

УДК 669.971'788'24 : 621.762

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-41-50

## Разработка алюминиевого порошкового композиционного материала на основе системы Al–Si–Ni и технологии получения из него заготовок

© 2017 г. **В.В. Васенев, В.Н. Мироненко, В.Н. Бутрим, О.Е. Осинцев, С.Я. Бецофен**

ОАО «Композит», г. Королев, Московская обл.

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)  
(МАИ (НИУ))

Статья поступила в редакцию 06.07.16 г., доработана 31.10.16 г., подписана в печать 21.11.16 г.

Приведены результаты исследования по разработке состава и технологии получения компактированных заготовок из алюминиевого порошкового композиционного материала на основе системы Al–Si–Ni для изделий ракетно-космической техники. Получение композиционного материала осуществлялось следующим образом: сначала методом газового распыления готовили порошок матричного сплава, далее смесь порошка матричного сплава и легирующих дисперсных добавок подвергали механическому легированию в высокоэнергетических аппаратах. На имеющемся в ОАО «Композит» (г. Королев, Московская обл.) уникальном оборудовании – вакуумном прессе – разработан метод дегазации механически легированной композиции в тонком слое (чтобы исключить выброс материала из контейнера при дегазации большого объема порошка) и отработаны технологические режимы компактирования композиции. По данной технологии были получены цилиндрические брикеты диаметром до 100 мм, высотой до 120 мм. Созданный и запатентованный композиционный материал Компал-301 имеет существенные преимущества перед применяющимся для аналогичных целей порошковым сплавом САС-1-50: его температурный коэффициент линейного расширения в 1,5 раз ниже, прецизионный предел упругости в 2–3 раза выше при близких показателях прочности. Конечная структура компактного брикета является матричной, в которой на фоне алюминиевого твердого раствора достаточно равномерно распределены дисперсные частицы избыточного кремния. В отдельных областях структуры встречаются более крупные изолированные частицы кремния. К сожалению, они являются причиной низкой пластичности брикетов, что препятствует получению полуфабрикатов путем пластической деформации, однако непосредственно на изготовлении самих брикетов столь низкая пластичность отрицательно не сказывается.

**Ключевые слова:** быстрая кристаллизация, механически легированный порошковый алюминиевый сплав системы Al–Si–Ni, вакуумная дегазация на прессе, фазовый состав и структура, физические и механические свойства.

**Васенев В.В.** – начальник сектора легких сплавов Института новых металлургических технологий (ИНМТ) ОАО «Композит» (141070, Московская обл., г. Королев, ул. Пионерская, 4). E-mail: info@kompozit-mv.ru.

**Мироненко В.Н.** – канд. техн. наук, главный специалист того же сектора ИНМТ ОАО «Композит».

**Бутрим В.Н.** – канд. техн. наук, директор ИНМТ ОАО «Композит».

**Осинцев О.Е.** – докт. техн. наук, профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материала МАИ (НИУ) (125993, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4).

**Бецофен С.Я.** – докт. техн. наук, профессор той же кафедры МАИ (НИУ). E-mail: s.betsofen@gmail.com.

**Для цитирования:** Васенев В.В., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н., Осинцев О.Е., Бецофен С.Я. Разработка алюминиевого порошкового композиционного материала на основе системы Al–Si–Ni и технологии получения из него заготовок // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 3. С. 41–50.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-41-50.

Vasenev V.V., Mironenko V.N., Butrim V.N., Osintsev O.E., Betsofen S.Ya.

### **Development of powder composite based on Al–Si–Ni system and technology for making billets of this composite**

The paper provides the results of alloy development investigation and technology of making compact billets of the Al–Si–Ni-based composite for aerospace equipment components. Composite production included several stages: first, matrix powder was produced by gas atomization and then matrix powder with disperse alloying additives was mechanically alloyed in high-energy machines. The vacuum press, unique equipment located at OJSC «Kompozit» (Korolyov, Moscow region, Russia), was used to develop and test the technology of mechanically alloyed composite degassing in a thin layer (to eliminate material ejection from the container when degassing a large volume of powder) as well as to tryout composite compaction process modes. Cylindrical billets up to 100 mm in diameter and up to 120 mm in height were obtained based on this technology. Kompal-301, a newly developed and

patented composite, has significant advantages compared to the SAS-1-50 sintered aluminum alloy due to 1,5 times lower thermal coefficient of linear expansion and 2–3 times higher precision elastic limit with the same density values. The compacted billet has a resulting matrix structure with disperse silicon excess particles distributed quite uniformly over the aluminum solid solution. There are some larger isolated silicon particles in certain structure areas. Unfortunately, they cause lower billet ductility so it is impossible to produce semi-finished products by plastic deformation. However, such a low ductility has no negative effect on the billet production itself.

**Keywords:** rapid solidification, mechanically alloyed Al–Si–Ni system aluminum powder alloy, vacuum press degassing, phase composition and structure, physical and mechanical properties.

**Vasenev V.V.** – Head of Light alloys sector, Institute of New Metallurgy Technologies (INMT), JSC «Kompozit» (141070, Russia, Moscow reg., Korolev, Pionerskaya str., 4). E-mail: info@kompozit-mv.ru.

**Mironenko V.N.** – Cand. Sci. (Tech.), Leading researcher of Light alloys sector, INMT, JSC «Kompozit».

**Butrim V.N.** – Cand. Sci. (Tech.), Director of INMT, JSC «Kompozit».

**Osintsev O.E.** – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department of material science and material treatment technology (MSMTT), Moscow Aviation Institute (National Research University) (125993, Moscow, Volokolamskoe shosse, 4).

