

УДК 669.018.95

Д.В. Косолапов<sup>1</sup>, А.А. Шавнев<sup>1</sup>, Е.И. Курбаткина<sup>1</sup>, А.Н. Няфкин<sup>1</sup>, А.В. Гололобов<sup>1</sup>

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО МКМ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67

*Разработан и исследован металлический композиционный материал (МКМ) на основе алюминиевого сплава марки АД31, содержащий 20% (объемн.) карбида кремния, полученный по порошковой технологии с использованием методов механического легирования и горячего прессования. Проведены исследования формирования структуры композиционных гранул в процессе механического легирования. Изготовлены образцы монолитного композиционного материала для измерения плотности и проведения испытаний на прочность. Проведены испытания изготовленных образцов и определены значения плотности и прочностных характеристик МКМ при комнатной температуре.*

**Ключевые слова:** *металлический композиционный материал, алюминиевый сплав АД31, карбид кремния, механическое легирование, композиционные гранулы, структура, прочностные свойства.*

D.V. Kosolapov<sup>1</sup>, A.A. Shavnev<sup>1</sup>, E.I. Kurbatkina<sup>1</sup>, A.N. Nyafkin<sup>1</sup>, A.V. Gololobov<sup>1</sup>

## STUDY ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF DISPERSION HARDENED MMC BASED ON ALUMINIUM ALLOY OF Al–Mg–Si SYSTEM

*In the present study, metal matrix composite (MMC) material based on the aluminum alloy AD31 containing 20 vol. % silicon carbide was obtained by powder technology using mechanical alloying followed by hot pressing. Studies of the formation of the composite granules structure during the mechanical alloying process have been carried out. Samples of a monolithic composite material were produced for measuring density and carrying out strength tests. Tests of produced samples were carried out and the values of the MMC density and strength characteristics at room temperature were determined.*

**Keywords:** *metal matrix composite material, aluminum alloy AD31, silicon carbide, mechanical alloying, composite granules, structure, strength properties.*

---

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

В течение последних двух десятилетий наблюдается повышенный интерес к металлическим композиционным материалам (МКМ) как со стороны научно-исследовательских организаций, так и со стороны крупных производственных компаний.

Металлические композиционные материалы выгодно выделяются на фоне традиционных сплавов за счет уникальных физико-механических свойств и эксплуатационных характеристик [1–3].

Благодаря преимуществам, заключающимся в повышенной прочности и жесткости, в том числе и при высоких температурах, такие материалы находят применение в высокотехнологичных развивающихся отраслях промышленности: аэрокосмической, автомобильной, а также в теплотехнике.

Кроме того, металлические композиционные материалы наряду с пониженными показателями плотности характеризуются низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) и высокими показателями теплопроводности, благодаря чему являются перспективными для применения в микроэлектронике [4, 5].

По характеру структуры МКМ подразделяются на:

- *волоконистые* – в качестве армирующих компонентов в таких МКМ применяют волокна или нитевидные кристаллы;
- *дисперсноупрочненные* – армирование осуществляется за счет равномерно распределенных в объеме дисперсных частиц;
- *слоистые* – представляют собой чередующиеся слои металла и интерметаллида или керамики [6].

Наибольшее распространение получили дисперсноупрочненные МКМ, которые поддаются стандартным методам обработки – как деформационным, так и механическим, а также отличаются наименьшей себестоимостью производства по сравнению с остальными металлическими композиционными материалами.

Структура дисперсноупрочненного композиционного материала представляет собой металлическую матрицу, в которой равномерно распределены мелкодисперсные частицы упрочняющего компонента. Наиболее часто используемыми в аэрокосмической отрасли матричными сплавами для МКМ являются сплавы алюминия, у которых малая плотность и хорошая технологичность [7–9], в тоже время одним из наиболее применяемых армирующих компонентов является карбид кремния. Твердые частицы керамики, распределенные в пластичной металлической матрице, образуют материал со свойствами, являющимися промежуточными между керамикой и металлом. Металлическая матрица в МКМ обеспечивает пластичность, а керамическая фаза улучшает показатели прочности, жесткости, термо- и износостойкости [10]. Механизм упрочнения МКМ обеспечивается за счет создания частицами упрочняющей фазы барьеров для перемещения дислокаций, аналогично тому, как этот механизм проявляется в сплавах с дисперсионным твердением.

