10,6$ мкм при мощности излучения P = 5,0 кВт (рис. 1) по центру образца вдоль длинной стороны с параметрами, представленными в табл. 3. Параметры лазерного легирования выбирали таким образом, чтобы обеспечить расплавление нанесенной обмазки и поверхностного слоя алюминиевого сплава, а также формирование достаточно глубоких (до нескольких миллиметров) легированных слоев. Защиту зоны обработки от выгорания легирующих элементов и окисления поверхности в процессе лазерного легирования осуществляли применением защитного газа аргона, который подавался в зону обработки через трубчатое сопло.

Микроструктуру сплава АК7ч до и после лазерного легирования, а также распределение элементов по глубине поверхностного слоя изучали методом сканирующей электронной ми-



Рис. 1. Схема лазерного легирования с оплавлением поверхности:

P – мощность лазерного излучения; λ – длина волны лазерного излучения; *d* – диаметр лазерного пятна на поверхности образца; *V* – скорость перемещения образца; *s* – смещение между проходами лазерного луча; *q* – расход защитного газа; *D* – ширина зоны оплавления; *h* – глубина зоны оплавления

Fig. 1. Scheme of laser alloying with surface melting:

P is the radiation power; λ is the laser emission wavelength; *d* is the laser spot diameter on the specimen surface; *V* is the specimen velocity; *s* is the offset between laser beam passes; *q* is the protective gas flow; *D* is the width of the molten zone; *h* is the depth of the molten zone

кроскопии (СЭМ) с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU с системой рентгеновского энергодисперсионного (ЭДС) микроанализа INCA ENERGY 450. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK_a-излучении.

Таблица З

				•	
Номер смеси	Диаметр лазерного пятна, <i>d</i> , мм	Скорость перемещения, V, м/мин	Количество проходов	Смещение между проходами, <i>s</i> , мм	Расход защитного газа, q, л/мин
1	6	0,5	2	4	10
2	6	0,4	2	4	10

Параметры лазерного легирования алюминиевого сплава АК7ч Laser alloving parameters of the aluminum allov

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на приборе Shimadzu HMV-G21DT при нагрузке 0,245 H, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Инструментированное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope НМ2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,245 Н, времени нагружения 20 с, выдержке при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с [28]. Согласно стандарту ISO 14577 [29] определяли максимальную глубину вдавливания индентора h_{\max} и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_p , контактный модуль упругости E^* $(E^* = E/(1-v^2))$, где E – модуль Юнга; v – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке Н₁₇, твердость по Мартенсу НМ, работу обратной упругой деформации вдавливания W_e и общую механическую работу вдавливания W_t . На основе измеряемых при индентировании характеристик рассчитывали следующие параметры: отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^{*} , [30], упругое восстановление $R_e = (h_{\text{max}} (-h_p)/h_{\text{max}} \cdot 100 \% [31, 32]$ и степенное отношение H_{IT}^3 / E^{*2} [33], характеризующие способность материала сопротивляться упругопластическому деформированию. Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10 измерениям определяли с доверительной вероятностью p = 0.95.

Испытания на абразивную износостойкость образцов сплава АК7ч в исходном состоянии и после лазерного легирования проводили на

лабораторной трибологической установке по схеме «палец-пластина» при возвратно-поступательном скольжении поверхности образцов размером 7×7 мм по закрепленному абразиву электрокорунда зернистостью 160 мкм (шлифовальная шкурка 14А16Н ГОСТ 6456-82), при нагрузке на образец N = 29,4 H (3 кгс) и со средней скоростью скольжения v = 0,18 м/с. Общий путь трения для одного испытания составил L = 8 м. Количество испытаний для каждого состояния поверхности (до лазерного легирования и после легирования порошковыми смесями различного состава) составило 8-10. Интенсивность абразивного изнашивания определяли по формуле $Ih = Q/\rho SL$, где Q – потери массы образца, г; ρ – плотность материала образца, которую принимали равной 2,66 г/см³; S – геометрическая площадь контакта, см²; L – общий путь трения, см [34].

Исследование разгаростойкости проводили на лазерной установке импульсного действия «Квант 16» при мощности излучения 30 Вт и диаметре пятна 1 мм. Количество термических циклов нагрева и охлаждения составляло 200, 400 и 600.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлена микроструктура сплава АК7ч в исходном литом состоянии.

Она состоит из дендритов твердого раствора α -Al и сетки крупных эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек. Размер дендритных ячеек составляет $d_{\alpha} = 50...190$ мкм, размер кристаллов кремния $d_{Si} = 5...30$ мкм [10].





