

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 544.463+54-19+546.561'62+536.421.5

КОМПОЗИТЫ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ,  
УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ : МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ  
И КОНСОЛИДАЦИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ

© 2021 г. Т. Ф. Григорьева<sup>a, \*</sup>, Д. В. Дудина<sup>a, b, c</sup>, С. А. Петрова<sup>d</sup>, С. А. Ковалева<sup>e</sup>,  
И. С. Батраев<sup>b</sup>, С. В. Восмериков<sup>a</sup>, Е. Т. Девяткина<sup>a</sup>, Н. З. Ляхов<sup>a, f</sup>

<sup>a</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск, 630128 Россия

<sup>b</sup>Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева, пр. Лаврентьева, 15, Новосибирск, 630090 Россия

<sup>c</sup>Новосибирский Государственный Технический Университет, пр. К. Маркса, 20, Новосибирск, 630073 Россия

<sup>d</sup>Институт металлургии УрО РАН, ул. Амундсена, 101, Екатеринбург, 620016 Россия

<sup>e</sup>Объединенный институт машиностроения НАНБ, ул. Академическая, 12, Минск, 220072 Республика Беларусь

<sup>f</sup>Новосибирский Государственный Университет, ул. Пирогова, 1, Новосибирск, 630090 Россия

\*e-mail: grig@solid.nsc.ru

Поступила в редакцию 17.02.2021 г.

После доработки 09.04.2021 г.

Принята к публикации 12.04.2021 г.

Методами рентгеноструктурного анализа и растровой электронной микроскопии изучены механохимически полученные композиты Al/10 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  и Al/20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  и спеченные материалы на их основе. В качестве модификатора использованы порошки механосинтезированного наноструктурированного интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . Показано, что композиционная структура с равномерным распределением частиц  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в алюминиевой матрице в условиях механической активации формируется уже в течение 1 мин. При механической активации порошковых смесей Al с 10 и 20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  размер кристаллитов интерметаллида увеличивается в 2.3–3 раза до 7 и 9 нм соответственно. После электроискрового спекания композитов Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  сохраняется равномерное распределение упрочняющих частиц при их концентрации до 20 мас. %. Твердость спеченных композитов составляет 60–77 HV, что в ~2 раза больше твердости алюминия, не содержащего добавок упрочняющей фазы.

*Ключевые слова:* механохимический синтез, электроискровое спекание, алюминий, интерметаллид  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , рентгеноструктурный анализ, растровая электронная микроскопия, твердость композиционного материала

DOI: 10.31857/S0015323021080076

## ВВЕДЕНИЕ

Замена дорогостоящих антифрикционных бронз экономичными алюминиевыми сплавами при изготовлении узлов трения является актуальной задачей, значимость которой в последние годы возрастает вследствие увеличения удельных нагрузок и скоростей взаимного перемещения в узлах трения современных высоконагруженных машин и механизмов. Перспективными являются алюминиевые сплавы, которые обладают высокой износостойкостью, коррозионной стойкостью и низким коэффициентом трения скольжения [1]. Однако они имеют низкую твердость и прочность, что приводит к необходимости разработки модифицирующих и упрочняющих добавок.

Одним из способов регулирования структуры и свойств алюминиевых сплавов является их мо-

дифицирование, приводящее к измельчению эвтектик и первичных кристаллов [2]. В качестве модификаторов для литейных сплавов могут использоваться различные легирующие добавки, образующие химические соединения, а также ультрадисперсные порошки карбидов, оксидов, нитридов, боридов, которые являются непосредственными зародышами кристаллизации [3]. Основными проблемами при модифицировании алюминиевого сплава являются низкая смачиваемость алюминием частиц модификатора и неравномерность их распределения в объеме материала. В случае отсутствия смачивания частиц упрочняющей фазы расплавленной матрицей на границе раздела часто присутствуют поры даже в случае равномерного распределения частиц в матрице. Поры могут являться причиной сниже-

ния прочностных характеристик материала и его пластичности.

В последние годы для повышения прочностных характеристик металлических материалов, кроме карбидов, боридов и оксидов, характеризующихся низкой смачиваемостью металлами, применяются интерметаллиды [4–9]. Одним из эффективных способов получения интерметаллических соединений (ИМС) является механохимический синтез (МХС) [10–16]. Известно, что в процессе механической активации (МА) металлических систем формирование монофазных продуктов маловероятно, поскольку теплота образования ИМС невысока [17]. Тем не менее ранее проведенные нами исследования показали, что при введении порошков модификаторов в виде твердого раствора в расплав материала, аналогичного по составу, наблюдается повышение степени смачиваемости частиц такого модификатора по сравнению с частицами карбидов, боридов или других керамических соединений [18, 19].