Большая часть исследовательских работ в области дисперсноупрочненных МКМ на алюминиевой матрице посвящена изучению структуры и механических свойств МКМ на основе высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Cu–Zn, однако эти материалы наряду с высокими прочностными свойствами обладают пониженными показателями относительного удлинения [11–14].

В данной работе рассматривается МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si с повышенной пластичностью.

Целью данной работы являлось исследование структуры композиционных гранул, полученных механическим легированием, образцов материала и механических свойств МКМ на основе алюминиевого сплава АД31 системы Al–Mg–Si с повышенной пластичностью, армированного 20% (объемн.) SiC, изготовленного по порошковой технологии.

### Материалы и методы

В качестве исходного материала для получения МКМ использовали порошок алюминиевого сплава АД31 с размером частиц от 40 до 90 мкм, полученный методом газодинамического распыления на установке HERMIGA 10/100 VI. Химический состав порошка определяли на установке атомно-эмиссионного анализа Agilent 5100ICP-OES. Порошок карбида кремния марки 63С с размером частиц от 7 до 10 мкм использовали в качестве армирующего наполнителя.

Порошки исходных материалов перед механическим легированием подвергали сушке в вакуумном сушильном шкафу при температуре 250 °С и вакууме  $10^{-1}$  Па и последующему смешиванию в V-образном смесителе С2К/5-ВМ в течение 60 мин.

Для получения МКМ с заданным объемным содержанием упрочняющей фазы в объемной доле 20% расчет массы исходных компонентов проводили по формулам

$$M_{SiC} = M_{смеси} \frac{\varphi_{SiC} \cdot \rho_{SiC}}{\varphi_{SiC} \cdot \rho_{SiC} + \varphi_{Al} \cdot \rho_{Al}}; \quad (1)$$

$$M_{Al} = M_{смеси} - M_{SiC}, \quad (2)$$

где  $M_{SiC}$  – масса порции армирующего компонента;  $M_{смеси}$  – общая масса загружаемой смеси;  $\varphi_{SiC}$  – объемная доля армирующего компонента;  $\rho_{SiC}$  – плотность армирующего компонента;  $M_{Al}$  – масса порции сплава АД31;  $\varphi_{Al}$  – объемная доля сплава АД31;  $\rho_{Al}$  – плотность сплава АД31.

Затем полученную смесь загружали в лабораторную планетарную шаровую мельницу РМ100 и проводили механическое легирование в течение 30, 60, 90, 120 мин с использованием металлических шариков  $\varnothing 8$  мм в качестве мелющих тел. Соотношение объема загружаемой смеси к объему мелющих тел 1:10. Полученные композиционные гранулы компактировали в закрытом штампе при температуре 500°C и удельном усилии прессования 240 МПа. Образцы перед исследованием на микроструктуру подвергали обработке на шлифовально-полировальной установке Struers Tegramin-25. Исследование микроструктуры образцов материала проводили на оптическом микроскопе Olympus BX51 и на сканирующем электронном микроскопе Hitachi SU800 с системой локального микроанализа Oxford Instruments. Плотность образцов МКМ определяли методом гидростатического взвешивания.

Пористость материала рассчитывали по формуле

$$П_{МКМ} = \left( 1 - \frac{\rho_{факт}}{\rho_{расчетн}} \right) \cdot 100\%, \quad (3)$$

где  $П_{МКМ}$  – пористость МКМ;  $\rho_{факт}$  – измеренное значение плотности МКМ;  $\rho_{расчетн}$  – расчетное значение плотности МКМ.

Прочностные характеристики МКМ определяли при одноосном растяжении по ГОСТ Р 1497–84 на испытательной машине Zwick Roell.