**Betsofen S.Y.** – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department of MSMTT, MAI (NRU). E-mail: s.betsofen@gmail.com.

**Citation:** Vasenev V.V., Mironenko V.N., Butrim V.N., Osintsev O.E., Betsofen S.Ya. Razrabotka alyuminiyevogo poroshkovogo kompozitsionnogo materiala na osnove sistemy Al–Si–Ni i tekhnologii polucheniya iz nego zagotovok. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2017. No. 3. С. 41–50. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-41-50.

## Введение

Развитие современной техники требует материалы со специальными свойствами, которые получают с использованием новых эффективных технологий [1–3]. Потребность в новых материалах обусловлена задачами по улучшению характеристик изделий, расширению температурного диапазона их работы, защите объектов техники от воздействия дестабилизирующих факторов при эксплуатации и др.

Особый интерес для авиакосмической техники представляют композиционные материалы (КМ) на алюминиевой основе с низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) для прецизионных приборов ориентации и навигации космических объектов. Такое к ним внимание обусловлено, в частности, тем, что доля ошибки определения координат навигационных источников из-за нестабильности размеров деталей может составить 20–50 % от общей погрешности прибора.

Одним из перспективных направлений создания легких коррозионно-стойких материалов с низким ТКЛР является использование заэвтектических сплавов системы Al–Si — так называемых силуминов [4–9]. Это связано с тем, что ТКЛР снижается практически пропорционально концентрации в сплаве кремния, у которого ТКЛР в 6 раз меньше, чем у алюминия [10]. Уровень свойств заэвтектических силуминов зависит от структурного состояния кремниевой фазы, и чем она дисперснее, тем выше показатели. Поэтому для дис-

пергирования структуры в работе использован метод быстрой кристаллизации [1]. Он позволяет получить сплавы на основе системы Al–Si с другими добавками с широким диапазоном физико-механических свойств: пониженным ТКЛР, достаточно хорошими прочностными характеристиками, повышенным модулем упругости, высокой размерной стабильностью и т.д.

Цель настоящей работы состояла в разработке нового композиционного материала, по прецизионным характеристикам превышающего широко используемый для точного приборостроения на сегодняшний день сплав SAS-1-50, а также в создании технологии получения из него компактных заготовок.

## Материалы, способы их получения и методика эксперимента

В прецизионном приборостроении при создании малогабаритных, легких и жестких конструкций востребованы порошковые алюминиевые сплавы с низкой плотностью, достаточно высоким модулем упругости и небольшим ТКЛР. Известный порошковый сплав марки SAS-1 (Al–25±30Si–5±7Ni), получивший широкое распространение в точном прецизионном приборостроении [1, 2], имеет ТКЛР  $14–16 \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>. Для работы сопрягаемых деталей в приборе важно соответствие их материалов по ТКЛР. Например, для работы материала в контакте со сталью необходим

ТКЛР около  $12 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ . При сочетании других пар сопрягаемых деталей этот показатель должен быть еще ниже. Поэтому сплав САС-1 уже не удовлетворяет в полной мере данному требованию.

Для снижения ТКЛР алюминиевых сплавов их дополнительно легируют кремнием или вводят в состав другие добавки — нитриды, карбиды, оксиды или интерметаллиды [11, 12]. К таким элементам также относятся никель, железо и хром. Однако плотность этих металлов достаточно высока, поэтому вводить их можно только в небольших количествах, чтобы чрезмерно не повысить плотность сплава [13, 14]. Предварительные исследования показали, что наибольший эффект получается от легирования кремнием.

Сплав САС-1 содержит 25–30 % Si — это тот максимум, который можно ввести, используя известные методы быстрой кристаллизации, при получении порошков и гранул для диспергирования частиц избыточных фаз, а следовательно, его ТКЛР недостаточно низкий. Однако его можно уменьшить путем смешивания или механического легирования (МЛ) дисперсных порошков матричного сплава и легирующей добавки. При этом их соотношение практически не ограничено.

Для исследования в настоящей работе выбраны композиции с содержанием от 35 до 50 % Si, поскольку с точки зрения снижения ТКЛР и получения меньшей плотности кремний предпочтительнее ряда карбидов, нитридов и оксидов.

Базовая технология компактирования и получения заготовок осуществлялась на вакуумном прессе с усилием 500 МН. Порошки получали газовым распылением, что обеспечивало скорость охлаждения  $2 \cdot 10^4$ – $1 \cdot 10^5$  °С/с. Средний размер быстрозакристаллизованных частиц составлял 0,3–50 мкм.

Механическому легированию подвергали смесь порошков матричного сплава и легирующих дисперсных добавок в высокоэнергетических аппаратах: планетарных мельницах или атриторах. Объектом исследования являлись быстрозакристаллизованные порошки и механически легированные композиции, а также заготовки из них — брикеты, компактированные в вакуумном прессе, т.е. брикетирование было совмещено с вакуумированием.

Структуру полуфабрикатов исследовали на цифровом инвертируемом металлографическом микроскопе Olympus-GX-51. Фазовый состав изучали посредством рентгеноструктурного анализа

и электронной микроскопии на сканирующем микроскопе Supra V50 с приставкой для рентгеновского микроанализа. Плотность оценивали методом гидростатического взвешивания на лабораторных весах. Механические испытания проводили на машине Schenck-Trebel RMC-100 с механическим приводом подвижной траверсы. Прецизионный предел упругости ( $\sigma_{0,002}$ ) определяли по величине напряжения, при котором остаточная деформация материала не превышала заданной величины. Деформацию измеряли тензометрическим датчиком Schenk DSA 25/10 с базой 25 мм.

