

УДК 669.017:539.4

МРНТИ 53.37.29

<https://doi.org/10.31643/2019/6445.12>**ПАНИЧКИН А. В., КШИБЕКОВА Б. Б.* , ИМБАРОВА А. Т.***Satbayev University, Институт металлургии и обогащения, Алматы, Казахстан,***e-mail: balzh_79@mail.ru***ФОРМИРОВАНИЯ АЛЮМОСИЛИЦИДОВ В СИСТЕМЕ Al-Si-Ti***Received: 20 February 2019 / Peerreviewed: 25 March 2019 / Accepted: 24 April 2019*

Резюме. Используемые в настоящее время дискретные наполнители литых алюмоматричных композиционных антифрикционных материалов в большинстве случаев характеризуются высокой твердостью, приводящей к повышенному износу стальных пар трения, что делает актуальным поиск новых наполнителей. Ввиду формирования алюмосилицидов титана в системе Al-Ti-Si и не значительной растворимости кремния и титана в алюминии высказано предположение о возможности получения композиционных материалов на их основе in-situ методом или путем синтеза армирующих материалов в жидкой металлической матрице. Введением титана в количестве 10 мас. % в расплавы Al - 10÷20 мас. % Si при 700, 800 и 900 °С и последующей изотермической выдержкой синтезированы композиционные материалы. Сплавлением в интервале 1000-1100 °С получены материалы Al-10÷25 мас. % Si-5÷15 мас. % Ti. Определены фазовый состав этих материалов и содержание элементов в образующихся в алюминиевой матрице первичных фазах, твердость материалов, полученных сплавлением. Проведенные исследования формирования фаз в системе Al-Si-Ti показали, что в условиях их синтеза в жидкой фазе в результате реакционной диффузии образуется большой спектр алюмосилицидов, характеризующихся дисперсной структурой. В таких условиях ввиду того, что процессы далеки от равновесия, возможно образование фаз, которые не могут сформироваться при кристаллизации из расплава в условиях его охлаждения. Это позволяет, варьируя температуру синтеза и состав шихтовых материалов в широких интервалах менять свойства получаемых алюмоматричных композиционных материалов. Аналогичные композиционные сплавы, формирующиеся при кристаллизации из расплава, характеризуются более крупнокристаллической структурой и существенно меньшим спектром алюмосилицидов, что очевидно ухудшает их свойства. Проведенные испытания композиционного материала состава 85 % Al – 15 % Si – 10 % Ti на трение-износ показали, что он характеризуется высокими триботехническими характеристиками. Существенным преимуществом материалов системы Al-Si-Ti является отсутствие твердых фаз, способных повредить поверхность контртела из стали. Это делает перспективным дальнейшие исследования триботехнических характеристик композитов этой системы.

Ключевые слова: дискретные наполнители, алюмоматричные композиционные антифрикционные материалы, алюмосилициды титана, система Al-Si-Ti.

ПАНИЧКИН А. В., КШИБЕКОВА Б. Б.* , ИМБАРОВА А. Т.*Satbayev University, Металлургия және кен байыту институты, Алматы, Қазақстан, *e-mail: balzh_79@mail.ru***AL-SI-TI ЖҮЙЕСІНДЕГІ АЛЮМОСИЛИЦИДТЕРДІҢ ҚАЛЫПТАСУЫ**

Түйіндеме. Қазіргі уақытта құйма алюминий матрицалық композитті антифрикциялық материалдардың дискреттік толтырғыштары - көбінесе жоғары қаттылықпен ерекшеленеді, яғни болат жұптарының үйкелісін тоздырады, сондықтан жаңа толтырғыштарды іздеу - өзекті мәселе болып табылады. Al-Ti-Si жүйесіндегі титан алюмосилицидтердің түзулуіне байланысты және алюминийде кремний мен титанның аздап еруіне байланысты in-situ әдісімен немесе сұйық метал матрицадағы армірлеу материалдарды алу жолымен композициялық материалдардың алу мүмкіншіліктері келтірілген. Al - 10÷20 мас. % Si балқымаларына 700, 800 және 900 °С титанды 10 мас. % енгізген кезде және оны изотермиялық ұстау арқылы композициялық материалдар синтезделген. 1000-1100 °С аралықта балқыту арқылы Al - 10÷25 мас. % Si - 5÷15 мас. % Ti материалдары алынды. Осы материалдардың алюминий матрицасындағы бірінші реттік фазалық құрамы мен элементтердің құрамы және қаттылығы анықталған. Al-Si-Ti жүйесіндегі фазалардың түзілуі зерттемелері бойынша олардың сұйық фазада реакциялы диффузия арқылы қалыптасуы нәтижесінде дисперсті құрылымы болатын алюмосилицидтердің көптеген түрлері пайда болатыны анықталды. Осындай жағдайда көптеген фазалардың түзілуі мүмкін, қарапайым кристалданудан қарағанда. Осыған байланысты синтездеудің температурасын өзгерту арқылы алюмоматрицалық композиттік материалдарды алу мүмкіншіліктері кенееді. Кристалдану кезінде қалыптасатын осындай ұқсас композициялық кортпалардың ірікристалды құралымдарымен және алюмосилицидтердің аздығымен ерекшеленеді,

яғни қасиеттері нашар. Келтірілген 85 % Al – 15 % Si – 10 % Ti композициялық материалдың үйкеліске сынамалары бойынша олар жоғары триботехникалық қасиеттермен ерекшеленетіні көрсетілген. Al-Si-Ti жүйедегі материалдардың ерекшелігі ол қатты фазалардың жоқ болуы, яғни болат бетін үйкеліс кезінде зақымдамайды. Бұл жағдай осы композиттердің триботехникалық сипаттамаларын ары қарай дамытуға мүмкіншіліктерін тудырады.

Түйін сөздер: дискретті толтырғыштар, композиционды алюмоматрицалық үйкеліске қарсы материалдар, титанды алюмосилицидтер, Al-Si-Ti жүйесі.

PANICHKIN A. V., KSHIBEKOVA B. B.*, IMBAROVA A. T.