### Результаты и обсуждение

Химический состав порошка алюминиевого сплава АД31, определенный в рамках исследовательской работы, представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав алюминиевого порошка сплава АД31

Содержание элементов, % (по массе)							
Mg	Si	Al	Cu	Mn	Fe	Zn	Ti
0,6	0,5	98,06	0,07	0,08	0,4	0,17	0,12

Полученный химический состав порошка соответствует ГОСТ 4784–97.

Сплав АД31 входит в группу сплавов тройной системы Al–Mg–Si и относится к деформируемым авиалам. Главные легирующие элементы (магний и кремний) образуют стабильное химическое соединение – силицид магния  $Mg_2Si$ , растворимость которого в алюминии снижается с максимальной (1,8% при 595 °C) до практически нулевой при комнатной температуре, что и позволяет получать упрочнение при термической обработке матричного сплава. Сплав АД31 характеризуется повышенной пластичностью, коррозионной стойкостью и хорошими технологическими свойствами [15, 16].

На рис. 1 отображена морфология исходных порошков, изображения которых получены на сканирующем электронном микроскопе Hitachi SU8000. Частицы порошка из алюминиевого сплава АД31, полученного газодинамическим распылением, имеют сферическую форму. Максимальный размер частиц – до ~90 мкм.

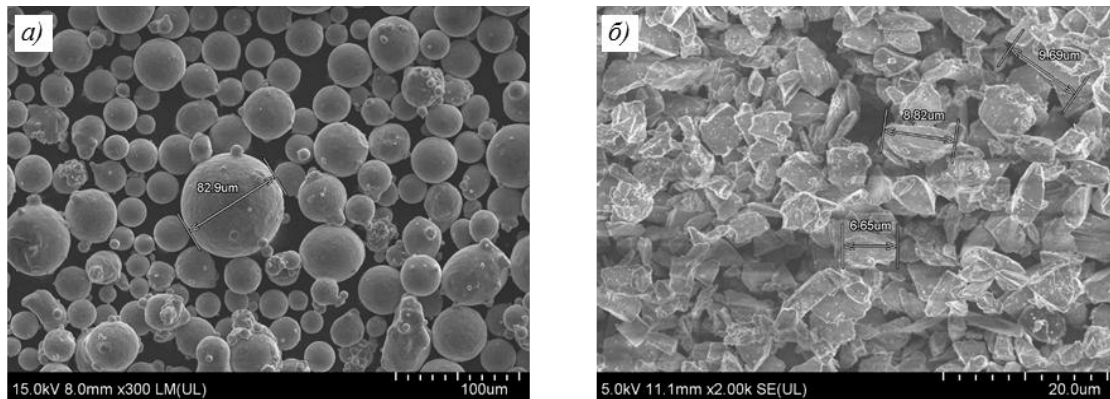


Рис. 1. Структуры порошка из алюминиевого сплава АД31 (а) и карбида кремния SiC (б)

Частицы порошка карбида кремния однородны по размеру, имеют осколочную структуру, характерную для керамических материалов.

Морфологию композиционных гранул изучали после 30, 60, 90 и 120 мин механического легирования. Процесс механического легирования представляет собой получение композиционных гранул при длительном смешивании исходных компонентов в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице, целью которого является формирование заданной структуры и химического состава в композиционных гранулах [17, 18].

Начальная стадия формирования гранул характеризуется процессом увеличения размеров гранул, происходящим на фоне активной пластической деформации матричного алюминиевого сплава. Частицы армирующего компонента благодаря своей форме и размерам легко внедряются внутрь пластичного материала матрицы. Структура полученных гранул неравномерна (рис. 2, а), отчетливо заметны области, состоящие из чистого алюминиевого сплава, а также агломераты частиц карбида кремния.

После 60 мин механического легирования материал матрицы, обладающий большим запасом пластичности, способствует процессу дальнейшего укрупнения гранул. В структуре гранул (рис. 2, б) просматривается слоистое строение, связанное со спецификой процесса формирования гранул, характеризующихся повторяющейся высокоинтенсивной нагартовкой. В центре гранулы наблюдается область из чистого алюминия, периферия отличается более проработанной структурой. Гранулы в большинстве своем имеют сферическую форму. Размер основного объема гранул находится в диапазоне от 400 до 600 мкм.

