

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-6-42-50>

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИСАДОЧНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ НАПЛАВКИ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОЕВ

© Игорь Евгеньевич Калашников^{1*}, Роман Сергеевич Михеев²,
Любовь Ивановна Кобелева¹, Павел Андреевич Быков¹, Игорь
Валентинович Катин¹, Ольга Александровна Овчинникова¹

¹ Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова РАН, Россия, 119334, Москва, Ленинский просп., д. 49; *e-mail: kalash2605@mail.ru

² Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Россия, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.

*Статья поступила 22 декабря 2023 г. Поступила после доработки 25 декабря 2023 г.
Принята к публикации 22 апреля 2024 г.*

Качество и свойства наплавляемых износостойких слоев зависят от технологических режимов наплавки и типа применяемых присадочных материалов. В работе представлены результаты исследования структуры присадочной композиционной проволоки для наплавки износостойких слоев. Проволоку на основе алюминиевого сплава (заэвтектический силумин), порошков карбида кремния (SiC) и интерметаллида титана (Ti_2NbAl) изготавливали методом порошковой металлургии. Порошки SiC или Ti_2NbAl (с учетом их содержания в конечном материале — 5 % масс.) и подготовленный в виде стружки матричный сплав силумина обрабатывали в планетарной мельнице. Проволоку получали методом горячей экструзии после выдержки подготовленных компонентов при температуре 600 °С. Трибологические испытания образцов проводили в условиях сухого трения скольжения (коэффициент трения в процессе испытаний регистрировали непрерывно). Показано, что выбранные режимы экструзии и предварительная подготовка материала в планетарной мельнице позволяют получить беспористый компактный материал. Анализ структуры полученного материала и характера распределения армирующих дискретных порошков выявил, что частицы Ti_2NbAl равномерно распределены по сечению проволоки, тогда как частицы SiC практически отсутствуют в центральной части и сосредоточены по периферии сечения. Полученные результаты могут быть использованы при применении композиционной проволоки в качестве присадочного материала. Данные о характере распределения армирующих наполнителей следует учитывать при выборе схем и режимов процессов дуговой наплавки.

Ключевые слова: армирующие наполнители; матричный сплав; прессование; экструзия; структура; износостойкость.

STUDY OF THE STRUCTURE OF FILLER COMPOSITE WIRE FOR SURFACING WEAR-RESISTANT LAYERS

© Igor E. Kalashnikov,^{1*} Roman S. Mikheev,² Lubov I. Kobeleva,¹
Pavel A. Bykov,¹ Igor V. Katin,¹ Olga A. Ovchinnikova¹

¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, 49, Leninsky prosp., Moscow, 119334, Russia; *e-mail: kalash2605@mail.ru

² Bauman Moscow State Technical University, 5,2-ya Baumanskaya ul., Moscow, 105005, Russia.

Received December 22, 2023. Revised December 25, 2023. Accepted April 22, 2024.

The quality and properties of the deposited wear-resistant layers depend on the technological modes of surfacing and the type of filler materials used. The results of studying the structure of filler composite wire for surfacing wear-resistant layers are presented. Wires based on aluminum alloy (hypereutectic silumin), silicon carbide (SiC) and titanium intermetallic (Ti_2NbAl) powders were produced by powder metallurgy. Powders of SiC or Ti_2NbAl (their content in the final material about 5 wt.%) and the silumin matrix alloy prepared in the form of chips were processed in a planetary mill. The wire was produced by hot extrusion after holding the prepared components at a temperature of 600°C. Tribological tests of the samples were carried out under conditions of dry sliding friction (the friction coefficient was recorded continuously during tests). It is shown that the selected modes of extrusion and a preliminary preparation of the material in a planetary mill make it possible to obtain a non-porous compact material. An analysis of the structure of the resulting material and the nature of the distribution of reinforcing discrete powders

revealed that Ti_2NbAl particles are uniformly distributed over the cross section of the wire, while SiC particles are practically absent in the central part and are concentrated along the periphery of the section. The results obtained can be used when using composite wire as a filler material. Data on the nature of the distribution of reinforcing fillers should be taken into account when choosing schemes and modes of arc surfacing processes.

Keywords: reinforcing fillers; matrix alloy; pressing; extrusion; structure; wear resistance.

Введение

Свойства поверхностных слоев подвижных сопряжений и рабочих механизмов, подвергаемых интенсивному изнашиванию в процессе эксплуатации, определяют работу изделия в целом. Для создания поверхностного слоя, обладающего повышенной прочностью и износостойкостью, применяют различные методы обработки поверхности: дуговые, лучевые, плазменные, термомеханические [1 – 3]. Используют также способ наплавки на рабочую поверхность слоев из материалов с высокими трибологическими характеристиками. К таким материалам относят, например, металломатричные композиционные материалы (КМ) [4, 5]. Анализ трибологических характеристик КМ на основе алюминиевых сплавов (АК12, АМ4Мг2 (Д16), АК12М2МгН (АЛ25) и др.), упрочненных дисперсными керамическими частицами (SiC , Al_2O_3 , TiC , V_4C и др.), показал, что данные материалы обладают наилучшим сочетанием механических и триботехнических свойств, позволяют расширить температурный диапазон интервалов работы узлов трения [6 – 8].

Заметим, что износостойкие слои из армированных высокопрочными керамическими частицами (например, SiC) сплавов алюминия, нанесенные на поверхность трущейся детали методом аргонодуговой наплавки, обеспечивают повышение ресурса ее эксплуатации [10]. Помимо аргонодуговой, применяют также лазерную технологию наплавки [9 – 12].

Основное внимание, как правило, уделяют выбору оптимальных технологических параметров процесса наплавки, формирующего качественный износостойкий слой, и обеспечению необходимой адгезии покрытия с подложкой, зависящей от толщины и состава образующегося слоя из интерметаллидных соединений. Кроме того, важный критерий, определяющий качество композиционных наплавленных слоев, — отсутствие пор и скоплений армирующих частиц, возникающих в жидкой ванне расплава при наплавке. Очевидно, что качество и свойства таких слоев будут зависеть не только от технологических режимов наплавки, но и от структурных особенностей применяемых присадочных композиционных материалов, в том числе характера распределения армирующих дискретных частиц в объеме используемого присадочного материала.