О релаксационной стойкости материала судили по величине прецизионного предела упругости. В отечественной практике размерная стабильность оценивается по релаксационной стойкости. В работе [15] показана хорошая корреляция между этими двумя характеристиками: чем выше прецизионный предел упругости, тем лучше релаксационная стойкость материала.

## Результаты исследования и их обсуждение

При разработке новых материалов с более низкими, чем у САС-1-50, значениями ТКЛР был выбран метод дополнительного легирования матричного сплава путем МЛ компонентов с хорошей температурой плавления и, следовательно, с высокой прочностью связей между атомами. Анализ научной и справочной литературы [16, 17] показал, что такими компонентами, помимо кремния, могут являться частицы соединений  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiC}_4$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

В табл. 1 приведены их физические свойства, а также теоретические данные по возможному понижению плотности ( $\gamma$ ) и ТКЛР при дополнительном легировании базовой композиции при различной концентрации кремния в сплаве. В расчетах было принято, что изменение величин ТКЛР и  $\gamma$  подчиняется правилу аддитивности при варьировании содержания компонента, а исходные значения плотности и ТКЛР сплава САС-1-50 приняты равными  $2700 \text{ кг/м}^3$  и  $15 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$  соответственно.

Из табл. 1 видно, что кремний во всех отношениях превосходит керамические компоненты ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiC}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ): он имеет самую низкую плотность и наименьшие значения ТКЛР. Расчеты показали, что для получения ТКЛР =  $(9 \div 11) \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$  необходимо дополнительно ввести порядка 15–30 % дисперсных частиц.

Таблица 1. Физические свойства композиции САС-1-50 с упрочняющей фазой

Упрочняющая фаза	Физические свойства			Содержание упр. фазы, %	Расчетные свойства	
	$t_{пл}$ , °C	$\gamma$ , кг/м <sup>3</sup>	ТКЛР·10 <sup>6</sup> , град <sup>-1</sup>		ТКЛР·10 <sup>6</sup> , град <sup>-1</sup>	$\gamma$ , кг/м <sup>3</sup>
Si	1414	2390	2,54	15	12,88	2640
				20	11,53	2600
				40	9,57	2540
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	1900	3200	3,4	20	12,98	2790
				30	11,92	2830
				40	10,82	2890
SiC	2560	3220	3,8	20	12,98	2790
				30	11,92	2830
				40	10,82	2880
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2040	3500	7,0	30	13,01	2900
				40	12,20	2970

Таблица 2. Состав и физико-механические свойства механически легированных материалов в сравнении с образцом САС-1-50

№ обр.	Состав, %	$\gamma$ , кг/м <sup>3</sup>	ТКЛР·10 <sup>6</sup> , град <sup>-1</sup> , при $t = 20 \pm 150$ °C	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,002}$ , МПа	$\sigma_{0,005}$ , МПа	$\delta$ , %
1	Al–35Si	2550	14,0–14,5	198–245	38,5–57,0	42,75–62,4	0,13–0,25
2	Al–40,7Si	2530	13,5–14,0	194–287	47,0–57,5	–	0,19–0,35
3	Al–44Si	2520	11,0–11,5	214–284	52,0–64,0	–	0,11–0,25
4	Al–45Si–3Ni	2570	9,5–11,5	200–240	48,7–56,1	60,5–118,7	0,20–0,24
САС-1-50	Al–30Si–7Ni	2700	14,0–16,0	216–275	–	14,0	0,50–1,00

Для проверки теоретических расчетов были приготовлены 4 состава сплавов, в которых матрицей был непосредственно порошок САС-1-50, а легирующей добавкой в первом образце был только порошок кремния в количестве 30 %, а в остальных составах совместно с кремнием вводились дисперсные порошки керамических частиц, так что суммарное содержание легирующих компонентов составляло 5–29 %, из них 5 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, 5 % SiC<sub>4</sub> и 10 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, остальное — кремний.

Все композиции, полученные механическим легированием в высокоэнергетических аппаратах, компактировались на вакуумном прессе в виде экспериментальных брикетов с целью определения оптимального состава. Исследования плотности брикетов КМ показали, что наилучший результат (99 % от теоретической величины  $\gamma$ ) получен при использовании кремния в качестве легирующей добавки. Все остальные сплавы, содержащие в своем составе керамические частицы, отличались пониженной плотностью по сравнению с теоретическим расчетом, имели повышенную хрупкость,

и из них не удалось изготовить образцы для механических испытаний.

Поэтому в дальнейших экспериментах в качестве легирующей добавки при механическом легировании использовали только дисперсный порошок кремния. Для сравнения был приготовлен порошковый сплав САС-1-50. Составы исследованных материалов и их свойства приведены в табл. 2. Из ее данных следует, что ТКЛР снижается по мере повышения концентрации кремния в механически легированных композиционных материалах и имеет минимальные значения на уровне  $9,5 \div 11,5 \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup> у сплава Al–45%Si–3%Ni. Следствием высокой дисперсности кремния в изучаемых композициях является существенное повышение прецизионного предела упругости ( $\sigma_{0,005}$ ). Так, его величина у образца КМ по сравнению с САС-1-50 увеличивается почти на порядок (значение  $\sigma_{0,002}$  последнего ввиду незначительной величины вообще определить не удалось). Прочность исследуемых КМ независимо от содержания кремния близка к таковой САС-1-50. Однако недо-

статком всех изучаемых образцов является низкое относительное удлинение (см. табл. 2).

Таким образом, проведенные эксперименты показали, что наилучшее сочетание физических и механических свойств имеет порошковый сплав состава Al—45%Si—3%Ni.