Также было показано, что в системе Cu–20% Al механохимическим синтезом удается получить наноструктурированные порошки  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  дисперсностью 0.2–4 мкм, с размером кристаллитов ~3 нм [20].

В данной работе на первом этапе исследовали морфологию и микроструктуру композиционных порошков Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , полученных механической активацией соответствующих порошковых смесей. На втором этапе были исследованы структура и свойства композиционных материалов с алюминиевой матрицей, консолидированных методом электроискрового спекания (ЭИС) из механохимически синтезированных порошковых прекурсоров Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ .

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве легирующей добавки использовали интерметаллид  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , полученный механохимическим синтезом, описанным в [20]. Дисперсный состав и морфология частиц интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , использованных для получения композиционных смесей, показана на рис. 1.

МХС композитов Al/10 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  и Al/20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  проводили в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением, в атмосфере аргона. Объем барабана – 250 см<sup>3</sup>, диаметр шаров – 5 мм, загрузка шаров – 200 г, навеска обрабатываемого образца – 10 г, скорость вращения барабанов вокруг общей оси – 600 мин<sup>-1</sup> [21]. Время обработки – от 40 с до 4 мин.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре D8 Advance ( $\text{CuK}\alpha$ -излучение, позиционно-чувствительный детектор VANTEC-1,

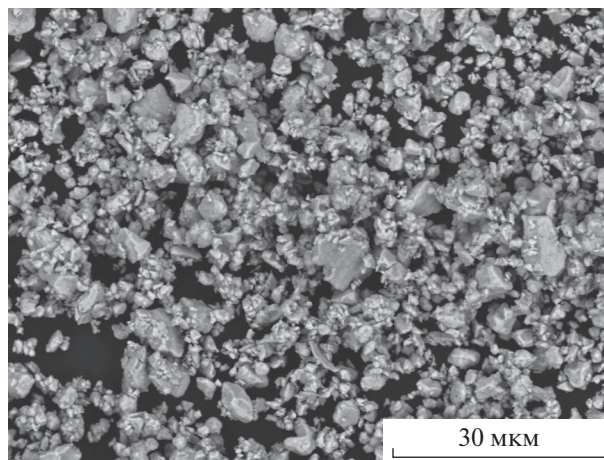


Рис. 1. РЭМ-изображение механохимически синтезированного интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  [20].

шаг  $\Delta 2\theta = 0.021^\circ$ , время в точке 494 с). Фазовый состав и кристаллическую структуру композитов определяли по данным рентгеновской дифракции с использованием программного пакета DIFFRAC<sup>plus</sup>: EVA [22] и базы данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF4 [23]. Параметры элементарных ячеек сосуществующих фаз рассчитывали методом наименьших квадратов с использованием программы Celref [24]. Количественный фазовый анализ проводили по результатам полнопрофильного анализа по методу Ритвельда [25] с использованием программного пакета DIFFRAC<sup>plus</sup>: TOPAS [26]. Микроструктурные характеристики (размер кристаллитов  $L$  и микронапряжения  $\epsilon$ ) оценивали с использованием “дубль-Фойгт” (doubleVoigt) методологии. Для разделения вкладов в уширение пиков от  $L$  использовали функцию Лоренца, от  $\epsilon$  – функцию Гаусса.

ЭИС композиционных порошков осуществляли на установке SPS Labox 1575 (SINTER LAND Inc.), с использованием графитовой пресс-формы (внутренний диаметр 10 мм) и вольфрамовых пуансонов. Порошки, полученные в результате механической обработки в мельнице, засыпали в пресс-форму установки ЭИС и прикладывали одноосное давление 40 МПа к пуансонам. Далее через оснастку пропускали электрический ток для нагрева и проведения спекания при соответствующей температуре. Температура спекания составляла 450°C, время выдержки при данной температуре – 1 мин, скорость нагрева до максимальной температуры – 70° мин<sup>-1</sup>. Спекание проводили в условиях динамического вакуума.