Отметим, что используемые при исследовании новых присадочных материалов методы порошковой металлургии, горячего прессования и экструзии в силу применения невысоких нагревов (не превышающих температуру плавления присадочного материала) позволяют в качестве армирующих наполнителей использовать широкую номенклатуру частиц разной природы и плотности.

Цель работы — исследование структуры присадочной проволоки на основе алюминиевого сплава с различными видами упрочнителя.

Материалы, методика, оборудование

Для изготовления присадочной проволоки применяли методы порошковой металлургии и горячей экструзии. В качестве матрицы использовали силумин системы $Al - Si - Cu - Mg$. Сплавы этой системы применяют в основном для поршней двигателей внутреннего сгорания, которые должны иметь повышенную износостойкость, жаропрочность и термоциклическую прочность. По данным химического анализа, состав используемого сплава следующий, % масс.: $Al - 72,7$, $Si - 21,1$, $Mg - 1,11$, $Cu - 2,62$, $Mn - 0,358$, $Fe - 0,591$, $Ni - 0,977$, $Cr, Ti, Zn -$ менее 0,1. Данный сплав близок по составу к заэвтектическому силумину марки АЛ26, имеет хорошую жидкотекучесть, твердость и износостойкость.

Армирующими компонентами служили порошки SiC и интерметаллидного соединения Ti_2NbAl (получены гидридно-кальциевым методом) (рис. 1) [13]. Характеристики наполнителей представлены в табл. 1.

С помощью механоактивационной обработки в планетарной мельнице предварительно изготавливали полуфабрикаты из стружки литого матричного сплава и порошковых наполнителей. Вводимые порошки (SiC или Ti_2NbAl) с учетом их содержания в конечном материале (5 % масс.) и подготовленную стружку обрабатывали в планетарной мельнице Retsch PM100 по режиму: время обработки — 120 мин, скорость вращения барабана — 300 об./мин, защитная среда — газ Ar , реверс — 10 мин, пауза — 10 с. В процессе такой обработки происходит пластическое деформирование матричного сплава, разрушение оксидной пленки на стружке алюминиевого сплава, измельчение обрабатываемых компонентов и механическое внедрение всего количества вве-

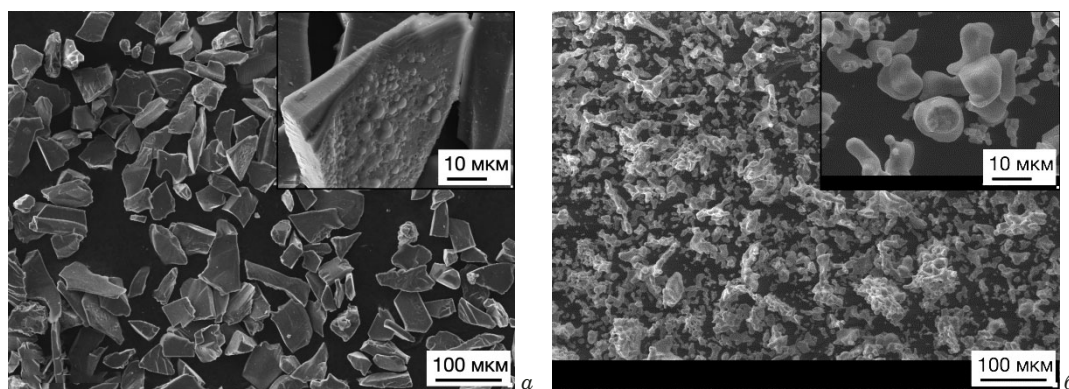


Рис. 1. Морфология частиц α -SiC (а) и Ti_2NbAl (б)

Fig. 1. Morphology of α -SiC (a) and Ti_2NbAl (b) particles

денных упрочняющих частиц в матрицу. Это дает возможность исключить скопление частиц порошка в прессованном полуфабрикате и, в конечном счете, способствует лучшему распределению армирующих компонентов в КМ.

Подготовленный спрессованный шихтовой полуфабрикат (масса — 40 г) помещали в пресс-форму, выдерживали в печи в течение 30 мин при температуре 600 °С и экструдировали на гидравлическом прессе NORDBERG N3550 через формующую матрицу (диаметр фильеры — 3 мм) при давлении 125 – 135 кН. Температуру нагрева шихты выбирали с учетом того, что температура экструзии алюминия и его сплавов составляет примерно 500 °С, кроме того, во время переноса из печи на гидравлический пресс происходит охлаждение матрицы, поэтому процесс экструзии начинали при значимом сопротивлении пластической деформации нагретой композиционной заготовки [14, 15]. Критерием подобранного баланса температуры и прилагаемого давления были получение гладкой бездефектной поверхности экструдированной проволоки и расходование всего объема нагретой композиционной заготовки. Длина заготовки присадочной композиционной проволоки из данного количества материала составляла 600 – 700 мм.

Трибологические испытания образцов проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETRUMT Multi-Specimen Test System. По схеме осевого нагружения неподвижный па-

лец (исследуемый образец) располагали против вращающегося диска (контртела) из стали 45Х ($HRC > 63$). При испытаниях (осевое нагружение — 2 МПа) осуществляли непрерывную регистрацию коэффициента трения $f_{тр}$. Эксперименты проводили при постоянной скорости скольжения 0,5 м/с, время испытаний — 600 с.

Структуру полученных образцов исследовали на оптическом (Leica DMILM) и электронных (Crossbeam 1540 EsB, LEO 430i) микроскопах. Для выявления микроструктуры образцы подвергали травлению в реактиве Флика.

Обсуждение результатов

Композиционные составы присадочных материалов: АЛ26 + 5 % масс. $SiC_{(40)}$ и АЛ26 + 5 % масс. $Ti_2NbAl_{(<100)}$. Для сравнения свойств использовали образец присадочной проволоки из сплава АЛ26 без армирования дискретными частицами.

При анализе внешней поверхности проволоки макродефекты (сколы, трещины, наплывы) не выявили. Поверхность гладкая и глянцевая.