Поскольку задачей данного исследования являлось создание материала, у которого ТКЛР снижен до уровня значений, присущих работающей с ним в контакте сталью, было необходимо определить предельные концентрации компонентов, чтобы КМ в целом отвечал этому условию. Кроме того, требовалось достичь повышения релаксационной стойкости материала, которая в данной работе оценивалась по значениям характеристики прецизионного предела упругости ( $\sigma_{0,002}$ ).

Для уточнения содержания основных компонентов (кремния, никеля, углерода и др.) было приготовлено 5 составов опытных механически легированных порошковых сплавов. Для сравнения выбран сплав марки АКП-1М. Образцы сплавов для экспериментов получали путем приготовления расплава, содержащего алюминий, кремний и никель, и его распыления с осаждением порошка. Затем осуществляли механическое легирование в атриторе, добавляя в полученный быстрозакристаллизованный порошок кремний марки Кр00, предварительно размолотый до фракции менее 2 мкм. Концентрацию Si в материале доводили до 35—46 % в азотно-кислородной смеси, которая позволила повысить содержание оксида алюминия в материале до 3,5 % (табл. 3).

В начале исследования в качестве поверхностно-активной добавки были опробованы трансформаторное масло и стеарин. Однако эти вещества показали неудовлетворительные результаты по причине их разложения в процессе МЛ с образованием водорода. Поэтому технология МЛ была

отработана с использованием добавки углерода. Нижний предел его содержания определялся необходимым смазывающим эффектом при МЛ, предотвращающим комкование и налипание порошка, и составлял 1 %, а верхний — определялся требованиями обеспечения необходимых физико-механических свойств, в частности ТКЛР, и составлял 2,5 %. Играя роль смазки при МЛ, углерод в больших концентрациях вступает во взаимодействие с алюминием и кремнием с образованием тонких дисперсных карбидов, способствуя снижению ТКЛР материала. Появление структурно-свободного углерода нежелательно, так как в этом случае он приводит к повышению ТКЛР.

На основании проведенных исследований был определен оптимальный состав нового порошкового композиционного материала, мас. %:

Si .....	35,0—46,0
Ni .....	2,0—5,0
Be .....	0,001—0,049
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	0,1—0,3
C .....	0,5—2,0
Al .....	Основа

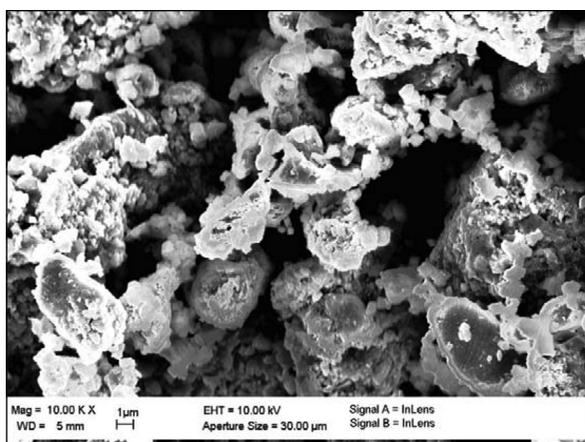
На этот сплав был получен патент РФ [18]. В дальнейшем ему было присвоено название «Компал-301».

Метод механического легирования используется для получения КМ из крупных шихтовых составляющих, потому что он обладает непревзойденными возможностями влиять на структуру и способствует получению материала с уникальными физическими свойствами.

На основании микроструктурных исследований поверхности и внутреннего строения гранул на разных этапах МЛ можно отметить следующую

Таблица 3. Химический состав и свойства опытных сплавов

№ обр.	Содержание компонентов, %						Свойства		
	Si	Ni	Be	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	C	Al	ТКЛР · 10 <sup>6</sup> , град <sup>-1</sup> , при $t = 20 \div 150$ °С	$\gamma$ , кг/м <sup>3</sup>	$\sigma_{0,002}$ , МПа
1	45,8	5,0	0,045	2,9	2,0	Осн.	9,94—10,75	2570	39—57
2	42,8	3,0	0,001	1,0	1,0	Осн.	10,44—10,46	2600	51—57
3	35,7	2,0	0,0001	0,11	0,5	Осн.	11,24—11,52	2570	45—59
4	46,5	5,5	0,06	3,5	2,5	Осн.	13,60—13,62	2560	38—55
5	34,5	1,0	0,0001	0,05	2,8	Осн.	14,16—14,44	2660	38—56
АКП-1М	44,5	4,0	0,03	2,0	—	Осн.	12,3—12,4	2640	7,6—58



**Рис. 1.** Микроструктура поверхности порошковой композиции Компал-301 после механического легирования

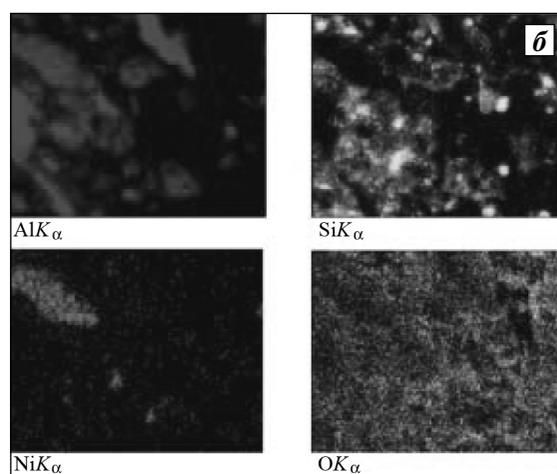
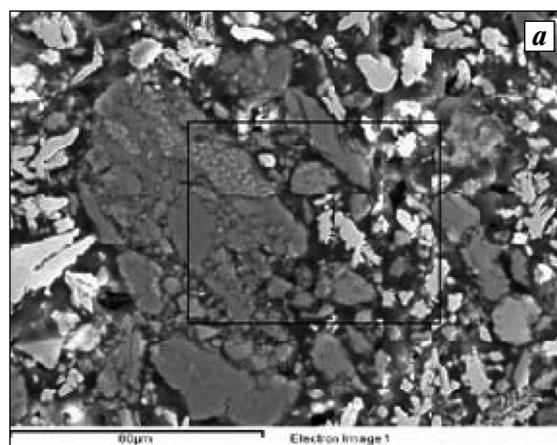
последовательность формирования структуры КМ. В начальный период процесса, который длится 10–15 мин, происходит постепенное измельчение частиц кремния до размера менее  $4\div 5$  мкм, а матричных частиц — до  $30\div 50$  мкм (рис. 1).