Морфологию синтезированных порошковых сплавов и композитов и микроструктуру спеченных материалов исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на прибо-

**Таблица 1.** Фазовый состав и параметры микроструктуры продуктов МХС в системе Al–10 мас. % Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub> в зависимости от длительности МА

Длительность МА	40 с		1 мин		2 мин		4 мин	
	Al	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>	Al	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>	Al	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>	Al	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>
Фаза								
Пространственная группа	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>
Параметр решетки <i>a</i> , нм	0.4050	0.8731	0.4050	0.8733	0.4050	0.8733	0.4050	0.8730
Объем ячейки <i>V</i> , нм <sup>3</sup>	0.0664	0.6655	0.0664	0.6661	0.0664	0.6661	0.0664	0.6653
Концентрация, мас. %	92.5	7.5	92.6	7.4	90.6	9.4	87.4	12.6
Размер ОКР <i>L</i> , нм	85	7	80	7	90	8	60	7
Микронапряжения $\epsilon$ , %	0.04	0.8	0.03	0.4	0.03	0.6	–	0.5

ре Hitachi-Tabletop TM-1000. Для съемки изображений использовали детектор обратно рассеянных электронов. Металлографические образцы готовили по стандартным методикам (запрессовка в полимерную смолу, шлифовка, полировка). На стадии полировки происходило травление поверхности образца вследствие кислотного характера полирующей суспензии (коллоидный раствор SiO<sub>2</sub>). В случае приготовления металлографических образцов композитов с матрицей из пластичного металла необходимо принимать во внимание “затирание” микропор и микротрещин и перенос твердых дисперсных частиц вглубь мягкой матрицы. Контроль отсутствия загрязнений поверхности шлифа абразивными частицами осуществляли с помощью оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа (анализа элементного состава частиц, внедренных в матрицу). Пористость спеченных материалов определяли посредством анализа оптических изображений в программе OLYMPUS Image Analysis Software Stream Essentials 1.9.1. Оптические изображения были получены с использованием микроскопа OLYMPUS GX-51.

Твердость спеченных материалов по Виккерсу измеряли на приборе DuraScan 50 (EMCO-TEST) с приложенной нагрузкой 0.5 кг. Значение твердости определяли как среднее из измерений в 9 точках квадратной сетки на металлографических шлифах спеченных материалов. Направление приложения нагрузки при индентировании совпадало с направлением приложения давления при ЭИС.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные рентгеноструктурные исследования продуктов механохимического взаимодействия в системе Al–Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>, сформированных в течение 40 с–4 мин МА, показали, что фазовый состав смеси остается неизменным. В механоактивированных смесях Al + 10 мас. % Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub> и Al + 20 мас. % Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub> за эти времена активации структура интерметаллида сохраняется (рис. 2а, 2б), но при этом параметр решетки *a* составляет 0.8733 и 0.8734 нм соответ-

ственно, т.е. увеличивается по сравнению с равновесным значением *a* = 0.8705 нм. Увеличение параметра решетки интерметаллида может свидетельствовать о его механохимическом взаимодействии с алюминием с образованием твердого раствора на основе Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub> [27]. Поскольку размеры кристаллитов ИМС составляют несколько нанометров, его структура может быть представлена совершенными кристаллитами и большеугловыми межзеренными границами с прилегающими к ним искаженными зонами, насыщенными дефектами [28, 29]. Рост размеров кристаллитов интерметаллида с увеличением длительности МА может быть обусловлен как локальным нагревом, так и особенностями дальнейшей деформации, при которой возможен поворот нанозерен путем проскальзывания по границам, что создает условия для их рекристаллизации. С размером зерна и сменой механизма деформации на ротационный ряд авторов связывают, например, эффект аномального роста зерна, приводящего к бимодальному распределению зерен по размеру [30]. Рост размеров кристаллитов интерметаллида сопровождается повышением уровня микронапряжений, а параметр решетки при этом несколько снижается до 0.8730–0.8731 нм. Можно предположить, что происходит выделение избыточного алюминия у границ кристаллитов с образованием зернограничных сегрегаций, что и вызывает рост микронапряжений.

Наблюдаемый в табл. 1 и 2 рост массовой доли интерметаллида с увеличением длительности МА связан с тем, что в ходе МА в высокоэнергетичной планетарной шаровой мельнице пластичный алюминий плакирует поверхность шаров, и его массовая доля в композитах уменьшается. Для того, чтобы свести к минимуму потери алюминия, время МА для получения композита Al/Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub> ограничили 1 минутой. Размер ОКР алюминия при МА снижается незначительно от ~80 до 60 нм, что связано с его пластическим деформированием, микронапряжения практически не изменяются.