Satbayev University, Institute of Metallurgy and Ore beneficiation, Almaty, Kazakhstan, * e-mail: balzh_79@mail.ru

FORMATION OF SYLICIDES OF ALUMINIUM IN THE AL-SI-TI SYSTEM

Abstract. Currently used discrete fillers of cast aluminum matrix composite antifriction materials in most cases are characterized by high hardness, leading to increased wear of steel pairs of friction, which makes the search for new fillers urgent. Due to the formation of titanium aluminosilicides in the Al-Ti-Si system and the insignificant solubility of silicon and titanium in aluminum, it was suggested that it is possible to obtain composite materials based on them by the in-situ method or by synthesizing reinforcing materials in a liquid metal matrix. The introduction of titanium in the amount of 10 wt. % into the melts of Al-10÷20 wt. % Si at 700, 800 and 900 °C and subsequent isothermal holding the composite materials are synthesized. By melting in the range of 1000-1100 °C the Al-10÷25 wt. % Si-5÷15 wt. % Ti materials are obtained. The phase composition of these materials and the content of elements in the primary phases formed in the aluminum matrix, the hardness of materials obtained by melting are determined. Studies of the formation of phases in the Al-Si-Ti system showed that under the conditions of their synthesis in the liquid phase as a result of reaction diffusion, a large spectrum of aluminosilicides is formed, which are characterized by a dispersed structure. Under such conditions, since the processes are far from equilibrium, the formation of phases that cannot form during crystallization from the melt under conditions of its cooling is possible. This makes it possible, by varying the synthesis temperature and composition of the charge materials, in wide intervals, to change the properties of the resulting aluminum-matrix composite materials. Similar composite alloys that form during crystallization from the melt are characterized by a more coarse-crystalline structure and a substantially smaller spectrum of silicides, which obviously impairs their properties. The tests of the composite material of composition 85 % Al-15 % Si – 10 % Ti for friction-wear showed that it is characterized by high tribological characteristics. A significant advantage of the materials of the Al-Si-Ti system is the absence of solid phases capable of damaging the surface of the counterbody made of steel. This makes promising further studies of the tribotechnical characteristics of the composites of this system.

Keywords: discrete fillers, aluminum matrix composite antifriction materials, titanium aluminum silicides, Al-Si-Ti system.

Введение. Металломатричные композиционные материалы (ММКМ), сочетая в себе высокую удельную прочность с хорошей коррозионной стойкостью, являются материалами, привлекательными для широкого спектра инженерных применений. Учитывая факторы типа, формы и количества армирования, которые могут варьироваться, в дополнение к характеристикам матрицы, композиты имеют огромный потенциал для адаптации к конкретным применениям. На сегодняшний день одной из причин, ограничивающих широкое использование ММКМ, является их относительно высокая стоимость. В основном это связано с дорогостоящими технологиями обработки, используемыми в настоящее время для производства высококачественных композитов [1]. С начала 90-х годов прошлого века активно ведутся исследования в области получения алюмоматричных литых композиционных антифрикционных материалов (АМКМ),

продолжающиеся и по настоящее время. На базе алюминиевых сплавов разработаны композиционные материалы, армированные тугоплавкими, высокопрочными, высокомолекулярными частицами углерода (в виде алмазов, фуллеренов, графита), SiC и CaSiO₃ (воластонита) [2-5]; бора (в виде микроволокон), W, Al₂O₃ [6], B₄C, TiC [7], WC, TiCN, и т.д. Благодаря их высоким антифрикционным характеристикам в сочетании с высокими износостойкостью, несущей способностью, демпфирующими свойствами, малым удельным весом, высокими температурами эксплуатации (до 0,8-0,9 от температуры плавления матрицы) считаются весьма перспективными материалами для пар трения горно-металлургического и нефтеперерабатывающего оборудования, прокатных станков, текстильных станков. Однако применяемые для их получения методы инфильтрации не актуальны для серийного производства изделий из таких материалов, а

методы механического замешивания дискретных наполнителей в расплавы для большинства порошков указанных веществ не эффективны, поскольку они плохо смачиваются жидким алюминием и сплавами на его основе. По этой причине к настоящему времени на производственном уровне освоены и успешно используются алюмоматричные композиционные материалы, содержащие в качестве армирующей фазы частицы только SiC, Al₂O₃, TiC, TiB₂, W₄C [8-14]. Высокая микротвердость наполнителей АМКМ существенно осложняет процесс механической обработки композиционных материалов и усиливает износ пары трения, что является не допустимым [15]. Микротвердость дисилицида титана (TiSi₂) составляет 11,20 ГПа, что соответствует микротвердости кремния (10,9 ГПа) и карбидов хрома, но существенно ниже, чем у карбида кремния (30,0-32,0 ГПа) или карбида титана (30,0-31,0 ГПа), которые в настоящее время широко используются в качестве наполнителей АМКМ. Это делает перспективным использование дисилицида титана в качестве наполнителей алюмоматричных композиционных материалов.

Анализ тройной диаграммы состояния системы Al-Si-Ti (рисунок 1а) показывает, что в

равновесном состоянии возможно формирование соединения TiSi₂ только в условиях малого до 11 мас. % содержания алюминия [16-17]. Однако по аналогии с карбидом титана теоретически возможно образование дисилицида титана в результате СВС реакции при введении прессовок титана и кремния под слой алюминиевого расплава. Также имеются данные о формировании ряда тройных соединений типа Ti (Al_xSi_{1-x})₂ с псевдотетрагональной решеткой.

На тройной диаграмме состояний Ti-Al-Si (рисунок 1а) соединения, указанные на изотермическом сечении, обладают узкими областями гомогенности и определенными стехиометрическими составами: τ₁ (Ti_{1-x}Al_x)₈(Al_ySi_{1-y})₁₆, (прототип Zr₃Al₄Si₅), τ₂ (Ti(Al_xSi_{1-x})₂) (прототип ZrSi₂) и τ₃ (прототип ZrSi₂). Однако сведения о свойствах этих фаз ограничены.

Цель работы – изучение формирования фаз в условиях изотермической кристаллизации расплавов системы Al-Ti-Si при растворении титана в силуминах с различным содержанием кремния; получение и испытание литых алюмоматричных композиционных материалов триботехнического назначения, армированных частицами на основе силицидов и алюмосилицидов титана in-situ методом.