Данные по элементному составу и распределению элементов на поверхности частиц порошковой композиции свидетельствуют о присутствии Al, Ni, Si и O (рис. 2). Состав сильно зависит от выбора области анализа. В ряде случаев в характеристическом спектре анализируемого участка отмечено присутствие углерода (рис. 3). Это связано с тем, что он входит в состав материала в качестве основного компонента как смазывающая добавка.

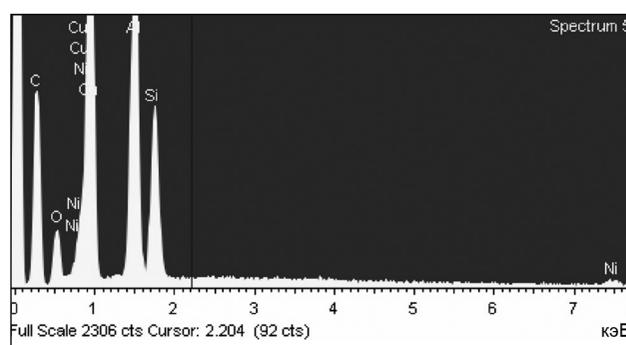
Изображение поверхности Компал-301 в характеристических излучениях подтверждает наличие основных фаз  $\alpha_{Al}$  и Si, а также небольшого количества дисперсных частиц фазы  $Al_3Ni$  (рис. 4).

Вследствие наличия оксида алюминия на поверхности частиц было зафиксировано присутствие кислорода. На этом этапе в основном наблюдается автономное поведение компонентов шихты — постепенное внедрение упрочняющих частиц в поверхность гранул. Под действием мелющих тел частицы кремния проникают в гранулу, где подвергаются дополнительному измельчению, а освободившееся место занимает другая частица упрочняющего элемента. В объем матрицы упрочняющие частицы кремния попадают в результате сварки гранул между собой. В работах [19, 20] обсуждаются два механизма захвата упрочняющих частиц гранулами:

— путем множественного наслаивания сплюснутыми мелющими элементами гранул и их

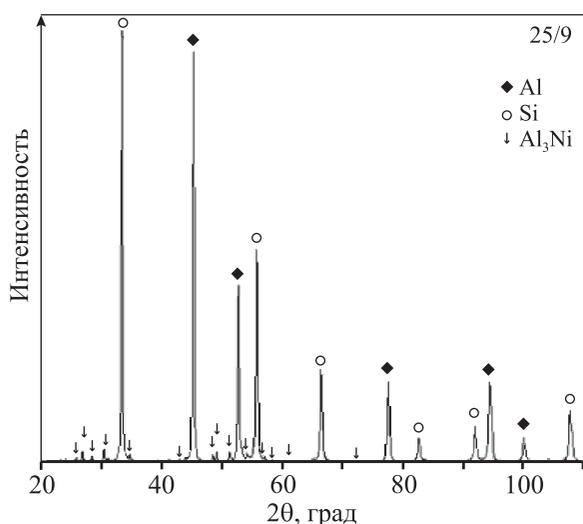


**Рис. 2.** Микроструктура сечения порошковой композиции Компал-301 во вторичных электронах (а) и характеристических излучениях (б)



Элемент	Содержание, ат.%
C	34,54
Si	16,84
Ni	0,80
O	19,62
Al	28,2

**Рис. 3.** Рентгеновские спектры и элементный состав в сечении порошковой композиции Компал-301



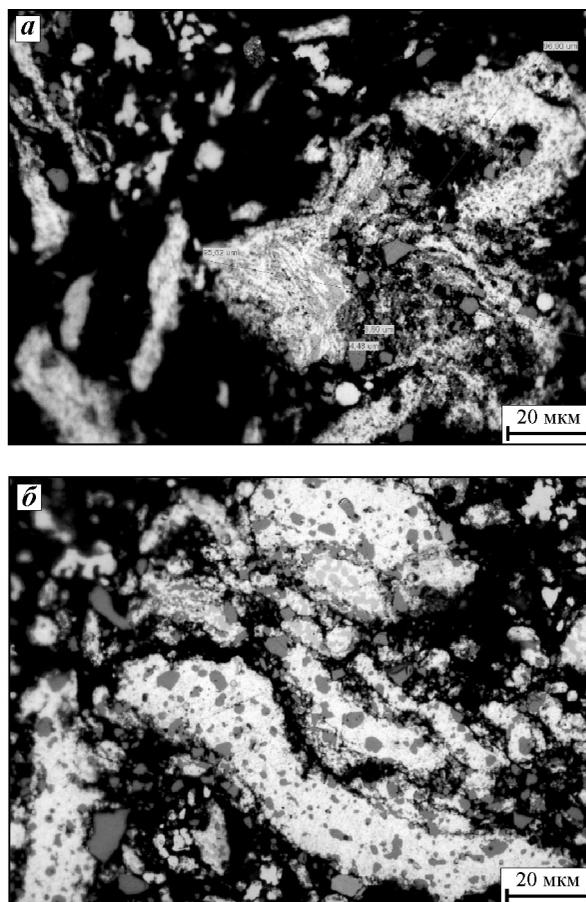
**Рис. 4.** Рентгеновские спектры и элементный состав на поверхности частиц порошковой композиции Компал-301

сварки между собой с захваченными частицами упрочняющих компонентов;

— когда крупные частицы сминаются, изгибаются и захватывают в образовавшуюся полость частицы кремния, а гранулы затем складываются и свариваются.