После 90 мин обработки структура гранул приобретает однородный характер. Накопленная деформация достигает такого уровня, что гранулы под воздействием мельющих тел начинают активно разрушаться. Характерная для этой стадии гранула представлена на рис. 2, в. В центральной части гранулы сохранилась первичная структура, сформированная на начальной стадии процесса механического легирования. Рост трещины происходит от края гранулы по направлению к центру. Вероятно, гранула будет разрушена на три или более части. Непроработанная центральная часть прежней гранулы окажется на внешней границе новых образовавшихся гранул и таким образом будут обеспечены условия для последующего формирования равномерной структуры композиционных

гранул. Фракционный состав гранул, полученных после 90 мин обработки в планетарной мельнице имеет следующее соотношение:

Размер гранул, мкм	Объем гранул данной фракции, %
200–500	20
500–700	70
700–900	10

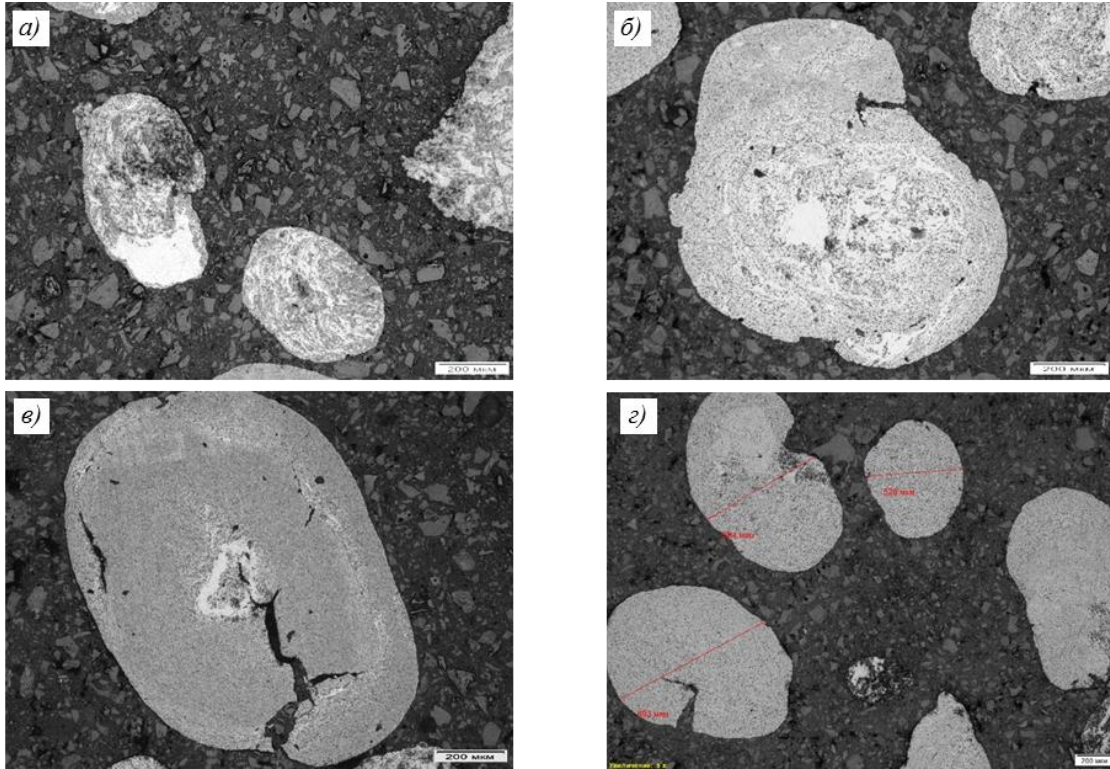


Рис. 2. Микроструктура композиционных гранул после механического легирования в течение 30 (а), 60 (б), 90 (в) и 120 мин (г)