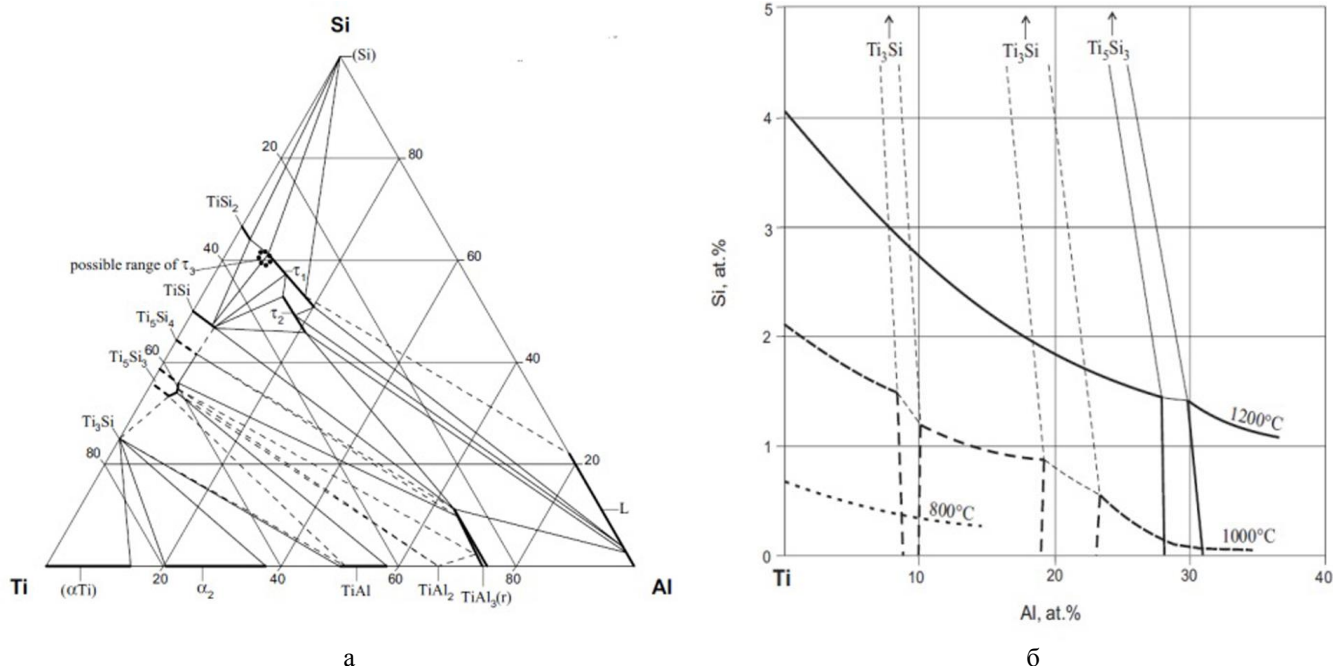


Рисунок 1- Изотермические разрезы диаграммы состояния Al-Ti-Si: а - при 700 °С, б - в богатом относительно титана углу при 1000 °С, 1200 °С и частично 800 °С [16]

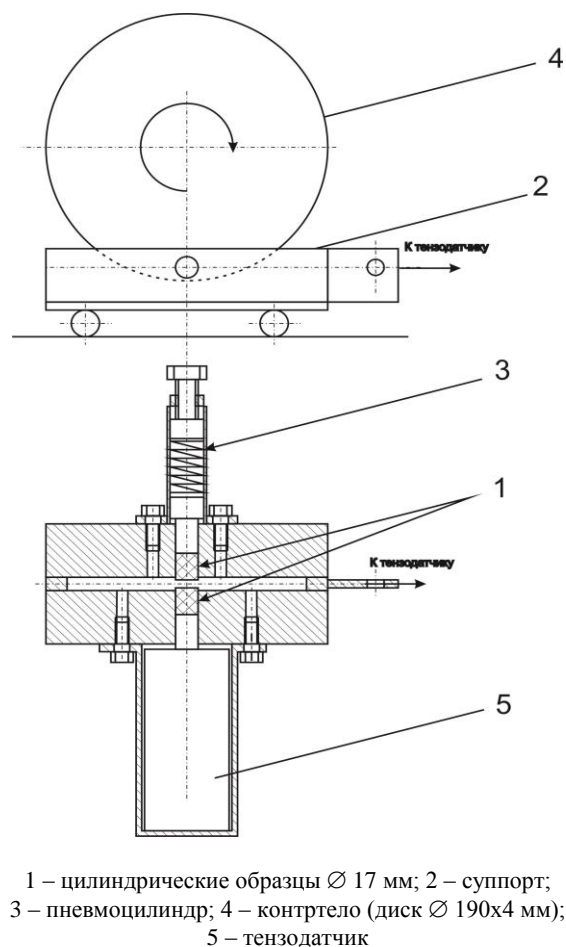
Экспериментальная часть.

Композиционные сплавы системы Al-Si-Ti получали в вакууме (~13,33 Па) в печи сопротивления в условиях изотермической выдержки при 700, 800 и 900 °С, и в индукционной печи при колебании температуры в интервале от 1000 до 1100 °С. В первом случае концентрация кремния в заранее полученном силумине составляла 10, 15 и 20 мас. %. Титан в виде губки марки ТГ-130 (ГОСТ 17746-79 Титан губчатый. Технические условия) в количестве 10 мас. % засыпали на дно тигля, поверх устанавливали цилиндр из силумина заданной концентрации. Общая масса навески шихтовых материалов составляла 250 г. Стальную реторту с тиглем после вакуумирования устанавливали в нагретую шахтную электропечь. Продолжительность выдержки образца в печи составляла 1 час с момента достижения температуры реторты заданного уровня, о чем судили по показаниям электронного термометра с хромель-алюмелевой термопарой. После завершения выдержки реторту извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Полученный образец извлекали из тигля.

Во втором случае концентрация кремния составляла 10, 15, 20, 25 % от массы шихтовых материалов, титан в количестве 5, 10, 15 мас. %, вводили в виде пресовки из стружки марки ВТ1-0 Ø35 и высотой 7-15 мм. Для этого в вакуумной индукционной плавильной печи УИПВ-0,001 в тигле из нитрида кремния сплавлялась навеска алюминия и кремния, затем печь развакуумировалась, и в расплав при ~700 °С вводилась пресовка из титана, тигель закрывался крышкой. После этого камера печи вновь откачивалась, расплав нагревался до заданной температуры и по истечении 20 минут, его выливали в графитовую изложницу. При обоих режимах получения композиционных материалов использовали алюминий марки А0 и кремний марки Кр2. Металлографическое исследование проводили на микроскопе Neophot-32. Исследование микроструктур и микроанализ фаз проводили на микрозондовом анализаторе JXA-8230 (JEOL). Изучение структуры поверхности проводили при увеличениях до 5000 крат при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного пучка до 7 нА, микроанализ осуществляли при токе - 20 нА. Фазовый состав полученных образцов исследовали с помощью дифрактометра D8 Advance (BRUKER): $\text{CuK}\alpha$ – излучение ($\lambda \approx 1.54 \text{ \AA}$); $U=40 \text{ кВ}$, $I=40 \text{ мА}$; скорость съемки

0,1-1 град/мин; интервал углов 2θ 4-90° с шагом сканирования 0,01°. Рентгеновская съёмка осуществлялась с фокусировкой по Бреггу-Брентано с использованием полупроводникового детектора. Для фазового анализа использовалась база PDF 2. Твердость образцов определяли по Виккерсу при нагрузке 20 кг на многофункциональном стационарном твердомере HВV-30А. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 10 г.