С увеличением времени обработки ( $\tau_{\text{МЛ}}$ ) порошкового КМ в атриторе более 30 мин слоистый характер структуры постепенно пропадает, а гранулы превращаются в монолитные образования с равномерно распределенными в них дисперсными частицами кремния. Дальнейшее измельчение последних возможно только в результате пластической деформации гранул при компактировании КМ в брикет.

На рис. 5 показана микроструктура порошка на различных этапах изготовления КМ. После 15 мин механического легирования, когда многие частицы кремния находятся уже на поверхности частиц матрицы, последние сминаются, изгибаются и захватывают в образующиеся полости свободный кремний, однако имеется еще много автономно расположенных частиц кремния гранной формы. Увеличение времени МЛ приводит к свариванию изогнутых, а также сплюснутых соседних матричных частиц, и все частицы кремния, находящиеся между соседними частицами матрицы, оказываются внутри этой матрицы. Таким образом формируется структура механически легированного КМ, в которой в матричной составляющей равномерно распределяются дисперсные частицы кремния (см. рис. 5, б). Затем следуют дегазация



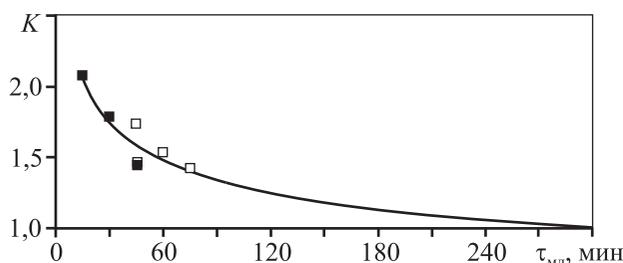
**Рис. 5.** Микроструктура порошковой композиции после 15 мин (а) и 60 мин (б) механического легирования в атриторе

Светлые области — эвтектики ( $\alpha_{\text{Al}} + \text{Si}$ ) и ( $\alpha_{\text{Al}} + \text{Si} + \text{Ni}$ ); темные — первичные кристаллы Si

МЛ-композиции в вакуумном прессе с длительным ступенчатым нагревом и компактирование в том же прессе.

Проведенный микрорентгеноспектральный анализ содержания кремния на поверхности частиц и в центральной их части свидетельствует о непрерывном уменьшении его концентрации на поверхности по мере увеличения времени механической обработки шихты в атриторе (рис. 6).

Так, например, после 10 мин измельчения шихты в атриторе концентрация кремния на поверхности частиц более чем в 2 раза превышает его содержание в центре гранул. Увеличение длительности процесса переводит кремний по рассмотренному механизму с поверхности внутрь частиц, и уже после 75 мин механического легирования его концентрация на поверхности превышает внутреннюю всего в 1,4 раза. Согласно расчету состав КМ по содержанию Si полностью усредняется по-



**Рис. 6.** Характер распределения кремния на поверхности гранулы относительно центральной части в зависимости от времени механической обработки в атриторе

сле 300 мин механоактивации. По результатам исследования время механического легирования при получении КМ было выбрано равным 120 мин. Увеличение длительности МЛ приводит к резкому повышению энерго- и трудозатрат и становится экономически невыгодным.

Таким образом, получение брикетов из КМ Компал-301 включает следующие технологические операции:

- приготовление порошков матричного алюминиевого сплава газовым распылением расплава, что обеспечивает скорость кристаллизации  $2 \cdot 10^4 - 1 \cdot 10^5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ ;
- смешивание всех компонентов шихты и осуществление механического легирования в атриторе в течение 120 мин;
- дегазация МЛ-композиции в тонком слое (5–10 мм) в камере пресса и засыпка порошка в контейнер для получения брикетов, так что опера-

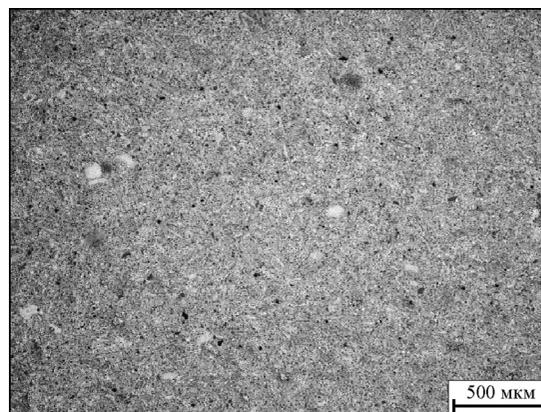
**Таблица 4. Содержание газовых примесей в исследуемых материалах до и после дегазации**

Марка	Состояние материала	Водород, ppm	Кислород, %
САС-1-50 (матричный сплав)	Порошок	62,3	0,38
	Брикет	1,92	0,23
Компал-301	Порошок	129,3	1,99
	Брикет	34,4	1,7

**Таблица 5. Физические и механические свойства порошковых сплавов системы Al–Si–Ni**

Материал*	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,002}$ , МПа	$\delta$ , %	ТКЛР $\cdot 10^6$ , град $^{-1}$ , при $t = 20 \pm 120 \text{ }^\circ\text{C}$
САС-1-50	214–249	23–45	0,7–1,2	14,7–15,9
Компал-301	217–224	70–86	$\approx 0,1$	10,7–10,9

\* Брикет,  $\varnothing 70$  мм.