Для исследования структуры экструдированной проволоки, распределения, размера и морфологии армирующих частиц вырезали отрезок длиной 10 мм из центральной части на расстоянии 300 мм от формирующей зоны (фильеры). Для всех изготовленных образцов анализировали следующие зоны: 1 — у поверхности; 2 — промежу-

Таблица 1. Характеристики армирующих порошков

Table 1. Characteristics of the reinforcing powders used

Армирующий наполнитель	Состав и морфология частиц				
α -SiC	Средний размер — 40 мкм	Si — 54,7 % масс.	CaO — 0,02 % масс.	MgO — 0,01 % масс.	Форма частиц — скользящая
Ti_2NbAl	Фракция — менее 100 мкм	Ti — основа	Nb — 38,7 % масс.	Al — 11,6 % масс.	Форма частиц — разветвленная

точный участок между краем и центром проволоки; 3 — центр диаметра (рис. 2).

Результаты рентгеноспектрального анализа для участков 1–3 образцов матричного сплава и КМ приведены в табл. 2. Видно, что химический состав практически идентичен для всех исследуемых зон. Высокая степень однородности состава достигается, по-видимому, благодаря механическому процессу перемешивания порошковых материалов на стадии приготовления полуфабрикатов. Наличие в исследуемых областях Nb, Ti, C подтверждает введение упрочняющих фаз (SiC , Ti_2NbAl).

На рис. 3 представлены структуры проволок, изготовленных методом экструзии.

Стружка, используемая в качестве матрицы, была изготовлена из литой заготовки. В литых заэвтектических силуминах введение Si более 15 % масс. приводит к его ликвации и образованию грубых первичных выделений в процессе литья. В структуре сплавов, которые практически всегда кристаллизуются по неравновесной диаграмме состояния, часто присутствуют четверные эвтектики $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{W}(\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6)$ с температурой плавления 505 °C [16, 17]. При нагреве до 600 °C и выдержке при этой температуре в течение 30 мин сплав переходит из твердого в вязкое состояние и возможно сплавление эвтектик. В процессе экструзии при приложении давления происходит как бы «сварка» границ между частицами стружки (границы не выявляются в однородной структуре конечного материала) (см. рис. 3).

Предварительная обработка матрицы в планетарной мельнице приводит к измельчению грубых первичных выделений кремния. Это может положительно сказаться на износостойкости материала, так как крупные кристаллы кремния могут выламываться из матрицы твердого раствора, дробиться и действовать как абразив в

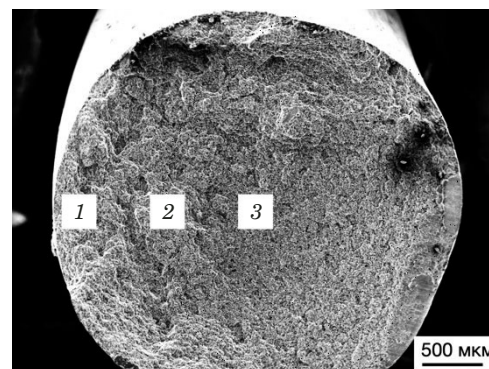


Рис. 2. Расположение анализируемых зон
Fig. 2. Location of the zones under analysis

процессе трения. Так, для заэвтектических силуминов с содержанием кремния до 22 % масс. отмечена четкая зависимость износостойкости пары трения силумин — сталь от размера первичных кристаллов кремния [16]. При уменьшении размера таких кристаллов износ снижается, что может быть связано с уменьшением общей площади в сечении образца относительно мягких структурных составляющих, когда могут реализоваться условия схватывания.

Наряду с измельчением кремниевой составляющей в матрице в процессе механоактивной обработки происходит также дробление частиц порошков карбида кремния и частиц интерметаллида. При этом измельчение частиц порошка карбида кремния осуществляется интенсивнее. Получили, что средний размер частиц SiC в проволоке составляет 9,4, Ti_2NbAl — 21,3 мкм. В структуре проволоки при армировании матрицы карбидом кремния количество частиц размером более 20 и менее 5 мкм — 20 и 40 % соответственно, тогда как для образцов, содержащих интерметаллид, это соотношение составляет 42 и 2,5 %. Для более твердых частиц карбида кремния типично хрупкое разрушение с сохране-

Таблица 2. Элементный состав анализируемых участков поверхности проволоки

Table 2. Elemental composition of various sections of the wire surface

Образец	Зона	Элемент, % масс.							
		Al	Si	Mg	Cu	Ni	Nb	Ti	C
1 (АЛ26)	1	62,03	34,01	0,84	2,33	0,79	—	—	—
	2	61,56	34,69	0,94	2,36	0,45	—	—	—
	3	62,97	32,87	0,83	2,54	0,79	—	—	—
2 (АЛ26 + 5 % масс. $\text{SiC}_{(40)}$)	1	56,3	31,32	0,81	1,92	0,92	—	—	8,73
	2	55,21	33,74	0,76	1,95	1,0	—	—	7,34
	3	54,73	32,26	0,84	2,12	1,23	—	—	8,82
3 (АЛ26 + 5 % масс. $\text{Ti}_2\text{NbAl}_{(<100)}$)	1	58,09	29,60	0,67	0,82	0,51	5,30	5,01	—
	2	59,07	27,55	0,79	1,44	1,04	5,04	5,07	—
	3	59,20	31,50	0,81	1,11	0,77	3,50	3,11	—