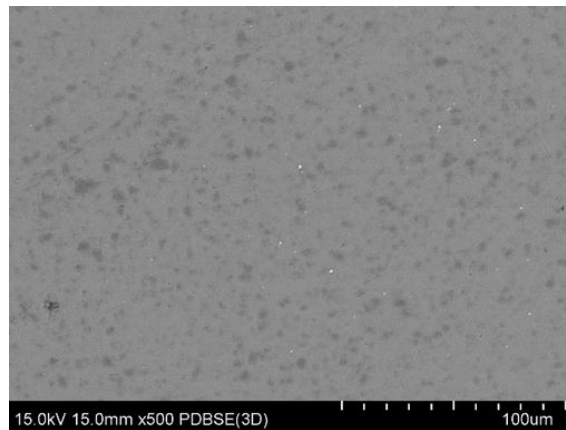


Рис. 3. Микроструктура с равномерным распределением частиц в композиционной грануле

Через 120 мин механического легирования устанавливается баланс между процессами холодной сварки и разрушения композиционных гранул (рис. 2, г). В структуре гранул армирующий компонент равномерно распределен в матрице (рис. 3). Агломераты частиц SiC и поры не наблюдаются. Форма гранул близка к сферической с четко

определенными границами. Соотношение фракционного состава гранул сместилось в область мелкой и средней фракций:

Размер гранул, мкм	Объем гранул данной фракции, %
200–300	20
300–400	60
400–700	20

На основании проведенных исследований морфологии композиционных гранул выявлено, что структура композиционных гранул определяется процессами, происходящими во время механического легирования: деформацией пластичной алюминиевой матрицы; внедрением в нее частиц карбида кремния, которые также измельчаются в процессе обработки; холодной сваркой агломератов между собой и их последующим разрушением. Все перечисленные процессы происходят с композиционным материалом одновременно, однако, как показал анализ структуры гранул, для каждой стадии механического легирования характерно преобладание одного из них. Для гранул, полученных в процессе механического легирования, также характерно высокое деформационное упрочнение, являющееся естественным результатом интенсивного циклического воздействия рабочих тел (стальных шаров) во время обработки в вибрационной мельнице. Накопленная в процессе механического легирования деформация способствует увеличению количества кристаллических дефектов, таких как дислокации, вакансии и дефекты упаковки [19–21], что впоследствии должно сказаться на увеличении прочностных характеристик монолитизированного МКМ.

Для прессования выбраны гранулы после 120 мин механического легирования, обладающие наиболее равномерной структурой и характеризующиеся отсутствием пор. Прессование полученных композиционных гранул проводили в закрытой пресс-форме на горячем прессе. В результате получен плотный МКМ на основе алюминиевого сплава АД31, упрочненный частицами SiC. Результаты исследования микроструктуры прессованного МКМ приведены на рис. 4. Анализ этих исследований показал, что полученный прессованный материал имеет структуру, в которой основу составляет алюминиевый сплав с распределенной в нем армирующей составляющей из SiC. На конечную структуру существенно влияют условия деформирования, при которых прессовались гранулы. В процессе консолидации гранулы уплотняются, изменяется их форма и состояние поверхности, увеличиваются площади межгранульных контактов, развиваются связи между частицами, что в результате приводит к образованию гомогенной структуры композиционного материала с прослеживаемым рисунком границ исходных гранул.

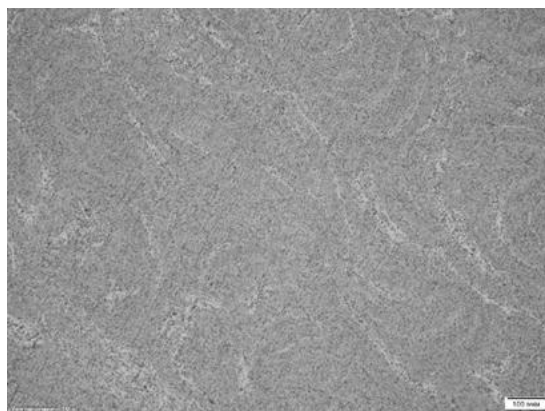


Рис. 4. Микроструктура прессованного металлического композиционного материала АД31–20% SiC