**Рис. 7.** Микроструктура брикета Компал-301, полученная с помощью оптического микроскопа. Серый фон (основа) — эвтектики ( $\alpha_{\text{Al}} + \text{Si}$ ) и ( $\alpha_{\text{Al}} + \text{Si} + \text{Ni}$ ); белые включения — первичные кристаллы Si

ции дегазации и компактирования совмещаются в одном технологическом цикле;

— компактирование при температуре, близкой к температуре солидуса сплава, —  $535 \text{ }^\circ\text{C}$ .

По такой технологии были получены цилиндрические брикеты диаметром до 100 мм, высотой до 120 мм.

Отметим, что дегазация по режиму, отработанному для матричного сплава, на порядок снижает содержание водорода в брикетах из материала Компал-301 (табл. 4).

Конечная структура компактного брикета (рис. 7) является матричной, в которой на фоне алюминиевого твердого раствора достаточно равномерно распределены дисперсные (менее 1 мкм) частицы избыточного кремния. Лишь в отдельных областях структуры встречаются более крупные изолированные частицы кремния гранной формы. К сожалению, они являются причиной низкой пластичности брикетов, что препятствует получению полуфабрикатов путем пластической деформации. Поэтому все изделия из этого материала в настоящее время изготавливают из брикетов.

Физико-механические свойства порошкового КМ Компал-301 свидетельствуют о его существенном преимуществе по сравнению со сплавом САС-1-50: ТКЛР в 1,5 раза ниже, а прецизионный

предел упругости  $\sigma_{0,002}$  в 2–3 раза выше при близких значениях плотности (табл. 5)

Недостатком материала Компал-301 можно считать пониженное относительное удлинение, однако при получении заготовок в виде брикетов, компактированных на вакуумном прессе, это не имеет особого значения.

## Выводы

1. Рассмотрены отдельные этапы формирования структуры при механическом легировании кремнием алюминиевого порошкового сплава системы Al–Si–Ni.

2. Разработан оптимальный состав механически легированного порошкового сплава системы Al–Si–Ni Компал-301 [14].

3. Создана технология получения заготовок (брикетов) из сплава Компал-301, включающая следующие этапы:

- производство порошка матричного сплава;
- механическое легирование шихтовой смеси в аттриторе;
- последующие дегазация и компактирование в вакуумном прессе (причем обе эти операции объединялись в одном технологическом цикле).

4. Изготовлены и исследованы опытные партии заготовок. При равной с материалом САС-1-50 плотности и близких значениях прочности заготовки из КМ Компал-301 имеют ТКЛР в 1,5 раза меньше, а прецизионный предел упругости в 2–3 раза выше, чем в матричном сплаве.

## Литература

1. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстро-закристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995.
2. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов: Избранные труды к 100-летию со дня рождения / Под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2013.
3. Бондарев Б.Н., Шмаков Ю.В., Зенина М.В. Износостойкие сплавы системы Al–Si с пониженным ТКЛР // Технология обработки легких сплавов. М.: ВИЛС, 1994. С. 202–204.
4. Zuo M., Zhao D., Teng X., Geng H., Zhang Zh. Effect of P and Sr complex modification on Si phase in hypereutectic Al–30Si alloys // Mater. and Design. 2013. Vol. 47. P. 857–864.
5. Gao B., Hu L., Li Sh., Hao Y., Zhang Y., Tu G., Grosdidier Th. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17,5Si alloy induced by high current pulsed electron beam // Appl. Surf. Sci. 2015. Vol. 15. P. 147–157.
6. Rao A.G., Deshmukh V.P., Prabhu N., Kashyap B.P. Ductilizing of a brittle as-cast hypereutectic Al–Si alloy by friction stir processing // Mater. Lett. 2015. Vol. 159. P. 417–419.
7. Kotadia H.R., Das A. Modification of solidification microstructure in hypo- and hyper-eutectic Al–Si alloys under high-intensity ultrasonic irradiation // J. Alloys and Compnd. 2015. Vol. 620. P. 1–4.
8. Li Q., Xia T., Lan Y., Li P., Fan L. Effects of rare earth Er addition on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–20% Si alloy // Mater. Sci. Eng. 2013. Vol. 588. P. 97–102.
9. Cui C., Schulz A., Schimanski K., Zoch H.-W. Spray forming of hypereutectic Al–Si alloys // J. Mater. Process. Technol. 2009. Vol. 209. P. 5220–5228.
10. Свойства элементов: Спр. изд. / Под ред. Дрида М.Е. М.: Металлургия, 1993.
11. Belov N.A., Eskin D.G., Aksenov A.A. Multicomponent phase diagrams: Application for commercial aluminum alloys. Elsevier, 2005.
12. Belov N.A., Eskin D.G., Avxentieva N.N. Constituent phase diagrams of the Al–Cu–Fe–Mg–Ni–Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys // Acta Mater. 2005. No. 53. P. 4709–4712.
13. Aluminium. Properties and physical metallurgy / Ed. J.E. Hatch. Ohio: ASM, 1984.
14. Belov N.A., Aksenov A.A., Eskin D.G. Iron in aluminum alloys: Impurity and alloying element. CSR Press, 2002.
15. Васнев В.В., Квитка Е.В., Мироненко В.Н., Попов А.В., Шмаков Ю.В. Сопротивление микропластической деформации порошковых композиционных материалов системы Al–Si // Деформация и разрушение материалов. 2008. No. 8. С. 41–44.
16. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под общ. ред. Лякишева Н.П. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1.
17. Куликов И.С. Термодинамика карбидов и нитридов: Справ. изд. Челябинск: Металлургия, 1988.
18. Мироненко В.Н., Петрович С.Ю., Черепанов В.П., Окунев С.А., Васнев В.В. Порошковый композиционный материал и способ его получения: Пат. 2353689 (РФ). 2006.
19. Аксенов А.А. Оптимизация состава и структуры композиционных материалов на алюминиевой и медной основе, получаемых жидкофазными методами

и механическим легированием: Автореф. дис. ... докт. техн. наук. М.: МИСиС, 2007.