Можно отметить, что уже после 1 мин МА в обеих системах формируются композиционные частицы, содержащие, по данным РСА, около

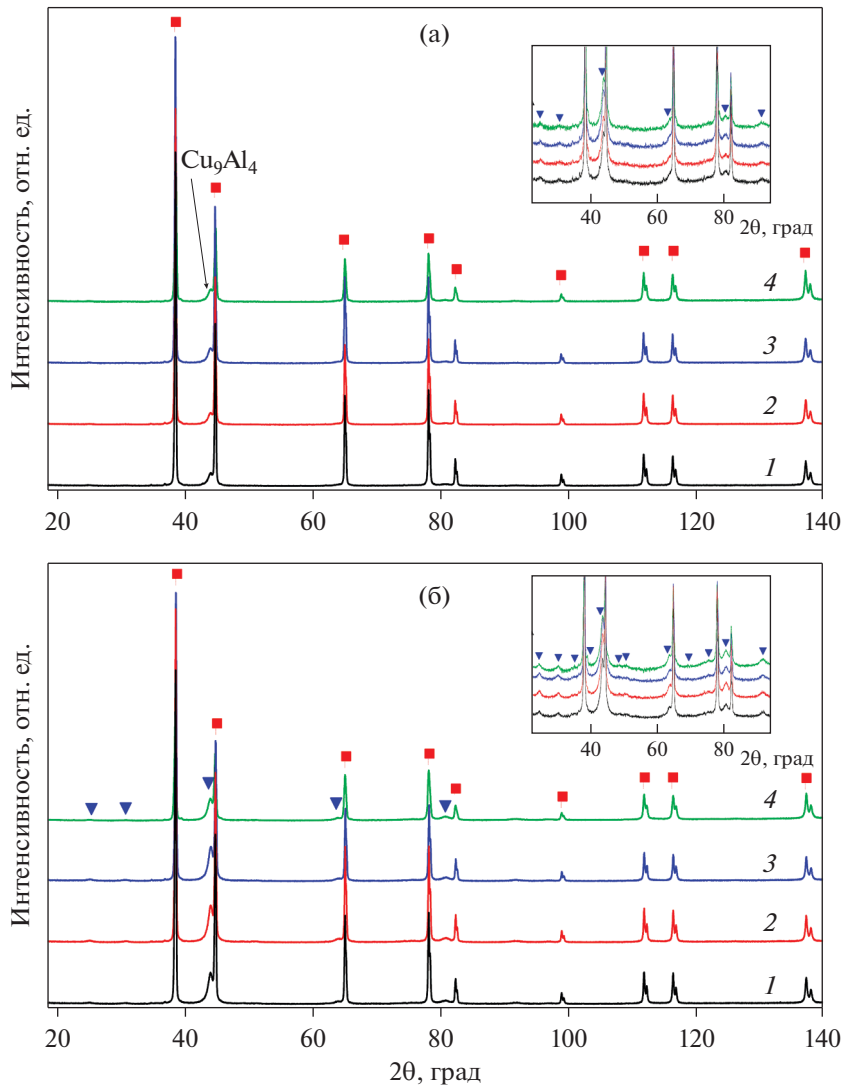


Рис. 2. Дифрактограммы смесей (а) Al + 10 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  и (б) Al + 20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  после МА в течение: 1 – 40 с, 2 – 1; 3 – 2, 4 – 4 мин. ■ – Al, ▼ –  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ .

70–80% интерметаллической фазы от ее исходного количества в смесях.