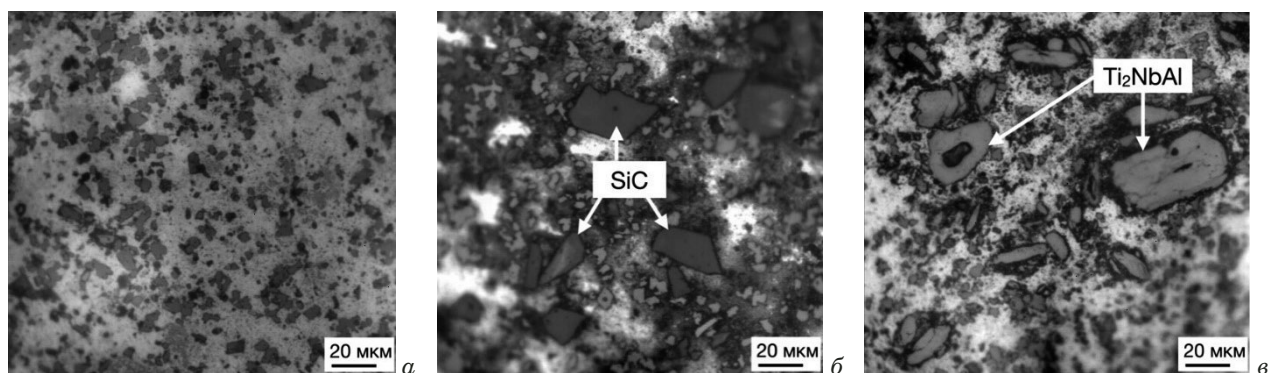


Рис. 3. Структура образцов, изготовленных методом экструзии: *a* — AL26; *б* — AL26 + 5 % масс. SiC₍₄₀₎; *в* — AL26 + 5 % масс. Ti₂NbAl_(<100)

Fig. 3. Structure of samples made by extrusion: *a* — AL26; *b* — AL26 + 5 wt.% SiC₍₄₀₎; *c* — AL26 + 5 wt.% Ti₂NbAl_(<100)

нием скольной огранки, характерной для исходного порошка (см. рис. 3). Разрушение интерметаллидных включений происходит, по-видимому, путем расщепления конгломератов и крупных частиц, и измельченные частицы имеют более округлую форму. Металлографическим анализом взаимодействие между матрицей и частицами SiC и Ti₂NbAl не обнаружено.

Морфология поверхности изломов образцов и общий вид линий рентгеновского спектра, показывающий наличие элементов в исследуемой зоне, приведены на рис. 4. Съемку проводили в зоне 2 — между краем и центром проволоки.

Можно отметить, что особенность разрушения образцов — однородность, все образцы имеют вязкий характер разрушения. В изломе образца 2 на дне некоторых чашек фиксировали частицы SiC. Частицы интерметаллида Ti₂NbAl наблюдали на поверхности излома образца 3 в виде «скольных фасеток».

Для подтверждения содержания интерметаллидных включений для образца 3 провели элементное картирование (рис. 5). Сопоставление карт распределения химических элементов Al, Ti, Nb на поверхности и изломе показывает, что светлые включения соответствуют соединению Ti₂NbAl.

На рис. 6 представлены распределения упрочняющей фазы по сечению образцов. Видно, что частицы SiC неравномерно распределены в плоскости сечения композиционной проволоки, в основном сосредоточены по периметру сечения и практически отсутствуют в центральной части. В образце, армированном интерметаллидной фазой, частицы Ti₂NbAl располагаются достаточно равномерно по всей поверхности. Заметим, что равномерность распределения в матрице армирующей фазы, помимо других факторов, влияет на трибологические свойства алюмоматричных КМ [18].

Неравномерное распределение частиц порошка в присадочной проволоке может отразиться на характере распределения армирующей фазы в наплавленном слое из КМ. Скопление частиц армирующей фазы нежелательно, поскольку оно может быть местом концентрации напряжений и способствовать появлению механических повреждений в процессе эксплуатации изделия, а также оказать негативное влияние на трибологические характеристики КМ вследствие выкрашивания незакрепленных матричным сплавом частиц и повреждения ими поверхности трения.

Анализ распределения упрочняющих частиц в КМ, получаемых жидкофазными методами, показал, что на характер распределения могут влиять такие факторы, как соотношение плотности частиц и матричного расплава, вязкость композиционной смеси, объемное содержание и размер частиц, смачиваемость армирующего компонента матричным расплавом, условия затвердевания композиционных отливок [19]. Как при жидкофазном способе, некоторые свойства матрицы и упрочнителей, входящих в состав композиционной проволоки, в случае порошкового способа изготовления могут оказывать влияние на распределение частиц в КМ. Одновременно, возможно комплексное влияние как механических, так и физических свойств [20]. Такими свойствами и характеристиками могут быть размер, форма частиц порошков (скольная или округлая), их плотность (SiC — 3,2, Ti₂AlNb — 6,1 г/см³), вид кристаллической решетки армирующих компонентов и матрицы (α -SiC — гексагональная, Ti₂NbAl — орторомбическая, AL26 — гранецентрированная кубическая), коэффициенты линейного расширения (α -SiC — $5,12 \cdot 10^{-6}$, Ti₂NbAl — $(8 - 12) \cdot 10^{-6}$, AL26 — $18,5 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹). Распределение деформации, прикладываемой к материалу в процессе экструзии, смачиваемость ар-