Fig. 2. Microstructure of the aluminum alloy (optical microscopy) in the initial as-cast state

В результате лазерного легирования порошковыми смесями различного состава (см. табл. 2 и 3) на поверхности образцов сплава АК7ч формируются легированные слои глубиной h == 3,5...4,0 мм (рис. 3, *a*, *б*). Легированные слои имеют дендритно-ячеистую структуру, основными структурными составляющими которой являются твердый раствор α-Al и сетка эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек (рис. 3, в, г). Лазерное легирование, как и лазерная термическая обработка [10], приводит к существенному измельчению структуры. Размер дендритных ячеек α-Аl уменьшился от 50...190 до 5,0...60,0 мкм, размер кристаллов кремния уменьшился от 5...30 до 0,5...2,0 мкм. При этом в слое, легированном смесью № 2 с содержанием 83 мас. % кремния (см. табл. 2),



Рис. 3. Общий вид (*a*, *б*) и микроструктура (*в*, *г*) алюминиевого сплава АК7ч (сканирующая электронная микроскопия) после лазерного легирования порошковыми смесями № 1 (*a*, *в*) и 2 (*б*, *г*). Пунктирной линией обозначена глубина легированного слоя

Fig. 3. General view (a, δ) and microstructure (e, z) of the aluminum alloy (scanning electron microscopy) after laser alloying with the powder blends no. 1 (a, e) and 2 (δ, z) . The dashed line shows the depth of the alloyed layer

площадь участков эвтектики больше, чем в слое, легированном не содержащей кремний смесью N_{2} 1 (см. рис. 3, *в*, *г*).

Кроме основных фаз (α –Al, Si), характерных для сплава АК7ч [10], в структуре легированных слоев присутствует интерметаллид CuAl₂, о чем свидетельствуют рентгеновские дифрактограммы поверхности (рис. 4, *a*, *б*). Размер интерметаллидных частиц CuAl₂ составляет 1...5 мкм (см. рис. 3, *в*, *г*). Отметим, что в слое, легированном смесью № 1 с содержанием 71 мас. % меди (см. табл. 2), частицы CuAl₂ наблюдаются по всей глубине слоя, тогда как в слое, легированном смесью № 2 с содержанием 17 мас. % меди, выделение частиц CuAl₂ происходит на глубине до 0,65...0,70 мм.

На рис. 5 представлены данные о распределении элементов в поверхностном слое алюминиевого сплава АК7ч после лазерного легирования. Видно, что легирующие элементы, за исключением меди, достаточно равномерно распределены по глубине легированных слоев. При этом в слое, легированном смесью № 1, легирующие элементы Сu, Zn и Ti присутствуют по всей глубине слоя (рис. 5, *a*), а максимальное содержание меди достигает 18,0 мас. %, титана – 0,5 мас. %, цинка – 0,43 мас.%. В слое, легированном смесью № 2, на глубине до 0,7 мм максимальное содержание меди достигает 7,5 мас. % (рис. 5, *б*). На большей глубине содержание меди синжается и не превышает 1,18 мас. %.

Изменение химического состава по глубине легированных слоев (см. рис. 5) обусловливает

CM

наблюдаемые особенности их структуры и фазового состава. Согласно диаграмме состояния Al-Си выделение интерметаллида CuAl, возможно при содержании меди в твердом растворе более 5,7 мас. %. Поэтому в слое, легированном смесью № 1, выделение частиц CuAl, происходит по всей глубине слоя, а в слое, легированном смесью № 2, выделение частиц CuAl, происходит только на глубине до 0,65...0,70 мм. Неравномерное распределение меди также обусловливает формирование достаточно крупных (1...5 мкм) частиц CuAl₂ с относительно малым их количеством (см. рис. 3, в, г). Из рис. 5, а также следует, что в результате лазерного легирования смесью № 1 (см. табл. 2) достигается относительно небольшое насыщение твердого раствора титаном (до 0,5 мас. %) и цинком (до 0,43 мас. %). Вследствие этого в поверхностном слое не наблюдается ожидаемого выделения интерметаллида Al₃Ti и фаз, содержащих цинк (см. рис. 3, в, 4, а). Это может быть обусловлено большой глубиной зоны оплавления, а также возможным выгоранием цинка и титана вследствие недостаточно эффективной защиты зоны обработки.

Лазерное легирование приводит к упрочнению поверхности и повышает микротвердость алюминиевого сплава АК7ч от 90 до 125 HV 0,025 при легировании смесью № 1 и до 100 HV 0,025 при легировании смесью № 2. Упрочнение при лазерном легировании поверхности алюминиевых сплавов происходит в результате действия целого ряда факторов, в частности, диспергирования структуры, обогащения твердого рас-



Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы алюминиевого сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями № 1 (*a*) и 2 (*б*) *Fig. 4.* X-ray diffraction patterns for the aluminum alloy after laser alloying with the powder

blends no. 1 (*a*) and 2 (δ)

75



Рис. 5. Распределение легирующих элементов на различной глубине *h* в поверхностном слое алюминиевого сплава АК7ч (энергодисперсионный микроанализ) после лазерного легирования порошковыми смесями № 1 (*a*) и 2 (б)

Fig. 5. Distribution of the alloying elements at different depth h in the surface layer of the aluminum alloy (energy-dispersive microanalysis) after laser alloying with the powder blends no. 1 (*a*) and 2 (δ)

твора легирующими элементами и выделения упрочняющих фаз [12]. Основными причинами упрочнения сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава (см. табл. 2 и 3) являются диспергирование структуры и насыщение твердого раствора легирующими элементами. При этом легирование смесью № 1 приводит к более сильному упрочнению, чем легирование смесью № 2. Это обусловлено более высоким содержанием меди в легированном слое, а также насыщением твердого раствора титаном и цинком (см. рис. 5). Микротвердость сплава АК7ч при легировании смесью № 2 сопоставима с микротвердостью после лазерной термической обработки [10]. Количество интерметаллидной фазы CuAl, в полученных легированных слоях невелико и, повидимому, не оказывает существенного влияния на их упрочнение.

