

Научная статья

УДК 669.017

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-64-74

ИЗГОТОВЛЕНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ (обзор)

А.Н. Жабин¹, А.Н. Няфкин¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлен обзор научно-технической литературы в области получения металломатричных композиционных материалов (ММКМ), армированных керамическими частицами, с применением аддитивных технологий. Кратко описаны структура, основные физико-механические свойства и морфология ММКМ, а также структура и свойства ММКМ, армированного керамическими частицами микро- и наноразмеров. Применение аддитивных технологий для получения ММКМ, обеспечивающих высокую адгезию между слоями порошка, позволит изготавливать детали более сложной формы.

Ключевые слова: металломатричный композиционный материал, селективное лазерное сплавление, прямое лазерное спекание, частицы SiC, алюминиевый сплав, аддитивные технологии

Для цитирования: Жабин А.Н., Няфкин А.Н. Изготовление металломатричных композиционных материалов с применением аддитивных технологий (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-64-74.

Scientific article

MANUFACTURING OF METAL-MATRIX COMPOSITE MATERIALS USING ADDITIVE TECHNOLOGIES (review)

A.N. Zhabin¹, A.N. Nyafkin¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. A review of scientific and technical literature in the field of obtaining metal-matrix composite materials (MMCM) reinforced with ceramic particles using additive technologies is presented. The structure, basic physical and mechanical properties and morphology of MMCM are briefly described. The structure and properties of MMCM reinforced with micro- and nano-sized ceramic particles are briefly described. The use of additive technologies for the manufacture of MMCM will make it possible to manufacture parts of a more complex shape, providing high adhesion between powder layers.

Keywords: metal matrix composite material, selective laser fusion, direct laser sintering, SiC particles, aluminum alloy, additive technologies

For citation: Zhabin A.N., Nyafkin A.N. Manufacturing of metal-matrix composite materials using additive technologies (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-64-74.

Введение

В настоящее время одной из проблем при создании перспективных материалов и изделий на их основе является получение конструкционных и легкообрабатываемых материалов, не требующих более тщательной обработки и обладающих определенными физико-механическими характеристиками. Одним из путей решения данной задачи является переход от традиционных технологий (литье под давлением, прессование, экструзия) к более современным технологиям, позволяющим избежать дополнительной обработки традиционных материалов, таких как дисперсно-упрочненные композиционные материалы [1–3]. Алюминиевые металломатричные композиционные материалы (ММКМ) представляют большой интерес, особенно в аэрокосмической и автомобильной промышленности, благодаря их повышенным характеристикам. Металломатричные композиционные материалы, армированные керамическими частицами микро- и наноразмеров, имеют особое сочетание физических и механических свойств: это высокая тепло- и электропроводность, хорошие ударные свойства и сопротивление усталости с высоким соотношением прочности к массе и повышенной твердостью и износостойкостью, а также низким коэффициентом теплового расширения [4, 5].

Композиционные материалы с алюминиевой матрицей начали постепенно использовать благодаря их легкости, высокомодульности и прочности. В качестве одной из идеальных фаз упрочнения чаще всего выбирают частицы карбида кремния (SiC) для добавления в алюминиевую матрицу, чтобы улучшить ее общие характеристики. Данные материалы применяют в аэрокосмической и электронной промышленности благодаря таким характеристикам, как высокие удельная прочность и жесткость, а также стойкость к истиранию. Известные производственные процессы (литье, спекание и порошковая металлургия) имеют большие ограничения при производстве композиционных материалов с металлической матрицей, армированной частицами, с межфазной совместимостью [6–10].

Основными недостатками при изготовлении алюмоматричных композиционных материалов, которые серьезно препятствуют дальнейшему развитию, существующими методами являются высокая стоимость порошковых металлургических и литейных форм, а также сложные предварительная и последующая обработки. Кроме того, из-за ограниченной смачиваемости между керамической армирующей фазой и алюминиевой матрицей, а также из-за низкой рабочей температуры во время процессов обработки способность межфазного связывания «матрица–упрочнитель» ограничена, что может привести к ухудшению механических характеристик композиционного материала. Следовательно, разработка нового метода обработки для производства деталей из алюмоматричных композиционных материалов, армированных частицами SiC, способствует сокращению цикла обработки и производству деталей с повышенными характеристиками [11, 12].

Аддитивная технология позволяет быстро изготавливать трехмерные металлические, керамические или композиционные детали с металлической матрицей любой сложной формы непосредственно из порошковых материалов. Обычно эти сложные «компоненты-конфигурации» трудно или даже невозможно получить с помощью традиционных методов обработки [13, 14].

Аддитивные технологии в свою очередь в связи с применением разных методов подачи металлического сырья подразделяют на две основные категории: плавление в порошковом слое и прямое энергетическое осаждение. В процессе плавления в порошковом слое, при так называемом селективном лазерном сплавлении (СЛС), используют тепловую энергию для плавления областей порошкового слоя, в то время как в процессах прямого энергетического осаждения – сфокусированную тепловую энергию для

сплавления материалов путем их наплавления во время осаждения. По сравнению с существующими технологиями производства, СЛС – более производительный процесс для изготовления деталей сложной формы со значительной экономией времени и затрат.