20. Аксенов А.А., Солонин А.Н., Истомин-Кастровский В.В. Структура и свойства композиционных материалов на основе алюминия, полученные методом механического легирования в воздушной атмосфере // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2004. No. 4. С. 58—66.

## References

1. Dobatkin V.I., Elagin V.I., Fedorov V.M. Bystrozakristalizovannye alyuminievye splavy [Rapidly quenched aluminum alloys]. Moscow: VILS, 1995.
2. Fridlyander I.N., Kablov E.N. (Ed.). Sozдание, issledovanie i primeneniye alyuminievykh splavov. Izbrannyye trudy k 100-letiyu so dnya rozhdeniya [Development, investigation and appliance of aluminum alloys: Selected manuscripts for 100 anniversary]. Moscow: Nauka, 2013.
3. Bondarev B.N., Shmakov Y.V., Zenina M.V. Iznosostoikie splavy sistemy Al—Si s ponizhennym TKLR. In: *Tekhnologiya obrabotki legkikh splavov* [Wear-resistant alloys based on Al—Si system powder aluminum with reduced TCLE. In: *Technology of processing light alloys*]. 1994. P. 202—204.
4. Zuo M., Zhao D., Teng X., Geng H., Zhang Zh. Effect of P and Sr complex modification on Si phase in hypereutectic Al—30Si alloys. *Mater. and Design*. 2013. Vol. 47. P. 857—864.
5. Gao B., Hu L., Li Sh., Hao Y., Zhang Y., Tu G., Grosdidier Th. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al—17,5Si alloy induced by high current pulsed electron beam. *Appl. Surf. Sci*. 2015. Vol. 15. P. 147—157.
6. Rao A.G., Deshmukh V.P., Prabhu N., Kashyap B.P. Ductilizing of a brittle as-cast hypereutectic Al—Si alloy by friction stir processing. *Mater. Lett*. 2015. Vol. 159. P. 417—419.
7. Kotadia H.R., Das A. Modification of solidification microstructure in hypo- and hyper-eutectic Al—Si alloys under high-intensity ultrasonic irradiation. *J. Alloys and Compnd*. 2015. Vol. 620. P. 1—4.
8. Li Q., Xia T., Lan Y., Li P., Fan L. Effects of rare earth Er addition on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al—20% Si alloy. *Mater. Sci. Eng*. 2013. Vol. 588. P. 97—102.
9. Cui C., Schulz A., Schimanski K., Zoch H.-W. Spray forming of hypereutectic Al—Si alloys. *J. Mater. Proces. Technol*. 2009. Vol. 209. P. 5220—5228.
10. Drid M.E. (Ed.). Svoistva elementov [Properties of elements]. Moscow: Metallurgiya, 1993.
11. Belov N.A., Eskin D.G., Aksenov A.A. Multicomponent phase diagrams: Application for commercial aluminum alloys. Elsevier, 2005.
12. Belov N.A., Eskin D.G., Avxentieva N.N. Constituent phase diagrams of the Al—Cu—Fe—Mg—Ni—Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys. *Acta Mater*. 2005. No. 53. P. 4709—4712.
13. Aluminium. Properties and physical metallurgy (Ed. J.E. Hatch). Ohio: ASM, 1984.
14. Belov N.A., Aksenov A.A., Eskin D.G. Iron in aluminum alloys: Impurity and alloying element. CSR Press, 2002.
15. Vasenev V.V. Kvitka E.V., Mironenko V.N., Popov A.V. Shmakov Y.V. Soprotivleniye mikroplasticheskoi deformatsii poroshkovykh kompozitsionnykh materialov sistemy Al—Si [Microplastic deformation resistance of Al—Si powder composites]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*. 2008. No. 8. P. 41—44.
16. Lyakishev N.P. (Ed.). Diagrammy sostoyaniya dvoynnykh metallicheskiykh sistem: Spravochnik [Phase diagrams of double metallic systems. Vol. 1]. Moscow: Metallurgiya, 1996.
17. Kulikov I.S. Termodinamika karbidov i nitridov. Spravochnoe izdanie [Carbides and nitrides thermodynamics: Reference edition]. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1988.
18. Mironenko V.N., Petrovich S.Y., Cherepanov V.P., Okunev S.A., Vasenev V.V. Poroshkovyi kompozitsionnyi material i sposob ego polycheniya [Powder composite and its production method]: Pat. 2353689 (RF). 2006.
19. Aksenov A.A. Optimizatsiya sostava i struktury kompozitsionnykh materialov na alyuminievoi i mednoi osnove, poluchaemykh zhidkofaznymi metodami i mekhanicheskim legirovaniem [Composition and structure optimization of Al and Cu-based composites, produced with liquid-phase process methods and mechanical alloying]: Abstr. diss. of PhD. Moscow: MISIS, 2007.
20. Aksenov A.A., Solonin A.N., Istomin-Kastrovskii V.V. Struktura i svoistva kompozitsionnykh materialov na osnove alyuminiya, poluchennyye metodom mekhanicheskogo legirovaniya v vozdushnoi atmosfere [Structure and properties of composites, produced with mechanical alloying in air environment]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2004. Vol. 4. P. 58—66.