В табл. 4 приведены данные микроиндентирования сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава, из которых следует, что по сравнению с необработанным состоянием лазерное легирование приводит к уменьшению значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p , росту твердости по Мартенсу HMи твердости вдавливания при максимальной нагрузке Н₁₇. Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания W_e . Общая механическая работа вдавливания W_t после лазерного легирования, напротив, снижается (см. табл. 4), поскольку легированные слои обладают меньшей пластичностью, чем сплав АК7ч в необработанном состоянии, и соответственно меньше деформируются при микроиндентировании. При этом лазерное легирование смесью № 1 приводит к более существенному изменению характеристик индентирования, чем легирование смесью № 2. Модуль контактной упругости E^* сплава АК7ч после лазерного легирования существенно не изменяется.

Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,245 H для алюминиевого сплава АК7ч до и после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава

Surface microindentation results at the maximum load on Vickers indenter of 0.245 N for the aluminum alloy before and after laser alloying with the powder blends of different composition

Номер смеси	$h_{ m max}$, мкм	<i>h_p</i> , мкм	<i>НМ</i> , ГПа	<i>Н_{IT}</i> , ГПа	E^* , ГПа	<i>W_e</i> , нДж	<i>W_t</i> , нДж
1	$2,90 \pm 0,04$	$2,72 \pm 0,06$	$1,05 \pm 0,03$	$1,22 \pm 0,04$	84 ± 2	25,9 ± 0,4	248 ± 6
2	3,17 ± 0,09	$3,00 \pm 0,11$	$0,89 \pm 0,05$	$1,01 \pm 0,06$	84 ± 2	$23,9 \pm 0,9$	275 ± 6
Без обработки	$3,58 \pm 0,23$	$3,42 \pm 0,24$	$0,72 \pm 0,09$	$0,\!80 \pm 0,\!10$	88 ± 3	20,6 ± 1,5	300 ± 20

Данные табл. 5 показывают, что после лазерного легирования возрастают расчетные параметры R_e в 1,2...1,38 раза, H_{IT}/E^* в 1,33...1,67 раза и H_{IT}^3/E^{*2} в 2,14...3,71 раза, что свидетельствует о повышении сопротивления сплава АК7ч упругопластическому деформированию [30–33]. Согласно [35–37] указанные данные микроиндентирования также свидетельствуют о том, что в результате лазерного легирования можно ожидать повышения сопротивления сплава АК7ч механическому контактному воздействию, в том числе контактно-усталостному нагружению.

Испытания на износостойкость в условиях абразивного изнашивания показали, что лазерное легирование приводит к некоторому росту интенсивности изнашивания *Ih* (снижению износостойкости) алюминиевого сплава AK7ч от $(1,49 \pm 0,09)10^{-3}$ до $(1,82 \pm 0,06)10^{-3}$ при легировании порошковыми смесями № 1 и 2. Поскольку абразивная износостойкость материала в значи-

то можно было ожидать рост износостойкости сплава АК7ч после лазерного легирования. Однако упрочнение сплава АК7ч при лазерном легировании недостаточно сильное, и его твердость существенно ниже твердости абразива электрокорунда (~2000 HV). В этом случае более существенное влияние на износостойкость сплава оказывает наблюдаемое измельчение структуры сплава АК7ч при лазерном легировании (см. рис. 3, в, г). Известно, что крупные частицы вторых фаз в некоторых случаях могут играть роль износостойкого каркаса, повышающего сопротивление материала абразивному изнашиванию, а измельчение частиц вторых фаз, напротив, приводит к снижению абразивной износостойкости [38]. Отметим близкие значения интенсивности изнашивания Ih сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава, что также свидетельствует о существен-

тельной степени определяется его твердостью,

ном влиянии измельчения структуры на ⁵ износостойкость.

Исследование разгаростойкости показало, что дисперсная структура алюминиевого сплава АК7ч после лазерного легирования препятствует распространению трещин. В структуре легированных слоев при всех исследованных количествах циклов нагрева и охлаждения (200, 400 и 600) наблюдаются только отдельные узкие трещины, ширина которых незначительно возрастает с увеличением числа термических циклов. Напротив, в структуре сплава АК7ч в исходном литом состоянии уже при 200 циклах нагрева и охлаждения наблюдаются широкие раз-

Таблица 5 Table 5

Параметры R_e, H_{IT}/E^{*} и H³_{IT} / E^{*2} для алюминиевого сплава АК7ч до и после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава

The parameters R_e , H_{IT}/E^* and H_{IT}^3/E^{*2} for the aluminum alloy before and after laser alloying with the powder blends of different composition

Номер смеси	<i>R_e</i> , %	H_{II}/E^*	H_{IT}^3 / E^{*2} , ГПа
1	6,2	0,015	0,00026
2	5,4	0,012	0,00015
Без обработки	4,5	0,009	0,00007

ветвленные трещины, ширина и количество которых существенно возрастает с увеличением числа термических циклов.