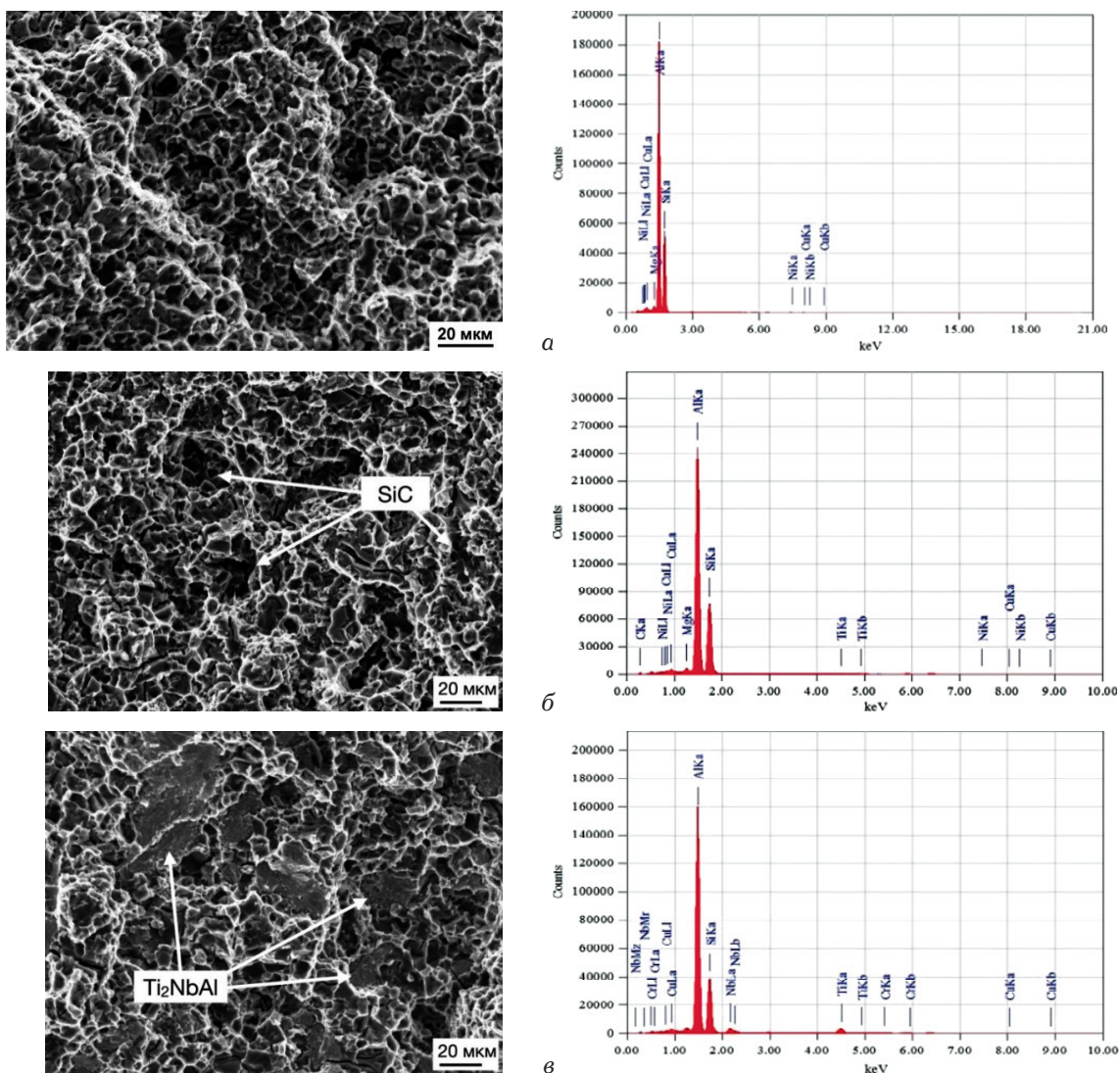


Рис. 4. Морфология поверхности образцов и энергетические спектры элементов, присутствующих в заэвтектическом силумине: *a* — AL26; *б* — AL26 + 5 % масс. SiC₍₄₀₎; *в* — AL26 + 5 % масс. Ti₂NbAl_(<100)

Fig. 4. Surface morphology of the samples and energy spectra of elements present in hypereutectic silumin: *a* — AL26; *b* — AL26 + 5 wt.% SiC₍₄₀₎; *c* — AL26 + 5 wt.% Ti₂NbAl_(<100)

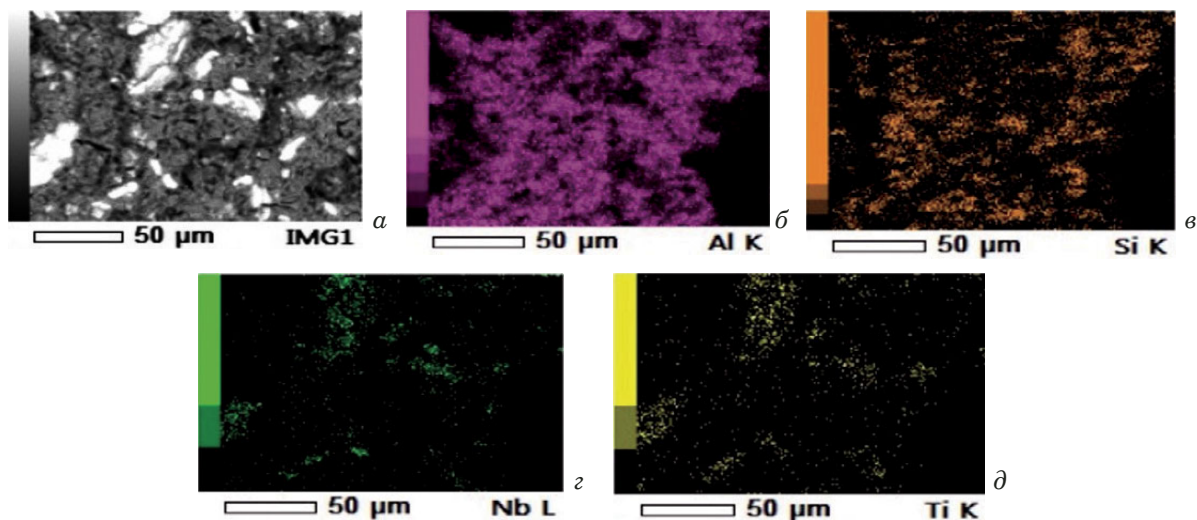


Рис. 5. Изображение во вторичных электронах (*a*) и картирование на этом участке по Al (*б*), Si (*в*), Nb (*г*) и Ti (*д*)

Fig. 5. Image in secondary electrons (*a*) and mapping in this area for Al (*b*), Si (*c*), Nb (*d*), and Ti (*e*)