Часть образцов из композиционных материалов, испытывали в условиях сухого трения скольжения на разработанной в лаборатории металловедения АО «ИМиО» установке по схеме (рисунок 2): неподвижный палец из композиционного материала по вращающемуся диску из стали Р5М6 (HRC>60). Диаметр рабочей части диска составлял – 170 мм. Размер пальца из КМ: Ø17 мм и высота – 40 мм. Осевую нагрузку изменяли при помощи пневмоцилиндра в пределах от 60 до 180 Н (0,5 -0,9 МПа).



1 – цилиндрические образцы Ø 17 мм; 2 – суппорт;
3 – пневмоцилиндр; 4 – контртело (диск Ø 190x4 мм);
5 – тензодатчик

Рисунок 2 – Приставка для триботехнических испытаний по схеме палец-диск

Скорость вращения диска составляла 288 об/мин, что соответствует средней окружной скорости скольжения 2,56 м/с. Путь трения составил – 350 м. Испытания проведены на воздухе при температуре 20 ± 10 °С и влажности 60 ± 4 %. Поведение образцов при сухом трении скольжении оценивали по коэффициенту трения (f), коэффициенту стабильности процесса трения ($\alpha_{ст}$), показателю разброса значений коэффициента трения (q) и величине объемной интенсивности изнашивания (I_v). Силу трения фиксировали с помощью датчика Shimadzu 5kN 1 класса точности, частота выборки данных 5 мс.

Обсуждение результатов. Исследование показало (таблица 1), что фазовый состав полученных образцов в условиях изотермической выдержки при 700–900 °С представлен алюминием, кремнием, спектром алюминидов титана, силицидов титана и тройным соединением $AlSi_3Ti_2$. Алюминиды титана преимущественно формируются с малым содержанием титана Al_3Ti , Ti_9Al_{23} , $AlTi_2$. Более богатые титаном фазы выделяются в малых количествах и, вероятно, являются промежуточными. Силициды титана $TiSi_2$ и Si_3Ti_5 обнаруживаются в малых количествах. Это указывает на формирование таких алюминидов и силицидов титана в условиях реакционной диффузии титана и кремния с алюминиевым расплавом. Тройное соединение $AlSi_3Ti_2$ формируется при содержании кремния 15 и

20 мас. % в сплаве и очевидно является стабильным в этих условиях. Содержание кремния не поддается объяснению и возможно является следствием ликвации по удельному весу, поскольку при длительной изотермической выдержке и последующем охлаждении кристаллы кремния всплывают на поверхность расплава и попадают в плоскость продольного шлифа лишь частично. Проведенный и микроструктурный и микрорентгеноспектральный анализы показали, что выделяющиеся кристаллиты в алюминиевой матрице преимущественно являются твердыми растворами двойных и тройных силицидов различных составов, а также кремнием. Только в образце (Al – 10 мас. % Si)+10 мас. % Ti при 700 °С обнаруживается формирование алюминиды титана Al_3Ti (рисунок 3а). Первичные фазы, наблюдаемые в структуре полученных композитов имеют глобулярные, поликристаллические и пластинчатые выделения в состав которых входят алюминий, кремний и титан, а в некоторых случаях примесные элементы Fe, Mn, Cu, Ni. Кристаллы алюмосилицидов формируются как самостоятельно так и в сростках с кристаллами других силицидов и алюминидов примесных элементов. С повышением содержания кремния и температуры изотермической выдержки выделяются кристаллы с более высокой концентрацией кремния (рисунок 3 б, в, 4 б, в).

Таблица 1 - Фазовый состав композиционного материала, полученного в результате реакционной диффузии в системе (Al+n мас. % Si)+10 мас. %Ti при разных температурах

Фазы	Содержание кремния в сплаве - n								
	10 мас. % Si			15 мас. % Si			20 мас. % Si		
	Температура, °С								
	700	800	900	700	800	900	700	800	900
	Состав, мас. %								
Al	36.4	26.9	52.7	64.4	73.1	35.3	77.9	53.9	73.7
Si	6.3	11.6	12.7	1.9	2.0	4.4	12.3	7.1	8.8
Ti	-	-	-	1.3	0.9	-	-	-	-
$Al_{3,21}Si_{0,47}$	22.3	15.8	12.6	-	-	-	-	-	-
Ti_9Al_{23}	14.2	15.4	9.7	-	-	-	-	-	-
$AlTi_2$	-	-	-	20.5	14.7	24.4	-	12.1	-
TiAl	-	-	-	2.1	-	2.0	-	-	-
Al_5Ti_3	5.7	-	-	-	-	-	-	-	-
Al_3Ti	7.5	20.0	9.3	6.1	-	6.8	-	-	-
$AlTi_3$	-	-	-	3.8	3.0	-	-	-	-
$AlTi_3$	-	-	-	-	3.1	-	-	-	-
Al_6Ti_{19}	-	-	-	-	-	-	-	11.7	5.3
$Ti_{50,56}Fe_{29,12}Al_{40,32}$	-	-	-	-	-	-	-	5.6	-
$TiSi_2$	-	-	-	-	3.2	6.3	-	-	-
Si_3Ti_5	5.33	6.8	2.9	-	-	-	-	-	-
$AlSi_3Ti_2$	-	-	-	-	-	20.7	9.8	9.6	9.0