На рис. 5 представлено изображение структуры прессованного МКМ, полученное при помощи электронного микроскопа, и результаты энергодисперсионного анализа точек на поверхности материала. Частицы карбида кремния (спектр 47) обладают четкими контурами, отличаются темным оттенком и распределены в матричном сплаве. Элементный анализ, проведенный при помощи блока энергодисперсионного спектрометра, показал, что основная фаза (спектр 49) состоит из алюминия и незначительного объема кремния, углерода, железа и кислорода. Наличие кислорода, очевидно, вызвано окислительными процессами поверхности гранул, проходящими при нагреве перед прессованием. На спектре светлой области (спектр 45) проявились пики алюминия, углерода, кислорода, железа и кремния. В результате анализа не были обнаружены спектры Mg, что, вероятно, связано с высокой степенью деформации материала и растворимостью магния в алюминиевой фазе [22].

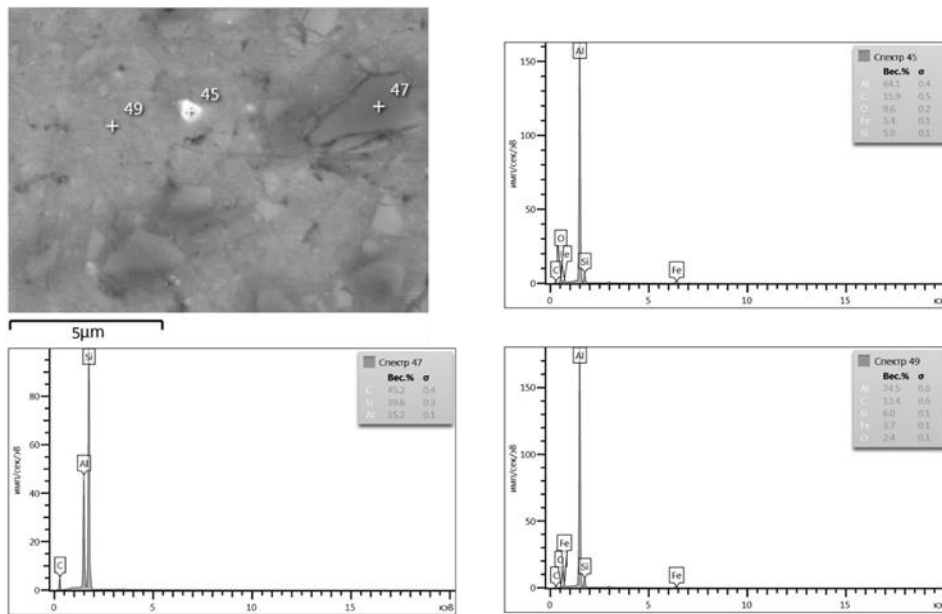


Рис. 5. Результаты энергодисперсионного анализа прессованного металлического композиционного материала

Высокая степень деформации и монолитизация при повышенной температуре и удельном давлении 240 МПа позволили достигнуть значений плотности МКМ от 2,77 до 2,78 г/см<sup>3</sup>, при расчетной плотности 2,808 г/см<sup>3</sup>. Пористость материала, рассчитанная по формуле (3), при таких значения плотности составляет ~1%.

Проведенные исследования зависимости величины удельного давления прессования от плотности получаемого МКМ показали, что увеличение удельного давления >240 МПа не приводит к увеличению показателя плотности МКМ (рис. 6).