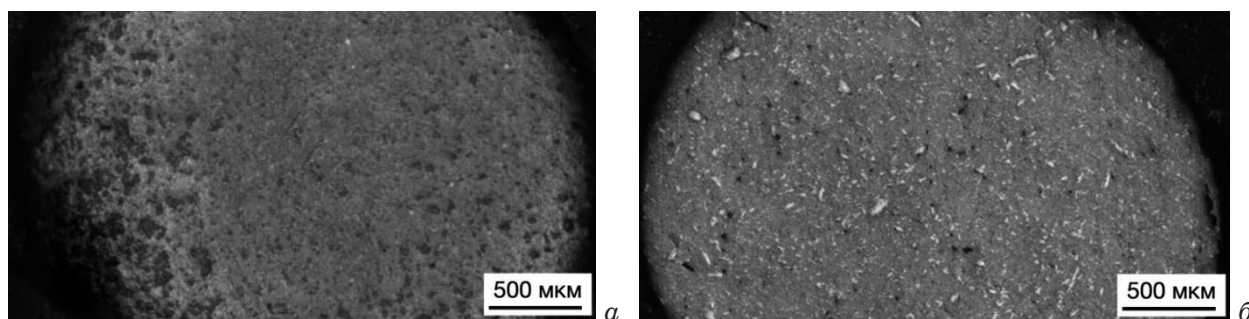


Рис. 6. Распределение упрочняющей фазы по сечению образцов AL26 + 5 % масс. SiC₍₄₀₎ (а) и AL26 + 5 % масс. Ti₂NbAl_(<100) (б)

Fig. 6. Distribution of the strengthening phase over the cross section of the wires AL26 + 5 wt.% SiC₍₄₀₎ (a) and AL26 + 5 wt.% Ti₂NbAl_(<100) (b)

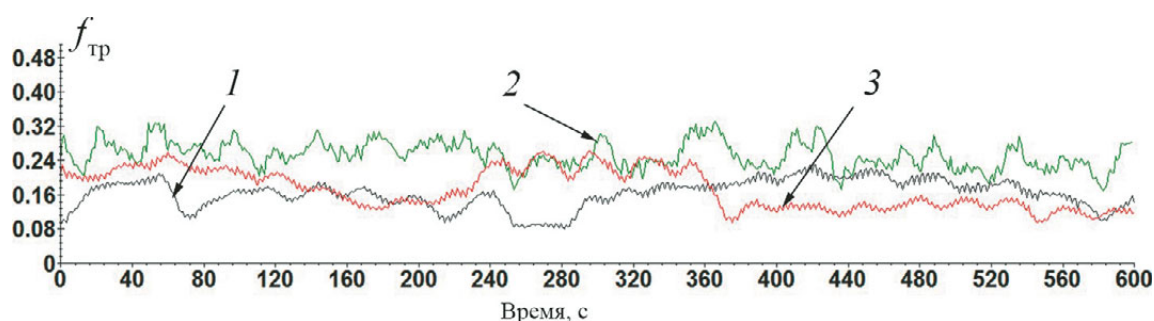


Рис. 7. Зависимости коэффициента трения образцов $f_{тр}$ от времени: 1 — AL26; 2 — AL26 + 5 % масс. SiC₍₄₀₎; 3 — AL26 + 5 % масс. Ti₂NbAl_(<100)

Fig. 7. Time dependences of the friction coefficient of the samples f_{tr} : 1 — AL26; 2 — AL26 + 5 wt.% SiC₍₄₀₎; 3 — AL26 + 5 wt.% Ti₂NbAl_(<100)

мирующих компонентов жидкой фазой матрицы также могут влиять на свойства получаемого КМ.

Подготовленный КМ после выдержки при 600 °С подвергали экструзии. Процесс завершился, когда материал терял свои пластичные свойства. Как отмечали ранее, при данной температуре возможно появление легкоплавких эвтектик, т.е. алюминиевый сплав находился в жидко-вязком состоянии.

При приложении давления КМ претерпевал сдвиговое высокотемпературное деформирование за счет течения пластичной алюминиевой фазы. В системе карбид кремния — силумин отсутствует смачивание (краевой угол $\theta > 90^\circ$ ниже 1000 °С), в связи с чем уровень прочности межфазной связи частиц порошка SiC и алюминиевой матрицы незначителен — частицы связаны с матрицей лишь механическим сцеплением, достигаемым в процессе обработки в планетарной мельнице.

Взаимодействие упрочняющих частиц и матрицы, т.е. протекание химических реакций на межфазной границе, при металлографическом анализе структуры проволоки не выявлено. При перемещении матричного сплава в процессе пластической деформации происходит отеснение

частиц к внешней поверхности экструдированной заготовки. Тогда как титановая основа интерметаллида за счет удовлетворительной смачиваемости алюминиевыми расплавами, возможно, обеспечивает лучшую связь компонентов композиционной смеси. Частицы Ti₂NbAl лучше связаны с матрицей и при ее деформировании перемещаются одновременно с ней. В этом случае распределение частиц в материале, достигнутое при обработке в планетарной мельнице, сохраняется в конечном продукте.

Сравнительные трибологические испытания присадочных проволок показали, что коэффициенты трения образцов (рис. 7) находятся практически на одном уровне с матричным сплавом, а износостойкость значительно увеличена. Средние значения коэффициентов трения, определенные за весь период трибоиспытаний (600 с), и значения интенсивности изнашивания образцов приведены в табл. 3. Повышение износостойкости КМ AL26 + 5 % масс. SiC и AL26 + 5 % масс. Ti₂NbAl на 80 и 56 % соответственно определяется наличием и твердостью армирующего наполнителя в матрице силумина.

Таблица 3. Средние значения коэффициентов трения и значения интенсивности изнашивания образцов присадочной проволоки

Table 3. Average friction coefficients and wear rates of filler wire samples

Образец	Коэффициент трения $f_{тр}$	Интенсивность изнашивания, мг/м
1	0,1632	0,01875
2	0,2127	0,00356
3	0,1738	0,00831

Заключение

Таким образом, проведенные испытания присадочной проволоки, изготовленной методом экструзии композиционной смеси порошков из заэвтектического силумина системы Al – Si – Cu – Mg и упрочняющих частиц карбида кремния или интерметаллида титана, для наплавки износостойких слоев на детали, работающие в условиях трения, показали, что измельчение частиц порошка SiC при предварительной обработке в планетарной мельнице компонентов композиционной смеси происходит интенсивнее. Так, в структуре проволоки количество частиц SiC размером более 20 и менее 5 мкм составило 20 и 40 % соответственно, тогда как для образцов, содержащих интерметаллид, это соотношение — 42 и 2,5 %. Состав матричного сплава практически идентичен для всех образцов и постоянен в сечении проволоки. Характер разрушения независимо от вида армирования — вязкий. Интерметаллидная фаза распределена равномерно в сечении проволоки, частицы карбида сосредоточены в основном ближе к ее поверхности. Интенсивность изнашивания образцов Al26 + 5 % масс. SiC и Al26 + 5 % масс. Ti₂NbAl при испытаниях в условиях сухого трения значительно меньше, чем у матричного сплава Al26 (на 80 и 56 % соответственно) при незначительном увеличении коэффициента трения.