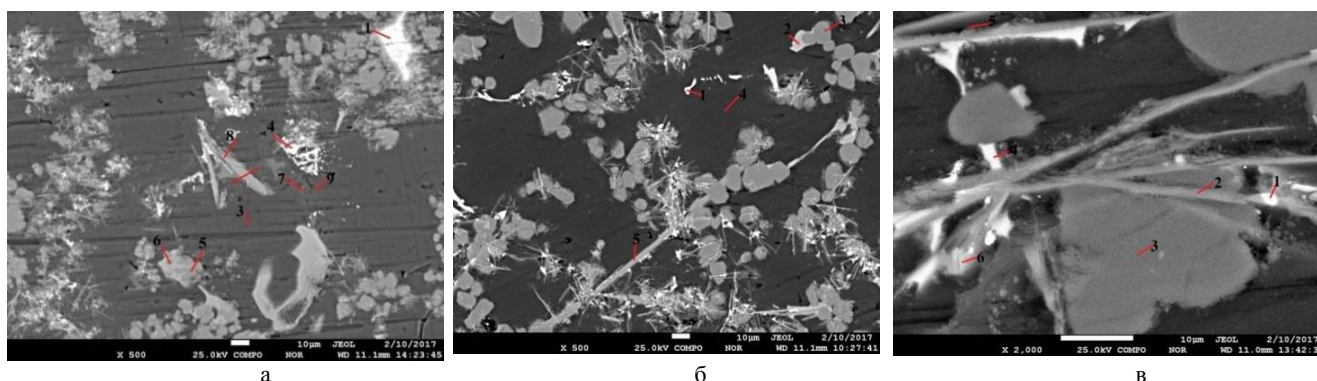


Рисунок 3 – Изменение структуры алюмосилицидов титана в образцах композиционного материала (Al – 10 мас. % Si) + 10 мас. % Ti в зависимости от температуры синтеза: а – при 700 °С, б – при 800 °С, в – при 900 °С, x2000

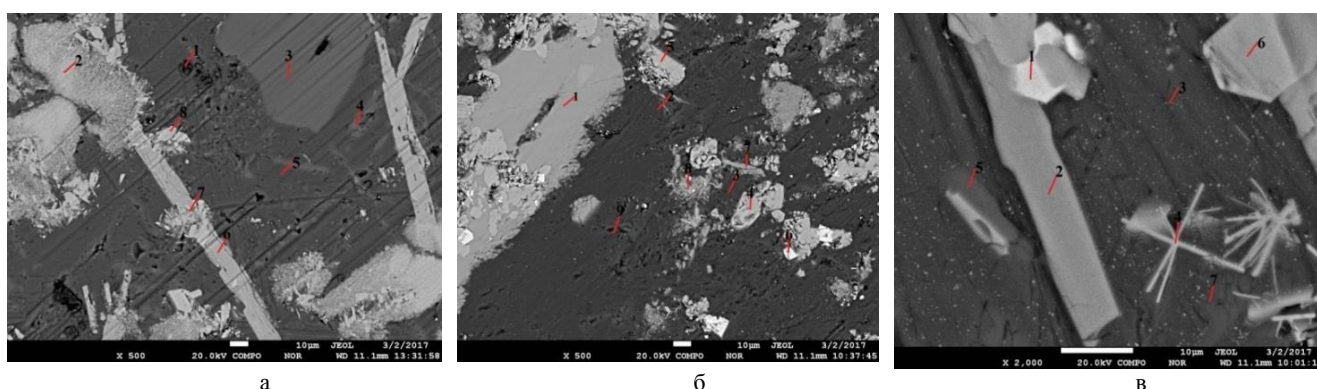


Рисунок 4 – Изменение структуры алюмосилицидов титана в образцах композиционного материала (Al – 20 мас. % Si) + 10 мас. % Ti в зависимости от температуры синтеза: а – при 700 °С, б – при 800 °С, в – при 900 °С, x2000

В полученных после изотермической обработки композиционных материалах обнаружено формирование алюмосилицидов (рисунок 3, 4) следующих составов (ат. %):

№1. Al(58÷66)–Si(10÷17)–Ti(23÷31), выделяются в виде глобул и полиэдров, часто в сростках с №№ 3 и 4;

№2. Al(48÷51)–Si(25÷30)–Ti(20), выделяется в виде протяженных пластин, преимущественно в виде самостоятельных кристаллитов;

№3. Al(42÷46)–Si(25÷30)–Ti(30÷25), пластинчатые выделения, как самостоятельные, так и в сростках;

№4. Al(35÷37)–Si(33÷34)–Ti(29÷32), глобулярные скопления пластинок толщиной 1-2 мкм, часто выделяются совместно с силицидом № 1;

№5. Al(11÷25)–Si(43÷51)–Ti(31÷40), при низких температурах синтеза мелкодисперсные игольчатые выделения в виде колоний, при высоких температурах - полиэдры, преимущественно формируются в виде отдельных кристаллитов.

В образцах композиционного материала (Al – 10 мас. % Si) + 10 мас. % Ti, полученных при

700 °С, состав фаз из-за их высокой дисперсности определить не удалось, при 800 °С преимущественно образуются кристаллы силицидов №1 и 3, а при 900 °С – № 1, 2 и 4. В образцах композиционного материала (Al – 15 мас. % Si) + 10 мас. % Ti, полученных при 700 °С формируются алюмосилициды состава № 2, при 800 °С – № 1 и 5, при 900 °С – № 5. В образцах композита (Al – 20 мас. % Si) + 10 мас. % Ti, полученных при 700 °С в виде колоний дисперсных кристаллов формируются алюмосилициды состава № 5, при 800 и 900 °С – № 1, 3 и 4 образуют сростки и № 5 выделяется в виде обособленных кристаллов.

Полученные данные позволяют заключить, что изменяя температуру синтеза можно существенно воздействовать на структуру получаемых алюмоматричных композиционных материалов. Синтезированные in-situ методом литые алюмоматричные композиционные материалы системы Al-Si-Ti содержат в структуре большое количество твердых алюмосилицидов титана, что позволяет ожидать высокой их износостойкости в паре со сталью.

Повышение температуры изотермической выдержки до 1000 °С приводило к интенсивному саморазогреву расплава и растрескиванию алундового тигля. В этой связи для снижения скорости взаимодействия площадь вводимой в расплав Al-Si титановой шихты была уменьшена путем прессования титановой стружки.

Исследование структуры полученных образцов показало, что повышение температуры синтеза привело к существенному увеличению размеров первичных кристаллов, а их форма преимущественно стала дендритной и крупнопластинчатой (рисунок 5). Рентгенофазовый анализ показал, что в образцах с содержанием кремния 20-25 мас. % образуется соединение $AlSi_3Ti_2$. При концентрации кремния 10-15 мас. % формируется только соединение Al_3Ti . Обобщение данных по микронзондовому анализу показало (таблица 2), что первичные фазы представлены следующими концентрациями элементов (ат. %):

№1. $Al(45\div 49)-Si(8\div 11,7)-Ti(41,2\div 43,3)$, выделяются в виде дендритов классической формы, реже в виде пластин;

№2. $Al(2,75)-Si(9,75)-Ti(67,5)$ выделяется в виде правильных кристаллов, имеющих поперечное сечение в виде шестиугольника;

№3. $Al(10\div 18)-Si(34\div 40)-Ti(47\div 54)$, пластинчатые дендритоподобные кристаллы; с содержанием кремния 20-25 мас. % образуется соединение $AlSi_3Ti_2$. При концентрации кремния 10-15 мас. % формируется только соединение Al_3Ti .