Рис. 6. Зависимость плотности металлического композиционного материала от удельного давления прессования

Результаты испытаний на прочность прессованных образцов МКМ представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Прочностные характеристики металлического композиционного материала АД31+20% SiC, термически обработанного по режиму T1**

Условный номер образца	Предел прочности при растяжении, МПа	Предел текучести при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %	Модуль упругости при растяжении, ГПа
1	300	240	6,9	88
2	305	245	7,8	95
3	305	245	7,6	95
4	295	240	8,4	89
5	305	245	7,5	90

Исследование прочностных характеристик МКМ проводили на образцах, подвергнутых термической обработке, характерной для матричного алюминиевого сплава АД31, по режиму T1: закалка с температуры 515–530 °С в воде с последующим старением при температуре 160–170 °С и выдержкой 12 ч [23]. На диаграмме (рис. 7) приведено сравнение результатов испытаний МКМ с показателями прочности матричного сплава АД31, обработанного по режиму T1. Можно сделать вывод, что введение армирующей фазы на основе частиц карбида кремния позволило достигнуть увеличения показателей пределов прочности и текучести при растяжении в 1,5 раза, модуля упругости – в 1,3 раза, при уменьшении относительного удлинения на 5%. Полученное увеличение прочностных характеристик, а также низкие значения пористости свидетельствуют о правильно подобранных технологических режимах получения МКМ, а также о наличии прочной связи между армирующей фазой и матричным сплавом, способствующей перераспределению прилагаемой нагрузки между компонентами гетерогенной системы композиционного материала.

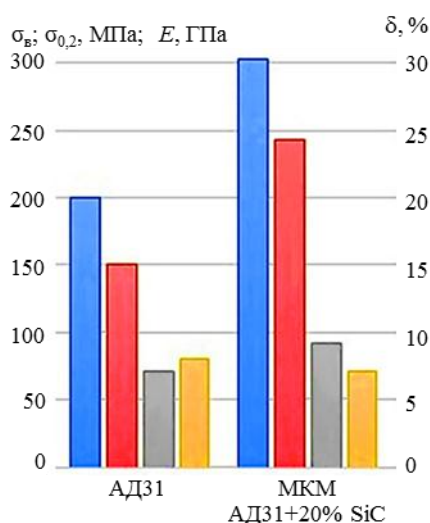


Рис. 7. Физико-механические характеристики матричного алюминиевого сплава АД31 и металлического композиционного материала (МКМ), термически обработанных по режиму T1:

■, ■ – пределы прочности и текучести при растяжении; ■ – модуль упругости при растяжении; ■ – относительное удлинение

### Заключения

1. Определена оптимальная длительность технологического процесса механического легирования МКМ на основе алюминиевого сплава АД31, армированного частицами карбида кремния, при которой получаемые композиционные гранулы обладают равномерной структурой и имеют следующий фракционный состав:

Размер гранул, мкм	Объем гранул данной фракции, %
<200	20
200–400	30
400–600	30
600–800	20

2. Установлено, что в процессе механического легирования структура композиционных гранул претерпевает изменения, связанные с деформацией пластичной алюминиевой матрицы; внедрением в нее частиц карбида кремния, которые также измельчаются в процессе обработки; холодной сваркой агломератов между собой и их последующим разрушением. Все перечисленные процессы происходят с композиционным материалом одновременно, однако, как показал анализ структуры, для каждой стадии механического легирования характерно преобладание одного из них.

3. Полученный в результате горячего прессования МКМ обладает гомогенной структурой с прослеживаемым рисунком границ исходных гранул. Упрочняющая фаза на основе частиц карбида кремния равномерно распределена в полученном МКМ и обладает прочной связью с матрицей композита. Определено оптимальное удельное давление прессования на уровне 240 МПа, позволяющее получать прессованный МКМ из композиционных гранул с пористостью ~1%.

4. Консолидация композиционных гранул в монолитный материал с последующей термической обработкой позволила достичь высоких прочностных свойств в полученном МКМ: показателей пределов прочности и текучести при растяжении в 1,5 раза больше показателей для матричного сплава, модуля упругости – в 1,3 раза. Уменьшение относительного удлинения составило 5%.

### Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
3. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
4. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. и др. Металлические композиционные материалы на основе Al–SiC для силовой электроники // Механика композиционных материалов и конструкций. 2012. Т. 18. №3. С. 359–368.
5. Нищев К.Н., Елисеев В.В., Эмих Л.А., Новопольцев М.И., Фомин Н.Е., Юдин В.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Применение металломатричного композиционного материала Al–SiC для теплоотводящих оснований приборов силовой электроники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №1. С. 9–13.
6. Краснов Е.И., Штейнберг А.С., Шавнев А.А., Серпова В.М., Жабин А.Н. Исследование слоистого металлического композиционного материала системы Ti–TiAl<sub>3</sub> // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2016. №7 (43). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.09.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-3-3.

7. Дуюнова В.А., Волкова Е.Ф., Уридия З.П., Трапезников А.В. Динамика развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 225–241. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-225-241.
8. Гончаренко Е.С., Трапезников А.В., Огородов Д.В. Литейные алюминиевые сплавы (к 100-летию со дня рождения М.Б. Альтмана) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2014. №4. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.09.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-2-2.
9. Sankar R., Singh P. Synthesis of 7075 Al/SiC particulate composite powders by mechanical alloying // *Materials Letters*. 1998. Vol. 36. No. 1–4. P. 201–205.
10. Lu L., Lai M.O., Ng C.W. Enhanced mechanical properties of an Al based metal matrix composite prepared using mechanical alloying // *Materials Science and Engineering: A*. 1998. Vol. 252. No. 2. P. 203–211.
11. Venkatesh K.C., Basavaraj Y., Venkataramana V., Manjunatha T.H. Comparative Investigations on Al7075 MMC reinforced with wt. %6 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and B<sub>4</sub>C // *Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018. Vol. 376. P. 1–7. DOI: 10.1088/1757-899x/376/1/012095.
12. Chen W., Liu Y., Yang C., Zhu D., Li Y. (SiCp+Ti)/7075 Al hybrid composites with high strength and large plasticity fabricated by squeeze casting // *Materials Science and Engineering A*. 2014. Vol. 609. P. 250–254.
13. Deaquino-Lara R., Gutierrez-Castaneda E., Estrada-Guel I. et al. Structural characterization of aluminium alloy 7075-graphite composites fabricated by mechanical alloying and hot extrusion // *Materials and Design*. 2014. Vol. 53. P. 1104–1111.
14. Qiang S., Chuandong W., Guoqiang L. et al. Microstructure and mechanical properties of Al-7075/B<sub>4</sub>C composites fabricated by plasma activated sintering // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 588. P. 265–270.
15. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): справочник. Киев: Коминтех, 2005. С. 75–83.
16. Удербаева А.Е. Алюминиевый сплав АД31 как конструкционный материал для производства профилей // *Наука и новые технологии*. 2011. №3. С. 41–42.
17. Косолапов Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н., Гришина О.И. Исследование формирования структуры композиционных гранул Al–SiC // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №3 (42). С. 49–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-49-52.
18. Стоякина Е.А., Курбаткина Е.И., Симонов В.Н., Косолапов Д.В., Гололобов А.В. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. №2 (62). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-8-8.
19. Campbell G.T., Raman R., Fields R. Optimum press and sinter processing for aluminum/SiC composites // *Powder Metallurgy Aluminum and Light Alloys for Automotive Applications*, Metal Powder Industries Federation. Princeton, 1998. P. 43–50.
20. Veeresh Kumar G.B., Rao C.S.P., Selvaraj N., Bhagyashekar M.S. Studies on Al6061-SiC and Al7075-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Metal Matrix Composites // *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*. 2010. Vol. 9. No. 1. P. 43–55.
21. Prasad Reddy A., Vamsi Krishna P., Narasimha Rao R., Murthy N.V. Silicon Carbide Reinforced Aluminium Metal Matrix Nano Composites-A Review // *Materials Today: Proceedings*. 2017. Vol. 4. P. 3959–3971. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.02.296.
22. Zhang X., Chen T., Qin H., Wang C. A Comparative Study on Permanent Mold Cast and Powder Thixoforming 6061 Aluminum Alloy and SiC<sub>p</sub>/6061Al Composite: Microstructures and Mechanical Properties // *Materials*. 2016. Vol. 9. P. 407. DOI: 10.3390/ma9060407.
23. Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1972. 72 с.