Таким образом, лазерное легирование порошковыми смесями Cu-Zn-Ti и Si-Cu, нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок, при выбранных параметрах формирует на поверхности алюминиевого сплава АК7ч легированные слои глубиной h = 3, 5...4, 0 мм. Полученные легированные слои характеризуются дисперсной структурой, повышенной микротвердостью и повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию. Выбранные параметры лазерного легирования также обеспечивают равномерное распределение легирующих элементов по глубине легированных слоев, за исключением меди. Это обусловливает формирование достаточно крупных (1...5 мкм) частиц интерметаллидной фазы CuAl, и относительно малое их количество и, как следствие, невысокие уровни упрочнения и износостойкости сплава. Поэтому параметры лазерного легирования порошковыми смесями Cu-Zn-Ti и Si-Cu, нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок, требуют корректировки. В частности, представляется целесообразным уменьшить глубину зоны оплавления и увеличить содержание титана и цинка в составе порошковой смеси, а также провести легирование данными порошковыми смесями при подаче порошков в зону обработки в струе защитного газа. Однако лазерное легирование сплава АК7ч приводит к повышению его разгаростойкости, которая является наиболее важным свойством для деталей блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы бензиновых и дизельных двигателей внутреннего сгорания.

Выводы

Исследованы возможности повышения физико-механических свойств литейного алюминиевого сплава АК7ч путем лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti (смесь № 1) и Si–Cu (смесь № 2), нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок. Установлено, что в результате лазерного легирования на поверхности образцов сплава АК7ч формируются легированные слои глубиной h = 3,5...4,0 мм. Легированные слои имеют дендритно-ячеистую структуру, основными структурными составляющими которой являются твердый раствор α -Al и сетка эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек. По сравнению со структурными параметрами сплава в литом состоянии после лазерного легирования размер дендритных ячеек α -Al уменьшился от 50...190 до 5,0...60,0 мкм, а размер кристаллов кремния уменьшился от 5...30 до 0,5...2,0 мкм. В структуре легированных слоев также присутствует интерметаллид CuAl₂ с размером частиц 1...5 мкм. При этом легирующие элементы, за исключением меди, достаточно равномерно распределены по глубине легированных слоев.

Лазерное легирование приводит к упрочнению поверхности и повышает микротвердость алюминиевого сплава АК7ч от 90 HV 0,025 до 125 HV 0,025 при легировании смесью № 1 и до 100 HV 0,025 при легировании смесью № 2. Основными причинами упрочнения сплава АК7ч после лазерного легирования являются диспергирование структуры и насыщение твердого раствора легирующими элементами. При этом легирование смесью № 1 приводит к более сильному упрочнению, чем легирование смесью № 2. Это обусловлено более высоким содержанием меди в легированном слое, а также насыщением твердого раствора титаном и цинком. Количество интерметаллидной фазы CuAl, в полученных легированных слоях невелико и, по-видимому, не оказывает существенного влияния на упрочнение. По данным микроиндентирования, легированные слои характеризуются повышеннным сопротивлением упругопластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров R_e в 1,2...1,38 раза, H_{IT}/E^* в 1,33...1,67 раза и H_{IT}^3/E^{*2} в 2,14...3,71 раза.

Испытания на износостойкость в условиях абразивного изнашивания показали, что лазерное легирование приводит к некоторому росту интенсивности изнашивания *Ih* (снижению износостойкости) алюминиевого сплава АК7ч от (1,49 ± 0,09)10⁻³ до (1,82 ± 0,06)10⁻³ при легировании порошковыми смесями № 1 и 2. Это обусловлено относительно небольшим упрочнением и существенным измельчением структуры сплава АК7ч при лазерном легировании. Однако лазерное легирование сплава АК7ч приводит к повышению его разгаростойкости, что выражается в уменьшении количества и размеров термических трещин. Для достижения более

CM

высоких уровней упрочнения и износостойкости сплава АК7ч необходима, очевидно, корректировка параметров лазерного легирования.

Список литературы

1. Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М. Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 50–62. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62.

2. 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. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-3-51-58.

3. Об участии водорода в формировании свойств заэвтектических сплавов Al–Si / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, М.А. Малюх, С.В. Долгова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 63–74. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-63-74.

4. Криштал М.М., Ивашин П.В., Коломиец П.В. Использование технологии микродугового оксидирования при разработке ДВС с блоком цилиндров из алюминиевого сплава // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2010. – Т. 12, № 4. – С. 242–246.

5. Андрияхин В.М. Процессы лазерной сварки и термообработки. – М.: Наука, 1988. – 176 с. – ISBN 5-02-005979-Х.