Полученные данные о характере распределения армирующих наполнителей могут быть использованы при выборе схем и оптимальных режимов процессов наплавки покрытий.

Финансирование

Работа выполнена по государственному заданию № 075-01176-23-00.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Gu Z., Xi S., Mao P., Wang C.** Microstructure and wear behavior of mechanically alloyed powder Al_xMo_{0.5}NbFeTiMn₂ high entropy alloy coating formed by laser cladding / Surface and Coatings Technology. 2020. Vol. 401. 126244. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126244
2. **Ming Pang, Quan-Xiu Liu, Xiao-Han Zhang, Guang Liu.** Simulation research on the thermal-mechanical coupling of YSZ thermal protective coatings prepared by laser-plasma composite heat source on the surface of high-intensity diesel engine cylinder head / Optik. 2020. Vol. 207. 164425. DOI: 10.1016/j.ijleo.2020.164425
3. **Ostolaza M., Zabala A., Arrizubieta J., et al.** High-temperature tribological performance of functionally graded Stellite 6/WC metal matrix composite coatings manufactured by laser-directed energy deposition / Friction. 2024. N 12. P. 522 – 538. DOI: 10.1007/s40544-023-0790-2
4. **Афанасьева Л. Е., Раткевич Г. В.** Лазерная наплавка покрытия NiCrBSiFe-WC с помощью многоканального лазера / Письма о материалах. 2018. Т. 8. № 3(31). С. 268 – 273. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-268-273
5. **Pacheco J. T., Meura V. H., Teixeira M. F., et al.** Laser Cladding of Fe-NbC Alloy on AISI 304L: The Effect of Processing Parameters on Microstructure and Wear / Journal of Materials Engineering and Performance. 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-09017-7
6. **Arunkumar S., Subramani Sundaram M., Sukethkanna K., Vigneshwara S.** A review on aluminium matrix composite with various reinforcement particles and their behavior / Materials Today: Proceedings. 2020. P. 494 – 490. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.05.053
7. **Vineet Chak, Himadri Chattopadhyay, Dora T. L.** A review on fabrication methods, reinforcements and mechanical properties of aluminum matrix composites / Journal of manufacturing processes. 2020. Vol. 56. P. 1059 – 1074. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.05.042
8. **Chen J., Gu L., He G.** A review on conventional and nonconventional machining of SiC particle-reinforced aluminium matrix composites / Adv. Manuf. 2020. Vol. 8. P. 279 – 315. DOI: 10.1007/s40436-020-00313-2
9. **Riquelme A., Rodrigo P., Escalera-Rodriguez M., Rams J.** Characterisation and mechanical properties of Al/SiC metal matrix composite coatings formed on ZE41 magnesium alloys by laser cladding / Results in Physics. 2019. Vol. 13. 102160. DOI: 10.1016/j.rinp.2019.102160
10. **Mikheev R. S., Kalashnikov I. E., Bykov P. A., Kobeleva L. I.** Investigation of the structure and properties of aluminium matrix composite coatings for tribotechnical purposes formed on steel substrates / Journal of Physics: Conference Series. 2022. Vol. 2275. 012007. DOI: 10.1088/1742-6596/2275/1/012007
11. **Roussos C., Deligiannis S., Ioannidou, D., et al.** Microstructural and Mechanical Properties of Laser Cladding-Deposited AISI 1060 Steel with a Mixture of 410L Alloy and 4140 Alloy Powders / Journal of Materials Engineering and Performance. 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-08767-8
12. **Kalashnikov I. E., Kolmakov A. G., Bolotova L. K., et al.** Technological parameters of production and properties of babbitt-based composite surfacing rods and deposited antifriction coatings / Inorganic Materials: Applied Research. 2019. Vol. 10. N 3. P. 635 – 641. DOI: 10.1134/S2075113319030122
13. **Касимцев А. В., Юдин С. Н., Свиридова Т. А. и др.** Получение спеченного сплава на основе интерметаллида TiAl. 1. Гидридно-кальциевая технология получения порошкового сплава Ti – 47Al – 2Nb – 2Cr и его свойства / Известия вузов. Цветная металлургия. 2015. № 4. С. 63 – 68. DOI: 10.17073/0021-3438-2015-4-63-68
14. **Marín M. M., Camacho A. M., Pérez J. A.** Influence of the temperature on AA6061 aluminum alloy in a hot extrusion process / Procedia Manufacturing. 2017. Vol. 13. P. 327 – 334. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.09.084