№4. $Al(6)-Si(58)-Ti(36)$, пластинчатые дендритоподобные кристаллы;

№5. $Al(9)-Si(46)-Ti(46)$, пластинчатые дендритоподобные кристаллы.

Полученные данные указывают, что с повышением температуры синтеза ввиду

увеличения растворимости титана в расплаве последующее формирование кристаллов алюмосилицидов происходит в результате кристаллизации в процессе охлаждения. При большом содержании кремния и не достаточном для образования алюмосилицидов количестве титана происходит выделение отдельных кристаллов Si. Примечательно формирование кристаллов практически чистого силицида титана Ti_2Si в образце $Al(80 \text{ мас. \%})-Si(10 \text{ мас. \%})-Ti(10 \text{ мас. \%})$.

Исследование твердости полученных таким образом материалов показало, что с увеличением содержания титана при постоянном содержании кремния твердость растет (таблица 2). Наиболее высокой твердостью характеризуются композиционные сплавы, содержащие 10-15 мас. % Si и 10-15 мас. % Ti.

Таблица 2 – Состав фаз в композиционных сплавах системы Al-Si-Ti, полученных в результате синтеза при 1000-1100 °С, и твердость полученных композитов

Состав композиционного материала, мас. %	Соответствие состава первичных фаз	Твердость, HV20
85% Al-10% Si-5% Ti	№ 1	111.56
80% Al-10% Si-10% Ti	№ 2, № 3, № 1	122.38
75% Al-10% Si-15% Ti	№ 1	131.31
80% Al-15% Si-5% Ti	№ 1	100.0
75% Al-15% Si-10% Ti	№ 3, № 1	129.66
70% Al-15% Si-15% Ti	№ 1	138.38
75% Al-20% Si-5% Ti	№ 3, Si	83.76
70% Al-20% Si-10% Ti	№ 3, Si	101.89
65% Al-20% Si-15% Ti	№ 3	119.21
70% Al-25% Si-5% Ti	№ 3, № 4, Si	76.98
60% Al-25% Si-10% Ti	№ 5, Si	98.32
60% Al-25% Si-15% Ti	№ 3, Si	122.45

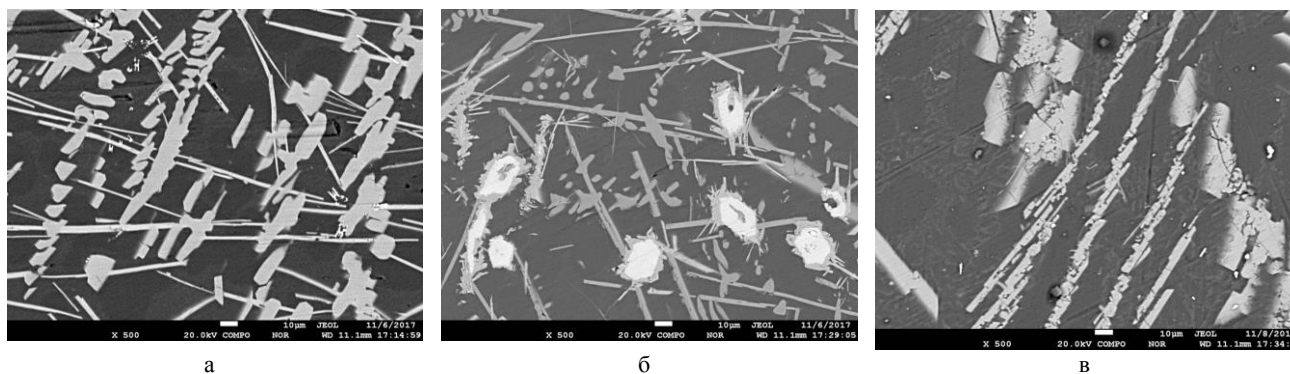


Рисунок 5 – Влияние состава сплавов (мас. %) системы Al-Si-Ti на формирование силицидов в их структуре после синтеза при 1000-1100 °С: а – 75% Al-10% Si-15% Ti; б - 80% Al-10% Si-10% Ti; в - 65% Al-20% Si-15% Ti, x500

Таблица 3 – Значения коэффициентов трения (f_{\max} , f_{\min} , f_{cp}) и их разброса (q), стабильности процесса трения ($\alpha_{\text{ст}}$), величины объемной интенсивности изнашивания (I_v) композиционного материала (мас.%) 75%Al-15%Si-10%Ti (синтезирован при 1000 °С) при различной величине прикладываемых нагрузок и пути трения $L=350$ м

№ испытания	Нагрузка, Н	№ обр.	f_{\max}	f_{\min}	f_{cp}	q	$\alpha_{\text{ст}}$	I_v , г/м
1	60	1	0.64	0.20	0.42	1.03	0.66	10.0×10^{-6}
		2						10.6×10^{-6}
2	100	1	0.68	0.30	0.49	0.77	0.72	14.0×10^{-6}
		2						19.2×10^{-6}
3	140	1	0.66	0.25	0.46	0.90	0.69	15.7×10^{-6}
		2						16.9×10^{-6}
4	180	1	0.69	0.23	0.46	0.99	0.67	10.0×10^{-6}
		2						10.0×10^{-6}

Определение микротвердости фаз алюмосилицидов, формирующихся в этих образцах показало, что их величина находится в пределах от 6050 до 8180 МПа.

Триботехнические испытания (таблица 3) композиционного материала состава 75 мас. % Al – 15 мас.% Si – 10 мас. % Ti, синтезированного при 1000-1100 °С в индукционной печи, показали, что в интервале удельных нагрузок 0,5 – 0,9 Н/мм² в контакте с контртелом из стали Р6М5 они характеризуются стабильным средним коэффициентом трения (f_{cp}) на уровне 0,42-0,49, удовлетворительным коэффициентом стабильности процесса трения ($\alpha_{\text{ст}}$), хорошими показателями разброса значений коэффициента трения (q) и величине объемной интенсивности изнашивания (I_v) (таблица 3). С увеличением нагрузки не отмечается существенного роста максимального (f_{\max}) и минимального (f_{\min}) коэффициентов трения. Исследование поверхности контртела не выявило формирования на ее поверхности глубоких царапин, однако при нагрузках выше 140 Н наблюдается налипание дебриса на ней.