6. Григорьянц А.Г., Смирнова Н.А. Упрочнение поверхности стали 45 и литейного алюминиевого сплава АК9 излучением волоконного лазера // Технология машиностроения. – 2011. – № 11. – С. 52–56.

7. Design of local heat treatment for crack retardation in aluminium alloys / A. Groth, M. Horstmann, N. Kashaev, N. Huber // Procedia Engineering. – 2015. – Vol. 114. – P. 271–276. – DOI: 10.1016/j.proeng.2015.08.068.

8. *Смирнова Н.А.* Лазерное модифицирование поверхности алюминиевых сплавов // Технология машиностроения. – 2016. – № 2. – С. 9–18.

9. Modification of microstructure and superficial properties of A356 and A356/10%SiCp by selective laser surface melting (SLSM) / L.M. Laorden, P. Rodrigo, B. Torres, J. Rams // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 309. – P. 1001–1009. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.046.

10. Effect of the composition of absorbing coatings on the structure and properties of a cast aluminum alloy subjected to surface laser heat treatment / R.A. Savrai, I.Yu. Malygina, A.V. Makarov, A.L. Osintseva, S.A. Rogovaya, N.A. Davydova // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2018. – Iss. 5. – P. 86–105. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.5.086-105.

11. Surface modification of $Al-Al_2O_3$ composites by laser treatment / V. Cannillo, A. Sola, M. Barletta, A. Gisario // Optics and Lasers in Engineering. – 2010. – Vol. 48, iss. 12. – P. 1266–1277. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2010.06.004.

12. Shabel B.S., Granger D.A., Truckner W.G. Friction and wear of aluminum-silicon alloys // ASM Handbook / ed. by P.J. Blau. – Materials Park: ASM International, 1992. – Vol. 18: Friction, lubrication, and wear technology. – P. 785–794.

13. Effect of laser parameters on properties of surface-alloyed Al substrate with Ni / S.A. Vaziri, H.R. Shahverdi, M.J. Torkamany, S.G. Shabestari // Optics and Lasers in Engineering. – 2009. – Vol. 47, iss. 9. – P. 971–975. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.04.007.

14. Dilution of molybdenum on aluminum during laser surface alloying / H.D. Vora, R.S. Rajamure, S. Soundarapandian, S.G. Srinivasan, N.B. Dahotre // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – Vol. 570. – P. 133–143. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.03.115.

15. Laser alloyed Al-W coatings on aluminum for enhanced corrosion resistance / R.S. Rajamure, H.D. Vora, S.G. Srinivasan, N.B. Dahotre // Applied Surface Science. – 2015. – Vol. 328. – P. 205–214. – DOI: 10.1016/j. apsusc.2014.12.037.

16. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance / R.S. Rajamure, H.D. Vora, N. Gupta, S. Karewar, S.G. Srinivasan, N.B. Dahotre // Surface and Coatings Technology. – 2014. – Vol. 258. – P. 337–342. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.074.

17. *Mabhali L.A.B., Sacks N., Pityana S.* Three body abrasion of laser surface alloyed aluminium AA1200 // Wear. – 2012. – Vol. 290–291. – P. 1–9. – DOI: 10.1016/j. wear.2012.05.034.

18. Ravnikar D., Dahotre N.B., Grum J. Laser coating of aluminum alloy EN AW 6082-T651 with TiB_2 and TiC: microstructure and mechanical properties // Applied Surface Science. – 2013. – Vol. 282. – P. 914–922. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.06.089.

19. Nath S., Pityana S., Majumdar J.D. Laser surface alloying of aluminium with WC + Co + NiCr for improved wear resistance // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 206, iss. 15. – P. 3333–3341. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.01.038.

20. Laser processed $TiC-Al_{13}Fe_4$ composite layer formation on Al–Si alloy / A. Viswanathan, D. Sastikumar, H. Kumar, A.K. Nath // Optics and Lasers in Engineering. – 2012. – Vol. 50, iss. 9. – P. 1321– 1329. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2012.02.013.

Vol. 21 No. 4 2019 79



21. D'Amato C., Betts J.C., Buhagiar J. Laser surface alloying of an A356 aluminium alloy using nickel and Ni-Ti-C: a corrosion study // Surface and Coatings Technology. – 2014. – Vol. 244. – P. 194–202. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.018.

22. Смирнова Н.А. Лазерное легирование поверхности алюминиевых сплавов // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2014. – № 3 (33). – С. 28–36.

23. Effect of alloying on high temperature fatigue performance of ZL114A (Al-7Si) alloy / X. Dong, J. Zhou, Y. Jia, B. Liu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2012. – Vol. 22, iss. 3. – P. S661–S667. – DOI: 10.1016/S1003-6326(12)61782-8.

24. *Blum R., Molian P.* CO₂ laser coating of nanodiamond on aluminum using an annular beam // Applied Surface Science. – 2014. – Vol. 288. – P. 1–8. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.04.162.

25. D'Amato C., Buhagiar J., Betts J.C. Tribological characteristics of an A356 aluminium alloy laser surface alloyed with nickel and Ni–Ti–C // Applied Surface Science. – 2014. – Vol. 313. – P. 720–729. – DOI: 10.1016/j. apsusc.2014.06.061.