15. **Ab Rahim S., Lajis M., Ariffin S.** A review on recycling aluminum chips by hot extrusion process / *Procedia CIRPV*. 2015. P. 761 – 766. DOI: 10.1016/j.procir.2015.01.013
16. **Строганов Г. Б.** Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
17. **Бенариев И., Бер Л., Антипов К., Сбитнева С.** Тенденции развития деформируемых сплавов системы Al – Mg – Si – (Cu) (обзор) / *Авиационные сплавы и технологии*. 2019. № 3. С. 14 – 22. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22
18. **Kalashnikov I. E., Kobeleva L. I., Bykov P. A., et al.** Estimating the Uniformity of the Distribution of Ti_2NbAl Particles in an Aluminum-Matrix Composite Material / *Inorganic Materials: Applied Research*. 2022. Vol. 13. N 5. P. 1346 – 1351. DOI: 10.1134/S2075113322050148
19. **Kobeleva L. I., Kalashnikov I. E., Bykov P. A., et al.** Structure and Tribological Properties of the AO20-1 Alloy — Ti_2NbAl Intermetallic Compound Composite Material / *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 2020. N 10. P. 1137 – 1141. DOI: 10.1134/S0036029520100134
20. **Михеев Р. С., Калашников И. Е.** Применение математических методов для исследования температурно-временных условий процесса дуговой наплавки при изготовлении стале-алюминиевых композиций / *Завод. лаб. Диагност. мат.* 2021. Т. 87. № 3. С. 64 – 75. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-3-64-75
1. **Gu Z., Xi S., Mao P., Wang C.** Microstructure and wear behavior of mechanically alloyed powder $Al_xMo_{0.5}NbFeTiMn_2$ high entropy alloy coating formed by laser cladding / *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 401. 126244. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126244
2. **Ming Pang, Quan-Xiu Liu, Xiao-Han Zhang, Guang Liu.** Simulation research on the thermal-mechanical coupling of YSZ thermal protective coatings prepared by laser-plasma composite heat source on the surface of high-intensity diesel engine cylinder head / *Optik*. 2020. Vol. 207. 164425. DOI: 10.1016/j.ijleo.2020.164425
3. **Ostolaza M., Zabala A., Arrizubieta J., et al.** High-temperature tribological performance of functionally graded Stellite 6/WC metal matrix composite coatings manufactured by laser-directed energy deposition / *Friction*. 2024. N 12. P. 522 – 538. DOI: 10.1007/s40544-023-0790-2
4. **Afanas'eva L. E., Ratkevich G. V.** Laser surfacing of NiCrBSiFe-WC coating using a multichannel laser / *Pis'ma Mater*. 2018. Vol. 8. Ò 3(31). P. 268 – 273 [in Russian]. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-268-273
5. **Pacheco J. T., Meura V. H., Teixeira M. F., et al.** Laser Cladding of Fe-NbC Alloy on AISI 304L: The Effect of Processing Parameters on Microstructure and Wear / *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-09017-7
6. **Arunkumar S., Subramani Sundaram M., Sukethkana K., Vigneshwara S.** A review on aluminium matrix composite with various reinforcement particles and their behavior / *Materials Today: Proceedings*. 2020. P. 494 – 490. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.05.053
7. **Vineet Chak, Himadri Chattopadhyay, Dora T. L.** A review on fabrication methods, reinforcements and mechanical properties of aluminum matrix composites / *Journal of manufacturing processes*. 2020. Vol. 56. P. 1059 – 1074. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.05.042
8. **Chen J., Gu L., He G.** A review on conventional and nonconventional machining of SiC particle-reinforced aluminium matrix composites / *Adv. Manuf.* 2020. Vol. 8. P. 279 – 315. DOI: 10.1007/s40436-020-00313-2
9. **Riquelme A., Rodrigo P., Escalera-Rodriguez M., Rams J.** Characterisation and mechanical properties of Al/SiC metal matrix composite coatings formed on ZE41 magnesium alloys by laser cladding / *Results in Physics*. 2019. Vol. 13. 102160. DOI: 10.1016/j.rinp.2019.102160
10. **Mikheev R. S., Kalashnikov I. E., Bykov P. A., Kobeleva L. I.** Investigation of the structure and properties of aluminium matrix composite coatings for tribotechnical purposes formed on steel substrates / *Journal of Physics: Conference Series*. 2022. Vol. 2275. 012007. DOI: 10.1088/1742-6596/2275/1/012007
11. **Roussos C., Deligiannis S., Ioannidou, D., et al.** Microstructural and Mechanical Properties of Laser Cladding-Deposited AISI 1060 Steel with a Mixture of 410L Alloy and 4140 Alloy Powders / *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-08767-8
12. **Kalashnikov I. E., Kolmakov A. G., Bolotova L. K., et al.** Technological parameters of production and properties of babbitt-based composite surfacing rods and deposited antifric-tion coatings / *Inorganic Materials: Applied Research*. 2019. Vol. 10. N 3. P. 635 – 641. DOI: 10.1134/S2075113319030122
13. **Kasimtsev A. V., Yudin S. N., Sviridova T. A., et al.** Production of a sintered alloy based on the TiAl intermetallic compound. Part 1. Calcium-hydride fabrication technology of the Ti – 47Al – 2Nb – 2Cr powder alloy and its properties / *Russ. J. Non-Ferrous Met.* 2015. Vol. 56. P. 548 – 554 [in Russian]. DOI: 10.3103/S1067821215050065
14. **Marín M. M., Camacho A. M., Pérez J. A.** Influence of the temperature on AA6061 aluminum alloy in a hot extrusion process / *Procedia Manufacturing*. 2017. Vol. 13. P. 327 – 334. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.09.084
15. **Ab Rahim S., Lajis M., Ariffin S.** A review on recycling aluminum chips by hot extrusion process / *Procedia CIRPV*. 2015. P. 761 – 766. DOI: 10.1016/j.procir.2015.01.013
16. **Stroganov G. B.** High-strength cast aluminum alloys. — Moscow: Metallurgiya, 1985. — 216 p. [in Russian].
17. **Benariev I., Ber L., Antipov K., Sbitneva S.** Trends in development of wrought alloys of Al – Mg – Si – (Cu) system. Part 1. (Review) / *Авиационные материалы и технологии*. 2019. N 3. P. 14 – 22 [in Russian]. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22
18. **Kalashnikov I. E., Kobeleva L. I., Bykov P. A., et al.** Estimating the Uniformity of the Distribution of Ti_2NbAl Particles in an Aluminum-Matrix Composite Material / *Inorganic Materials: Applied Research*. 2022. Vol. 13. N 5. P. 1346 – 1351. DOI: 10.1134/S2075113322050148
19. **Kobeleva L. I., Kalashnikov I. E., Bykov P. A., et al.** Structure and Tribological Properties of the AO20 – 1 Alloy — Ti_2NbAl Intermetallic Compound Composite Material / *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 2020. N 10. P. 1137 – 1141. DOI: 10.1134/S0036029520100134
20. **Mikheev R. S., Kalashnikov I. E.** Using of mathematical methods in the study of temperature-time conditions of the arc surfacing upon manufacturing of steel-aluminum compositions / *Industr. Lab. Mater. Diagn.* 2021. Vol. 87. N 3. P. 64 – 75 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-3-64-75

REFERENCES