Выводы. Проведенные исследования формирования фаз в системе Al-Si-Ti показали, что в условиях их синтеза в жидкой фазе в результате реакционной диффузии образуется большой спектр алюмосилицидов, характеризующихся дисперсной структурой. В таких условиях ввиду того, что процессы далеки от равновесия, возможно образование фаз, которые не могут сформироваться при кристаллизации из расплава в условиях его охлаждения. Это позволяет, варьируя температуру синтеза и состав шихтовых материалов в широких интервалах менять свойства получаемых алюмоматричных композиционных материалов. Аналогичные композиционные сплавы, формирующиеся при

кристаллизации из расплава, характеризуются более крупнокристаллической структурой и существенно меньшим спектром силицидов, что очевидно ухудшает их свойства. Проведенные испытания на трение-износ композиционного материала состава 75 мас. % Al – 15 мас. % Si – 10 мас.% Ti, синтезированного в условиях нагрева в индукционной печи, показали, что он характеризуется высокими триботехническими характеристиками.

Существенным преимуществом материалов системы Al-Si-Ti является отсутствие твердых фаз, способных повредить поверхность контртела из стали. Это делает перспективным дальнейшее исследование триботехнических характеристик композитов этой системы.

Работа выполнена в рамках проекта №0676/ГФ4 «Разработка новых литых алюмоматричных композиционных материалов триботехнического назначения и совершенствование технологии и оборудования для их получения» грантового финансирования МОН РК на 2015-2017гг.

При выполнении работы использовалось оборудование Национальной научной лаборатории коллективного пользования по приоритетному направлению «Технологии для углеводородного и горно-металлургического секторов и связанных с ними сервисных отраслей». Авторы выражают благодарность ведущему научному сотруднику Сукурову Б.М.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Hashim J., Looney L., Hashmi M.S.J. Metal matrix composites: production by the stir casting method // Journal of Materials Processing Technology. – 1999. – V. 92. – 93. – P. 1-7. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00118-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00118-1)

2 Panichkin A.V., Kenzhaliyev B.K., Kshibekova B.B., Alibekov Zh.Zh., Imbarova A.T. Graphite contact phenomena developing in interaction with rare earth elements doped aluminum alloys studying // 2nd International Symposium on Mechanical Engineering and Material Science (ISMEMS 2017). Series: Advances in Engineering Research. – 2017 – V. 134. – P. 60-64. <https://doi.org/10.2991/ismems-17.2018.14>

3 Паничкин А.В., Карпенюк А.Н., Вайсман А.Д., Кшибекова Б.Б. Контактное взаимодействие расплава алюминия с неметаллическими материалами (C, SiC, CaSiO₃) // Комплексное использование минерального сырья. – 2009. – №1. – С. 68-74. www.kims-imio.kz

4 Паничкин А.В., Карпенюк А.Н., Вайсман А.Д., Кшибекова Б.Б. Структура диффузионной зоны при контактном взаимодействии жидких силуминов с графитом, карбидом кремния и волластонитом // Комплексное использование минерального сырья. – 2009. – №2. – С. 66-71. www.kims-imio.kz

5 Паничкин А.В., Соймин Н.Я., Карпенюк А.Н., Ермеков Г.А., Кшибекова Б.Б. Использование волластонита как наполнителя металломатричных композиционных материалов и модификатора структуры сплавов // Цветные металлы. – 2010. – №4. – С. 73-77.

6 Casati R. Aluminum Matrix Composites Reinforced with Alumina Nanoparticles. – 2016 – XII. – 126 p.

7 Паничкин А.В., Калашников И.Е., Кшибекова Б.Б., Имбарова А.Т. Разработка нового наполнителя для дискретного армирования литых алюмоматричных композиционных материалов карбидом титана // Комплексное использование минерального сырья. – 2018. – №2. – С. 76-88. <https://doi.org/10.31643/2018/6445.9>

8 Surappa M. K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities // Sadhana. – 2003. – V. 28. – №1, 2. – P. 319-334. <https://doi.org/10.1007/bf02717141>

9 Tong X. C., Fang H. S. Al-TiC composites in situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology: Part II. Mechanical behavior // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – V. 29. – № 3. – P. 893-902. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0279-7>

10 Hosking F. M., Portillo F., Wunderlin R., Mehrabian R. Composites of aluminum alloys; fabrication and wear behavior // J. Mater. Sci. – 1982. – V. 17. – № 2. – P. 477-498. <https://doi.org/10.1007/BF00591483>

11 Ibrahim I.A., Mohamed, F.A., Lavernia E.J. Particulate reinforced metal matrix composites — a review // J. Mater. Sci. – 1991. – V. 26. – P. 1137. <https://doi.org/10.1007/BF00544483>

12 Rohatgi P. Cast aluminum-matrix composites for automotive applications // JOM. – 1991. – V. 43. – № 4. – P. 10-15. <https://doi.org/10.1007/BF03220538>

13 Амосов А.П. Литые СВС-композиты // Литейное производство. – 1999. – №1. – С. 36-37.

14 Луц А.Р., Галочкина И.А. Алюминиевые композиционные сплавы - сплавы будущего. - Самара: Самар. гос. техн. ун-т. 2013. – 82 с.

15 Чернышева Т.А., Курганова Ю.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Калашников И.Е., Катин И.В., Панфилов А.В., Панфилов А.А. Композиционные материалы с матрицей из алюминиевых сплавов, упрочненных частицами, для пар трения скольжения // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – №3. – С. 38-48.

16 Material Science International Team, MSIT®. Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data. Al-Si-Ti (Aluminium - Silicon - Titanium). /by ed. Effenberg G., Ilyenko S. Group IV: Physical Chemistry (Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology). – 2006. – V. 11. – Subvolume A: Light Metal Systems. - Part 4: Selected Systems from Al-Si-Ti to Ni-Si-Ti.- Springer, Berlin, Heidelberg. – P. 1-15. https://doi.org/10.1007/11008514_2

17 Kenzhaliyev, B.K., Kuldeyev, E.I., Abdulvaliyev, R.A., Pozmogov, V.A., Beisembekova, K.O., Gladyshev, S.V., Tastanov, E.A. Prospects of aluminum industry development in Kazakhstan. News of the National Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan, Series of Geology and Technical Sciences. 2017. 3(423), с. 151-160

REFERENCES

1 Hashim J., Looney L., Hashmi M.S.J. Metal matrix composites: production by the stir casting method. Journal of Materials Processing Technology. **1999**. 92-93. 1-7. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00118-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00118-1) (in Eng).