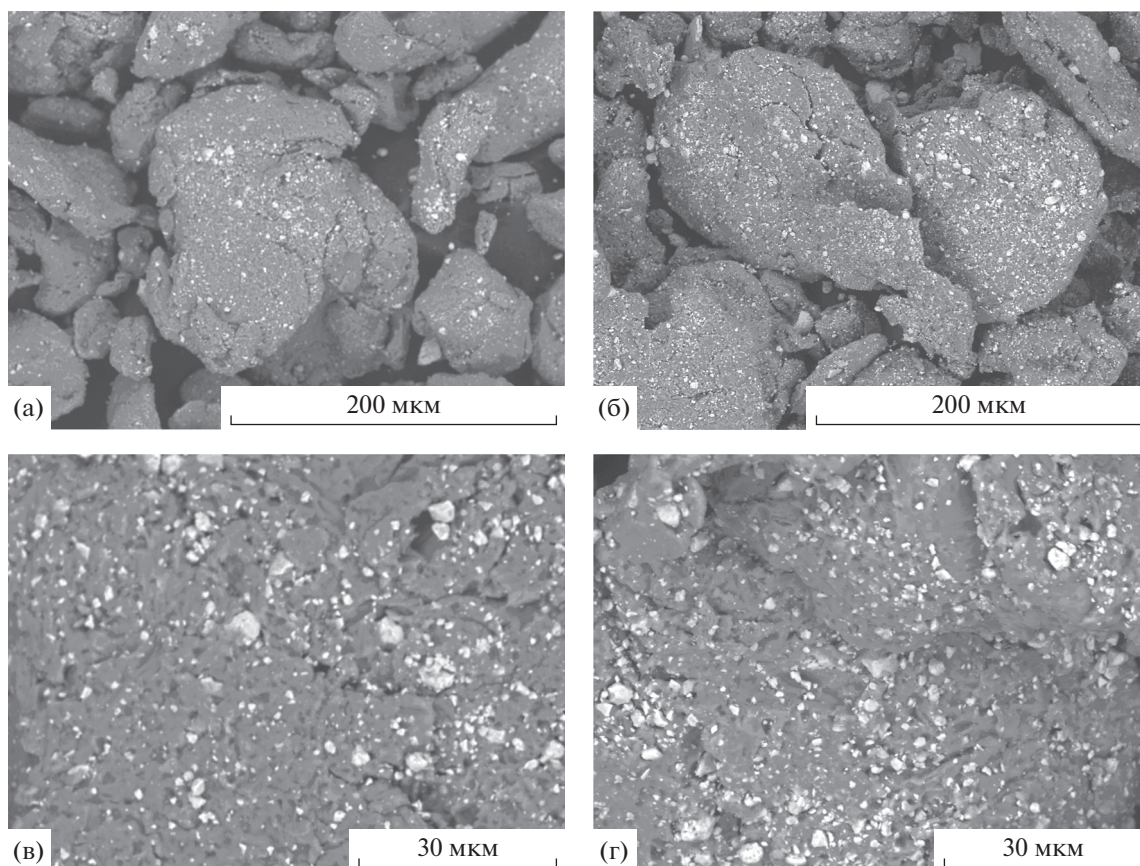
РЭМ-исследования механохимически синтезированных композитов Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  позволяют выявить их морфологические особенности и характер

распределения частиц интерметаллида в алюминиевой матрице. Показано, что уже после 1 мин механической активации дисперсные частицы интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  (с размером от 0.2 до 4 мкм) равномерно распределяются в поверхностном слое

Таблица 2. Фазовый состав и параметры микроструктуры продуктов МХС в системе Al–20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в зависимости от длительности МА

Длительность МА	40 с		1 мин		2 мин		4 мин	
	Al	$\text{Cu}_9\text{Al}_4$	Al	$\text{Cu}_9\text{Al}_4$	Al	$\text{Cu}_9\text{Al}_4$	Al	$\text{Cu}_9\text{Al}_4$
Фаза								
Пространственная группа	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>	<i>Fm-3m</i>	<i>P-43m</i>
Параметр решетки <i>a</i> , нм	0.4050	0.8732	0.4050	0.8731	0.4050	0.8734	0.4050	0.8731
Объем ячейки <i>V</i> , нм <sup>3</sup>	0.0664	0.6658	0.0664	0.6656	0.0664	0.6662	0.0664	0.6656
Концентрация, мас. %	84.5	15.5	82.0	18.0	80.2	19.8	77.9	22.1
Размер ОКР <i>L</i> , нм	70	8	90	10	85	8	60	7
Микронапряжения $\epsilon$ , %	0.01	0.8	0.04	1.1	0.02	0.9	–	1.0





**Рис. 3.** РЭМ-изображения поверхностного слоя частиц механохимически синтезированных композитов Al/10 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  (а, в) и Al/20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  (б, г) после 1 мин механической активации.

алюминиевой матрицы (рис. 3). Эти композиты были выбраны для дальнейшей консолидации методом электроискрового спекания.

После ЭИС композитов Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  сохраняется равномерное распределение упрочняющих частиц при их концентрации до 20 мас. % (рис. 4).