26. The influence of laser alloying on the structure and mechanical properties of $AlMg_5Si_2Mn$ surface layers / W. Pakieła, T. Tański, Z. Brytan, K. Labisz // Applied Physics A: Materials Science and Processing. – 2016. – Vol. 122, iss. 352. – P. 1–9. – DOI: 10.1007/s00339-016-9834-z.

27. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы: справочник / под. ред. Ф.И. Квасова, И.Н. Фридляндера. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.

28. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment / R.A. Savrai, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina, S.A. Rogovaya, A.L. Osintseva // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. -2017. -Iss. 5. -P. 43-62. -DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.

29. ISO 14577-1:2015. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Pt. 1: Test method. – Geneva: ISO, 2015. – 46 p.

30. *Cheng Y.T., Cheng C.M.* Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation //

Applied Physics Letters. – 1998. – Vol. 73, iss. 5. – P. 614–618. – DOI: 10.1063/1.121873.

31. *Page T.F., Hainsworth S.V.* Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // Surface and Coatings Technology. – 1993. – Vol. 61, iss. 1–3. – P. 201–208. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

32. *Petrzhik M.I., Levashov E.A.* Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // Crystallography Reports. – 2007. – Vol. 52, iss. 6. – P. 966–974. – DOI: 10.1134/S1063774507060065.

33. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.* Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. – 2003. – Vol. 174–175. – P. 725–731. – DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.

34. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.

35. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: Microstructure and surface properties / R.A. Savrai, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina, E.G. Volkova // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 734. – P. 506–512. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.

36. Savrai R.A., Makarov A.V. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: Mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 734. – P. 513–518. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.100.

37. *Саврай Р.А.* Сопротивление разрушению наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119, № 10. – С. 1070–1078. – DOI: 10.1134/S001532301810011X.

38. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 3. – С. 39–46.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/)

См

MATERIAL SCIENCE

Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2019 vol. 21 no. 4 pp. 70-84 ISSN: 1994-6309 (print) / 2541-819X (online) DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-70-84



Effect of Laser Alloying with the Powder Mixtures of Cu–Zn–Ti and Si–Cu on the Structure and Properties of Cast Aluminum Alloy

Roman Savrai^{1, a,*}, Irina Malygina^{1, b}, Aleksey Makarov^{1, 2, 3, c}, Alevtina Osintseva^{1, d}, Svetlana Rogovaya^{1, e}, Yuri Kolobylin^{1, f}

¹ Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation ² M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskaya st., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

³ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira st., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

a 🕞 https://orcid.org/0000-0001-9873-3621, 😋 ras@imach.uran.ru, b 🕞 https://orcid.org/0000-0002-9463-1473, 😋 malygina@imach.uran.ru,

^c ⓑ http://orcid.org/0000-0002-2228-0643, ☺ avm@imp.uran.ru, ^d ⓑ https://orcid.org/0000-0003-043-8435, ☺ osintseva@imach.uran.ru, ^e ⓑ https://orcid.org/0000-0002-7831-2624, ☺ uramk@mail.ru

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article history Received: 01 August 2019 Revised: 26 September 2019 Accepted: 07 October 2019 Available online: 15 December 2019

Keywords:

Cast aluminum alloy Laser surface alloying Microstructure Phase composition Microhardness Microindentation Abrasive wear resistance Resistance to thermal erosion

Funding

This work is done within the Complex Program of UB RAS, project No. 18-10-1-40, with regard to the studied material and methods of its processing, and within the state orders for IES UB RAS, reg. no. AAAA-A18-118020790147-4, and IMP UB RAS, reg. no. AAAA-A18-118020190116-6, with regard to the measurements of micromechanical characteristics and evaluation of resistance to elastic-plastic deformation. Scanning electron microscopy and micromechanical tests were performed in Collective Use Center "Plastometriya" of the Institute of Engineering Science UB RAS.

Introduction. The use of laser based modification technologies is an actual and promising way to improve the surface properties of aluminum alloys. Laser alloying of aluminum alloys, which helps to improve its corrosion resistance, mechanical properties and wear resistance under conditions of adhesion and abrasive wear, is of great interest. The aim of this work is to study the possibility of increasing the physical and mechanical properties of the cast aluminum alloy by laser alloying with the powder mixtures of Cu-Zn-Ti (blend no. 1) and Si-Cu (blend no. 2), which are applied to the surface of specimens in the form of coatings. Laser alloying of the surface of specimens is carried out on a continuous CO₂ laser with the emission wavelength $\lambda = 10.6 \mu m$. The methods of investigation. Optical and scanning electron microscopy, energy-dispersive microanalysis, x-ray diffraction phase analysis, microhardness measurement, instrumented microindentation, abrasive wear and thermal erosion tests are used. Results and discussion. It is established that the laser alloying results in the formation of alloyed layers with a depth h = 3.5-4.0 mm on the surface of the aluminum alloy specimens. The alloyed layers have a dendritic-cellular structure, the main structural components of which are the α -Al solid solution and a network of eutectic silicon crystals along the boundaries of dendritic cells. The CuAl, intermetallide with a particle size of 1-5 µm also is detected in the structure of the alloyed layers. The laser alloying increases the hardness of the aluminum alloy from 90 to 125 $HV_{0.025}$ after alloying with the powder blend no. 1 and up to 100 $HV_{0.025}$ after alloying with the powder blend no. 2. According to the microindentation data, the alloyed layers are characterized by increased resistance to elastic-plastic deformation, which is evidenced by the increase in the parameters of R_{e} in 1.2–1.38 times, H_{II}/E^{*} in 1.33–1.67 times and H_{II}^{3}/E^{*2} in 2.14–3.71 times. Wear resistance tests under conditions of abrasive wear shows that the laser alloying leads to some increase in wear rate Ih (decrease in wear resistance) of the aluminum alloy from $(1.49\pm0.09)10^{-3}$ to $(1.82\pm0.06)10^{-3}$ after alloying with the powder blends no. 1 and 2. However, laser alloying the alloy leads to an increase in its resistance to thermal erosion, which manifests itself in reducing the number and size of thermal cracks.