2 Panichkin A.V., Kenzhaliyev B.K., Kshibekova B.B., Alibekov Zh.Zh., Imbarova A.T. Graphite contact phenomena developing in interaction with rare earth elements doped aluminum alloys studying. 2nd International Symposium on Mechanical Engineering and Material Science (ISMEMS 2017). Series: Advances in Engineering Research. 134. 60-64. <https://doi.org/10.2991/ismems-17.2018.14>. (in Eng).

3 Panichkin A.V., Karpenyuk A.N., Vaysman A.D., Kshibekova B.B. *Kontaktnoye vzaimodeystviye raspilava alyuminiya s nemetallicheskimy materialami (S. SiC. CaSiO₃)* (Contact interaction of molten aluminum with non-metallic materials (C, SiC, CaSiO₃)) Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'â. **2009**. 1. 68-74. www.kims-imio.kz (in Russ).

4 Panichkin A.V., Karpenyuk A.N., Vaysman A.D., Kshibekova B.B. *Struktura diffuzionnoy zony pri kontaktom vzaimodeystvii zhidkikh siluminov s grafitom, karbidom kremniya i vollastonitom* (The structure of the diffusion zone in the contact interaction of liquid silumin with graphite, silicon carbide and wollastonite). Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'â. **2009**. 2. 66-71. www.kims-imio.kz (in Russ).

- 5 Panichkin A.V., Soymin N.Ya., Karpenyuk A.N., Ermekov G.A., Kshibekova B.B. *Ispol'zovaniye wollastonita kak napolnitelya metallomatrixnykh kompozitsionnykh materialov i modifikatora struktury splavov* (Use of wollastonite as a filler of metal matrix composite materials and modifier of the structure of alloys). *Tsvetnyye metally=Non-ferrous metals*. **2010**. 4. 73-77. (in Russ).
- 6 Casati R. Aluminum Matrix Composites Reinforced with Alumina Nanoparticles. **2016**. XII. 126. (in Eng).
- 7 Panichkin A.V., Kalashnikov I.E., Kshibekova B.B., Imbarova A.T. *Razrabotka novogo napolnitelya dlya diskretnogo armirovaniya litykh alyumomatrixnykh kompozitsionnykh materialov karbidom titana* (Development of a new filler for discrete reinforcement of cast aluminum-matrix composite materials with titanium carbide). *Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya*. **2018**. 2. 76 -88. <https://doi.org/10.31643/2018/6445.9> (in Russ).
- 8 Surappa M. K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities. *Sadhana*. **2003**. 28. 1-2. 319-334. <https://doi.org/10.1007/bf02717141> (in Eng).
- 9 Tong X. C., Fang H. S. Al-TiC composites in situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology: Part II. Mechanical behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*. **1998**. 29.3. 893-902. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0279-7> (in Eng).
- 10 Hosking F. M., Portillo F., Wunderlin R., Mehrabian R. Composites of aluminum alloys; fabrication and wear behavior. *J. Mater. Sci*. **1982**. 7. 2. 477-498. <https://doi.org/10.1007/BF00591483> (in Eng).
- 11 Ibrahim I.A., Mohamed, F.A., Lavernia E.J. Particulate reinforced metal matrix composites — a review. *J. Mater. Sci*. **1991**. 26. 1137. <https://doi.org/10.1007/BF00544483> (in Eng).
- 12 Rohatgi P. Cast aluminum-matrix composites for automotive applications. *JOM*. **1991**. 43. 4. 10-15. <https://doi.org/10.1007/BF03220538> (in Eng).
- 13 Amosov A.P. *Litye SVS-kompozity*. (Cast SHS composites) *Litynoye proizvodstvo=Foundry*. **1999**. 1. 36-37. (in Russ).
- 14 Luts A.R., Galochkina I.A. *Alyuminiyevyye kompozitsionnyye splavy-splavy budushchego*. (Aluminum composite alloys are the alloys of the future). Samara: Samar. state tech. un-t. **2013**. 82. (in Russ).
- 15 Chernysheva T.A., Kurganova Yu.A., Kobeleva L.I., Bolotova L.K., Kalashnikov I.E., Katin I.V., Panfilov A.V., Panfilov A.A. *Kompozitsionnyye materialy s matritsey iz alyuminiyevykh splavov, uprochnennykh chastitsami, dlya par treniya skolzheniya* (Composite materials with a matrix of aluminum alloys, hardened by particles, for sliding friction pairs). *Konstruktivnyye kompozitsionnykh materialov=Constructions made of composite materials*. **2007**. 3. 38-48. (in Russ).
- 16 Material Science International Team, MSIT®. Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data. Al-Si-Ti (Aluminium - Silicon - Titanium). /by ed. Effenberg G., Ilyenko S. Group IV: Physical Chemistry (Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology). **2006**. 11. Subvolume A: Light Metal Systems. - Part 4: Selected Systems from Al-Si-Ti to Ni-Si-Ti. Springer, Berlin, Heidelberg. 1-15. https://doi.org/10.1007/11008514_2 (in Eng).
- 17 Kenzhaliyev, B.K., Kuldeyev, E.I., Abdulvaliyev, R.A., Pozmogov, V.A., Beisembekova, K.O., Gladyshev, S.V., Tastanov, E.A. Prospects of aluminum industry development in Kazakhstan. *News of the National Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan, Series of Geology and Technical Sciences*. **2017**. 3(423), c. 151-160 (in Eng).

Сведения об авторах: Satbayev University, Институт металлургии и обогащения, лаборатория металловедения, Алматы, Казахстан

Паничкин Александр Владимирович - к.т.н., ведущий научный сотрудник, заведующий Национальной научной лабораторией коллективного пользования по приоритетному направлению «Технологии для углеводородного и горно-металлургического секторов и связанных с ними сервисных отраслей», <https://orcid.org/0000-0002-2403-8949>, E-mail: abpanichkin@mail.ru

Кшибекова Балжан Булатовна - научный сотрудник, PhD-докторант, <https://orcid.org/0000-0002-5944-7865>, E-mail: balzh_79@mail.ru

Имбарова Акерке Талгатовна - научный сотрудник, <https://orcid.org/0000-0002-9366-314X>, E-mail: akerke.345@mail.ru

Ссылка на данную статью: Паничкин А. В., Кшибекова Б. Б., Имбарова А. Т. Формирования алюмосилицидов в системе Al-Si-Ti. // Комплексное использование минерального сырья. – 2019. – №2. – С. 14-23. <https://doi.org/10.31643/2019/6445.12>