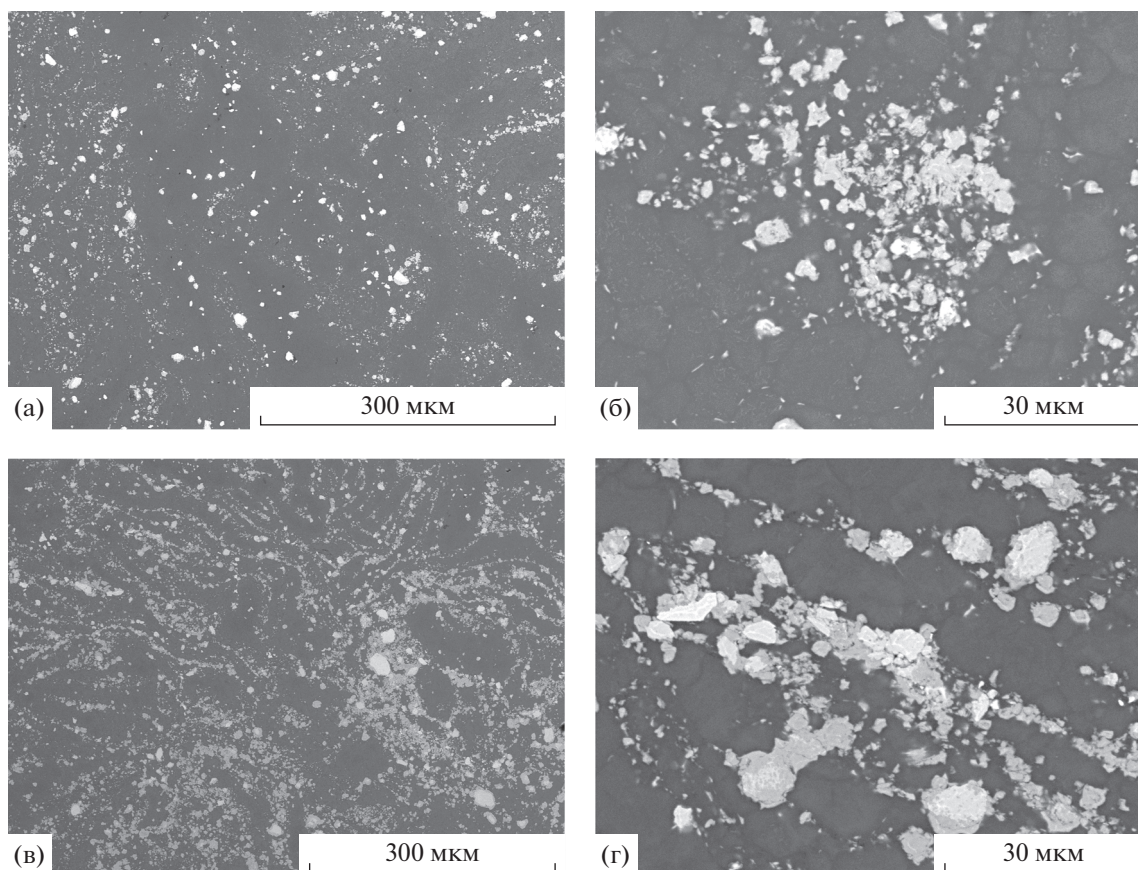
Спеченные композиты Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  имеют малую остаточную пористость (табл. 3); в их структуре не образуются трещины.

В табл. 3 приведены значения твердости для композитов Al/10 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  и Al/20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , полученных в данной работе. Для сравне-

**Таблица 3.** Твердость по Виккерсу композитов с алюминиевой матрицей, упрочненных частицами интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , чистого алюминия и композитов с алюминиевой матрицей, упрочненных частицами других составов

Состав	Способ получения	Пористость, %	Твердость, $HV$	Источник
Al + 10 мас. % $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ (Al + 5 об. % $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ )*	ЭИС	<0.5	$60 \pm 2 (HV_{0.5})$	Данная работа
Al + 20 мас. % $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ (Al + 9 об. % $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ )*	ЭИС	<0.5	$77 \pm 7 (HV_{0.5})$	Данная работа
Al	Микроволновое спекание, экструзия	—	$36 \pm 2 (HV_{0.1})$	[6]
Al + 5 об. % Al–Li–Cu	Микроволновое спекание, экструзия	—	$49 \pm 4 (HV_{0.1})$	[6]
Al + 10 об. % Al–Li–Cu	Микроволновое спекание, экструзия	—	$72 \pm 3 (HV_{0.1})$	[6]
Al + 20 об. % $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$	ЭИС	3	$75 \pm 14 (HV_{0.3})$	[4]

\* Для расчета объемного содержания  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в композитах использовали следующие значения плотности:  $6.86 \text{ г см}^{-3}$  ( $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ) и  $2.7 \text{ г см}^{-3}$  (Al).



**Рис. 4.** РЭМ-изображения модифицированных интерметаллидом композитов на основе алюминия, полученных методом ЭИС: (а, б) – Al/10 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , (в, г) – Al/20 мас. %  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ .

ния приведены литературные данные для алюмоматричных композитов других составов. Значения твердости, полученные в данной работе, согласуются с данными других авторов для композитов с близкими концентрациями упрочняющих фаз.

Твердость спеченных композитов оказалась в  $\sim 2$  раза больше твердости алюминия, не содержащего добавок упрочняющих фаз. Быстрое спекание механически активированных порошков методом ЭИС позволяет сохранить мелкокристаллическую структуру частиц включений и матрицы [5].

Следовательно, упрочнение данных композитов осуществляется за счет действия нескольких механизмов, в числе которых механизм Орована и зернограничное упрочнение. Представляет интерес детальное изучение вкладов различных механизмов в прочностные характеристики полученных композитов, что будет реализовано в развитии данной работы.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Введение механохимически синтезированного интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в алюминиевую матрицу в количестве 10–20 мас. % позволяет получить ма-

териалы с равномерным распределением упрочняющих частиц в матрице уже через 1 мин МА. Механическая активация системы Al– $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в течение от 1 до 4 мин проходит без изменения фазового состава смеси. В ходе МА смесей Al + интерметаллид  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  наблюдается рост параметра решетки интерметаллида до 0.8733–0.8734 нм по сравнению с значением 0.8705 нм, характерным для его исходного состояния, и размера кристаллитов до 7–9 нм по сравнению с 3 нм в исходном состоянии, что может быть связано с их рекристаллизацией.