For citation: Savrai R.A., Malygina I.Yu., Makarov A.V., Osintseva A.L., Rogovaya S.A., Kolobylin Yu.M. Effect of laser alloying with the powder mixtures of Cu-Zn-Ti and Si-Cu on the structure and properties of cast aluminum alloy. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 70-84. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-70-84. (In Russian).

* Corresponding author

Savrai Roman A., Ph.D. (Engineering), Head of laboratory Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation Tel.: +7 (343) 362-30-14, e-mail: ras@imach.uran.ru

References

1. Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M. Investigation of the microstructure of high-strength laser welded joints of aluminum-lithium aeronautical alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 50–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62. (In Russian).

2. Martyushev N.V., Zykova A.P., Bashev V.S. Modification of Al–Si alloys with particles of ultrafine tungsten powder. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 3 (76), pp. 51–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-3-51-58. (In Russian).

3. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A., Dolgova S.V. On the participation of hydrogen in the formation of the properties of hypereutectic Al–Si alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 63–74. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-63-74. (In Russian).

4. Krishtal M.M., Ivashin P.V., Kolomiets P.V. Ispol'zovanie tekhnologii mikrodugovogo oksidirovaniya pri razrabotke DVS s blokom tsilindrov iz alyuminievogo splava [Micro-arc oxidation technology usage for ice with aluminium cilinder block designing]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2010, vol. 12, no. 4, pp. 242–246.

5. Andriyakhin V.M. *Protsessy lazernoi svarki i termoobrabotki* [Laser welding and heat treatment processes]. Moscow, Nauka Publ., 1988. 176 p. ISBN 5-02-005979-X.

6. Grigor'yants A.G., Smirnova N.A. Uprochnenie poverkhnosti stali 45 i liteinogo alyuminievogo splava AK9 izlucheniem volokonnogo lazera [Steel and aluminum casting alloy surface strengthening by fiber laser radiation]. *Tekhnologiya mashinostroeniya = Technology of Mechanical Engineering*, 2011, no. 11, pp. 52–56.

7. Groth A., Horstmann M., Kashaev N., Huber N. Design of local heat treatment for crack retardation in aluminium alloys. *Procedia Engineering*, 2015, vol. 114, pp. 271–276. DOI: 10.1016/j.proeng.2015.08.068.

8. Smirnova N.A. Lazernoe modifitsirovanie poverkhnosti alyuminievykh splavov [Laser modification of the aluminum alloys surface]. *Tekhnologiya mashinostroeniya* = *Technology of Mechanical Engineering*, 2016, no. 2, pp. 9–18.

9. Laorden L.M., Rodrigo P., Torres B., Rams J. Modification of microstructure and superficial properties of A356 and A356/10%SiCp by selective laser surface melting (SLSM). *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 309, pp. 1001–1009. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.046.

10. Savrai R.A., Malygina I.Yu., Makarov A.V., Osintseva A.L., Rogovaya S.A., Davydova N.A. Effect of the composition of absorbing coatings on the structure and properties of a cast aluminum alloy subjected to surface laser heat treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2018, iss. 5, pp. 86–105. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.5.086-105.

11. Cannillo V., Sola A., Barletta M., Gisario A. Surface modification of Al–Al₂O₃ composites by laser treatment. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, vol. 48, iss. 12, pp. 1266–1277. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2010.06.004.

12. Shabel B.S., Granger D.A., Truckner W.G. Friction and wear of aluminum-silicon alloys. *ASM Handbook*. Vol. 18. *Friction, lubrication, and wear technology*. Ed. by P.J. Blau. Materials Park, ASM International, 1992, pp. 785–794.

13. Vaziri S.A., Shahverdi H.R., Torkamany M.J., Shabestari S.G. Effect of laser parameters on properties of surface-alloyed Al substrate with Ni. *Optics and Lasers in Engineering*, 2009, vol. 47, iss. 9, pp. 971–975. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.04.007.