Методом ЭИС композиционных порошков Al/ $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  получены материалы с твердостью 60–77 HV. В структуре материалов образование микротрещин не происходит. Твердость спеченных композитов в  $\sim 2$  раза больше твердости алюминия, не содержащего добавок упрочняющих фаз. Модификатор  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  может быть использован при индукционной наплавке слоев из алюминиевых сплавов для повышения их твердости.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов РФФИ № 20-53-00037 и БРФФИ № T20P-037.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Марукович Е.И., Кукареко В.А., Стеценко В.Ю., Чекулаев В., Сухоцкий П.Г.* Исследование триботехнических свойств литейного силумина АК15М3 // *Литье и металлургия*. 2018. Т. 1 (90). С. 7–11.
2. *Волочко А.Т.* Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. Перспективы развития // *Литье и металлургия*. 2015. Т. 4 (81). С. 38–45.
3. *Лукьянов Г.С., Никитин В.М.* Алюминиевые лигатуры с мелкокристаллическим строением // *Литейное производство*. 1997. № 8–9. С. 13–14.
4. *Dudina D.V., Bokhonov B.B., Batraev I.S., Amirastanov Y.N., Ukhina A.V., Kuchumova I.D., Legan M.A., Novoselov A.N., Gerasimov K.B., Bataev I.A., Georgarakis K., Koga G.Y., Guo Y., Botta W.J., Jorge A.M. Jr.* Interaction between Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub> metallic glass and aluminum during spark plasma sintering // *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. V. 799. P. 140165.
5. *Wang Z., Georgarakis K., Nakayama K., Li Y., Tsarkov A., Xie G., Dudina D., Louzguine-Luzgin D.V., Yavari A.R.* Microstructure and mechanical behavior of metallic glass fiber-reinforced Al alloy matrix composites // *Sci. Rep.* 2016. V. 6. P. 24384.
6. *Reddy M. Penchal, Manakari V., Parande G., Shakoore R.A., Mohamed A.M.A., Gupta M.* Structural, mechanical and thermal characteristics of Al–Cu–Li particle reinforced Al-matrix composites synthesized by microwave sintering and hot extrusion // *Composites B Eng.* 2019. V. 164. P. 485–492.
7. *Nawathe S., Wong W.L.E., Gupta M.* Using microwaves to synthesize pure aluminum and metastable Al/Cu nanocomposites with superior properties // *J. Mater. Proc. Technol.* 2009. V. 209. P. 4890–4895.
8. *Wang Zh., Scudino S., Stoica M., Zhang W., Eckert J.* Al-based matrix composites reinforced with short Fe-based metallic glassy fiber // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 651. P. 170–175.
9. *Zhang H., Feng P., Akhtar F.* Aluminium matrix tungsten aluminate and tungsten reinforced composites by solid-state diffusion mechanism // *Sci. Rep.* 2017. V. 7. P. 12391.
10. *Feng Li, Ishihara K.N., Shingu P.H.* The Formation of Metastable Phases by Mechanical Alloying in the Aluminum and Copper System // *Metallurg. Transactions A*. 1991. V. 22A. P. 2850.
11. *Kahtan S. Mohammed, Haider T. Naeem, Siti Nadira Iskak.* Study of the feasibility of producing Al–Ni intermetallic compounds by mechanical alloying // *ФММ*. 2016. № 8. С. 823–832.
12. *Schwarz R.B., Srinivasan S., Desch P.B.* Synthesis of metastable aluminum-based intermetallics by mechanical alloying // *Mater. Sci. Forum*. 1992. V. 88–90. P. 595–602.
13. *D'Angelo L., Ochoa J., González G.* Comparative study for the formation of the NiAl, TiAl, FeAl intermetallic compounds by mechanical alloying // *J. Metastable and Nanocryst. Mater.* 2004. V. 20–21. P. 231–236.
14. *Бродова И.Г., Волков А.Ю., Ширинкина И.Г., Калоннов А.А., Яблонских Т.И., Астафьев В.В., Елохина Л.В.* Эволюция структуры и свойств тройных Al/Cu/Mg композитов при деформационно-термической обработке // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 12. С. 1271–1277.
15. *Елсуков Е.П., Ульянов А.Л., Порсев В.Е., Колодкин Д.А., Загайнов А.В., Немцова О.М.* Особенности механического сплавления высококонцентрированных сплавов Fe–Cr // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 2. С. 165–170.
16. *Воронина Е.В., Аль Саеди А.К., Иванова А.Г., Аржников А.К., Дулов Е.Н.* Структурно-фазовые превращения в процессе приготовления упорядоченных тройных сплавов систем Fe–Al–M (M = Ga, V, Mn) с использованием механосплавления // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 12. С. 1314–1321.
17. *Bakker H.* Miedema's semi-empirical model for estimating enthalpies in alloys // *Mater. Sci. Briefings*. 1988. V. 1. P. 1–80.
18. *Григорьева Т.Ф., Ковалева С.А., Жорник В.И., Восмерилов С.В., Витязь П.А., Ляхов Н.З.* Медно-оловянные материалы триботехнического назначения // *ФХОМ*. 2019. № 6. С. 79–86.
19. *Ковалева С.А., Витязь П.А., Григорьева Т.Ф.* Механохимический подход к увеличению микротвердости металлических триботехнических материалов / Глава в моногр. Актуальные проблемы прочности, под ред. чл.-корр. НАНБ В.В. Рубаника. Молодечно: Типогр. "Победа", 2020. Гл. 16. С. 178–189.
20. *Григорьева Т.Ф., Петрова С.А., Ковалева С.А., Дудина Д.В., Батраев И.С., Киселева Т.Ю., Жолудев С.И., Восмерилов С.В., Десяткина Е.Т., Удалова Т.А., Поляков С.Н., Ляхов Н.З.* Механохимический синтез порошков сплавов системы Cu–Al и их консолидация методом электроискрового спекания // *ФММ*. 2021. Т. 122. № 4.
21. *Аввакумов Е.Г.* Механические методы активации химических процессов. Новосибирск: Наука, Сиб. отд., 1986. 302 с.
22. *DIFFRAC<sup>plus</sup>: EVA.* Bruker AXS GmbH, Ostliche. Rheinbruckenstraße 50, D-76187, Karlsruhe, Germany. 2008.
23. *Powder Diffraction File PDF4+ ICDD Release 2020.*
24. *Laugier J., Vochu B.* LMGP-Suite of Programs for the interpretation of X-ray Experiments. ENSP. Grenoble: Lab. Materiaux genie Phys., 2003.
25. *Rietveld H.M.* A Profile Refinement Method for Nuclear and Magnetic Structures // *J. Appl. Crystallogr.* 1969. V. 2. P. 65–71.
26. *DIFFRAC<sup>plus</sup>: TOPAS.* Bruker AXS GmbH, Ostliche. Rheinbruckenstraße 50, D-76187, Karlsruhe, Germany. 2006.
27. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева.* М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
28. *Андреевский Р.А., Глезер А.М.* Размерные эффекты в нанокристаллических материалах // *ФММ*. 2000. Т. 89. №1. С. 91–112.
29. *Останина, Т.В., Швейкин А.И., Трусов П.В.* Измельчение зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: экспериментальные данные и анализ механизмов // *Вестник Пермского национального иссл. политехн. университета. Механика*. 2020. № 2. С. 85–111.
30. *Ovid'ko I.A.* Theories of grain growth and methods of its suppression in nanocrystalline and polycrystalline materials // *Mater. Phys. Mechanics*. 2009. V. 8. № 2. P. 174–198.