14. Vora H.D., Rajamure R.S., Soundarapandian S., Srinivasan S.G., Dahotre N.B. Dilution of molybdenum on aluminum during laser surface alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 570, pp. 133–143. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.03.115.

15. Rajamure R.S., Vora H.D., Srinivasan S.G., Dahotre N.B. Laser alloyed Al-W coatings on aluminum for enhanced corrosion resistance. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 328, pp. 205–214. DOI: 10.1016/j. apsusc.2014.12.037.

16. Rajamure R.S., Vora H.D., Gupta N., Karewar S., Srinivasan S.G., Dahotre N.B. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 258, pp. 337–342. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.074.

CM

17. Mabhali L.A.B., Sacks N., Pityana S. Three body abrasion of laser surface alloyed aluminium AA1200. Wear, 2012, vol. 290-291, pp. 1-9. DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.034.

18. Ravnikar D., Dahotre N.B., Grum J. Laser coating of aluminum alloy EN AW 6082-T651 with TiB, and TiC: microstructure and mechanical properties. Applied Surface Science, 2013, vol. 282, pp. 914-922. DOI: 10.1016/j. apsusc.2013.06.089.

19. Nath S., Pityana S., Majumdar J.D. Laser surface alloying of aluminium with WC + Co + NiCr for improved wear resistance. Surface and Coatings Technology, 2012, vol. 206, iss. 15, pp. 3333–3341. DOI: 10.1016/j. surfcoat.2012.01.038.

20. Viswanathan A., Sastikumar D., Kumar H., Nath A.K. Laser processed TiC-Al₁₃Fe₄ composite layer formation on Al-Si alloy. Optics and Lasers in Engineering, 2012, vol. 50, iss. 9, pp. 1321-1329. DOI: 10.1016/j. optlaseng.2012.02.013.

21. D'Amato C., Betts J.C., Buhagiar J. Laser surface alloying of an A356 aluminium alloy using nickel and Ni-Ti-C: a corrosion study. Surface and Coatings Technology, 2014, vol. 244, pp. 194-202. DOI: 10.1016/j. surfcoat.2014.02.018.

22. Smirnova N.A. Lazernoe legirovanie poverkhnosti alyuminievykh splavov [Laser surface alloying of aluminum alloys]. Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering, 2014, no. 3 (33), pp. 28-36.

23. Dong X., Zhou J., Jia Y., Liu B. Effect of alloying on high temperature fatigue performance of ZL114A (Al-7Si) alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, vol. 22, iss. 3, pp. S661–S667. DOI: 10.1016/ S1003-6326(12)61782-8.

24. Blum R., Molian P. CO, laser coating of nanodiamond on aluminum using an annular beam. Applied Surface Science, 2014, vol. 288, pp. 1–8. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.04.162.

25. D'Amato C., Buhagiar J., Betts J.C. Tribological characteristics of an A356 aluminium alloy laser surface alloyed with nickel and Ni-Ti-C. Applied Surface Science, 2014, vol. 313, pp. 720-729. DOI: 10.1016/j. apsusc.2014.06.061.

26. Pakieła W., Tański T., Brytan Z., Labisz K. The influence of laser alloying on the structure and mechanical properties of AlMg_sSi₂Mn surface layers. Applied Physics A: Materials Science and Processing, 2016, vol. 122, iss. 352, pp. 1–9. DOI: 10.1007/s00339-016-9834-z.

27. Alieva S.G., Al'tman M.B., Ambartsumyan S.M. Promyshlennye alyuminievye splavy [Industrial aluminum alloys]. Ed. by F.I. Kvasov, I.N. Fridlyander. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 528 p.

28. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment. Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures, 2017, iss. 5, pp. 43-62. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.

29. ISO 14577-1:2015. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Pt. 1. Test method. Geneva, ISO, 2015. 46 p.

30. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. Applied Physics Letters, 1998, vol. 73, iss. 5, pp. 614–618. DOI: 10.1063/1.121873.

31. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. Surface and Coatings Technology, 1993, vol. 61, iss. 1-3, pp. 201-208. DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

32. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. Crystallography Reports, 2007, vol. 52, iss. 6, pp. 966-974. DOI: 10.1134/ S1063774507060065.

33. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. Surface and Coatings Technology, 2003, vol. 174-175, pp. 725-731. DOI: 10.1016/ S0257-8972(03)00576-0.

34. Kragel'skii I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. Osnovy raschetov na trenie i iznos [Fundamentals of friction and wear calculations]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.

35. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Volkova E.G. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: Microstructure and surface properties. Materials Science and Engineering: A, 2018, vol. 734, pp. 506–512. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.

36. Savrai R.A., Makarov A.V. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: Mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 513–518. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.100.

37. Savrai R.A. Resistance of laser-clad chromium–nickel coatings to failure under contact fatigue loading. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, iss. 10, pp. 1013–1021. DOI: 10.1134/S0031918X18100113. Translated from *Fizika metallov i metallovedenie*, 2018, vol. 119, iss. 10, pp. 1070–1078.

38. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Formation of wear-resistant chromiumnickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, no. 3–4, pp. 161–168. DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8. Translated from *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 3, pp. 39–46.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/).