В последние годы аддитивные технологии имеют огромное значение не только из-за свободы проектирования деталей, но и благодаря получению металлов и сплавов с тонкими микроструктурами и улучшенными механическими свойствами. Такие послойные процессы позволяют избежать неоднородной дисперсии второй фазы в ММКМ. Лазерная наплавка в порошковом слое – еще одна аддитивная технология в порошковой среде, где используют сфокусированный лазерный луч для локального расплавления тонких слоев металлических порошков. Чрезвычайно высокая скорость охлаждения (10^4 – 10^6 К/с), характерная для процесса лазерной наплавки в порошковом слое, позволяет получать изделия с тонкой микроструктурой. Такой процесс особенно подходит для производства ММКМ, поскольку можно изготавливать детали сложной формы, близкой к исходной, что сокращает количество стадий механической обработки и их продолжительность [15, 16].

Таким образом, цель данной работы – анализ научно-технической литературы в области исследований ММКМ на основе металлических матриц, армированных керамическими частицами, с применением аддитивных технологий, их структуры и свойств.

Металломатричные композиционные материалы и аддитивные технологии

В настоящее время неуклонно продолжает расти интерес исследователей к технологиям послойного синтеза изделий из различных материалов. Технологии, основанные на порошковой металлургии, рассматриваются как процессы аддитивной технологии для производства сложных деталей. С использованием СЛС и прямого лазерного спекания (ПЛС) металлов как процессов аддитивной технологии на основе порошкового слоя получают детали объемной формы послойно из исходного рыхлого порошка. Трехмерные детали с минимальной пористостью и сложной морфологией могут быть изготовлены путем сплавления и отверждения слоев порошка с помощью мощного лазерного луча. Лазерная наплавка деталей обеспечивает высокий уровень геометрической точности, тем самым снижая потребность в механической обработке композиционного материала, а также позволяет изготавливать сложные и сложнопрофильные детали с внутренними каналами охлаждения. Известно, что взаимодействие между высокоэнергетическим лазерным лучом и рыхлым слоем порошка включает ряд сложных физических и химических явлений, в том числе поглощение световой энергии, тепло-массоперенос и химические реакции. Как правило, при применении луча мощного волоконного лазера температура в ванне расплава, индуцированной лазером, может быть высокой, что сопровождается сверхбыстрой скоростью охлаждения. Это позволяет получать материалы с улучшенной микроструктурой и повышенными характеристиками.

В связи с этим композиционные материалы с алюминиевой матрицей, сочетающие свойства алюминиевой матрицы и упрочняющих фаз, в настоящее время представляют большой исследовательский интерес. Среди таких армирующих частиц, как SiC, Al₂O₃ и TiB₂, частицы карбида кремния являются наиболее часто используемыми благодаря высоким твердости и стойкости к коррозии [8, 9].

В работе [8] проведены исследования системы SiC–AlSi10Mg с частицами SiC разного размера для изготовления *in-situ* гибридных композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы методом СЛС. По результатам исследований установлено, что индуцированная лазером реакция между расплавом алюминия и частицами SiC

приводит к образованию армирующей фазы Al_4SiC_4 . По мере того как исходный размер частиц карбида кремния уменьшается, степень реакции возрастает, что сопровождается образованием в большей степени армирующей фазы Al_4SiC_4 . При армировании мелкими частицами SiC структура материала может иметь морфологию двух типов – пластинчатую и структурированную с сетчатым распределением и равномерным рассеянием соответственно по всей алюминиевой матрице (рис. 1).

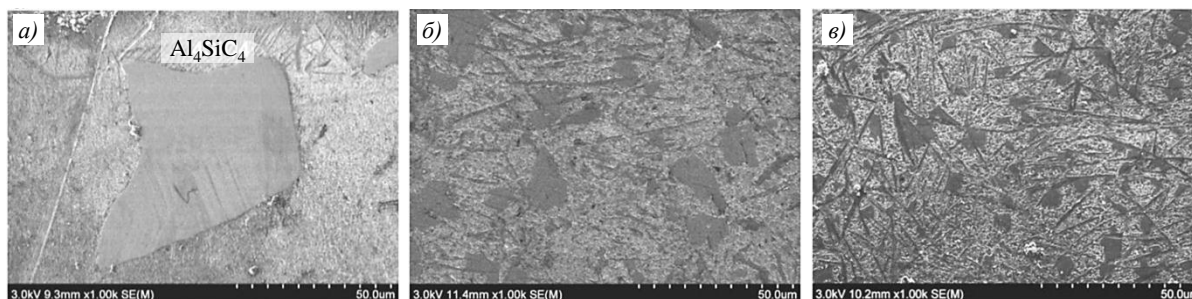


Рис. 1. Микроструктура частиц карбида кремния (SiC) в гибридном армированном композиционном материале системы $(Al_4SiC_4 + SiC)–Al$, полученная методом селективного лазерного сплавления с использованием крупных (а; 50 мкм), средних (б; 15 мкм) и мелких частиц (в; 5 мкм) исходного порошка SiC [8]

Из-за недостаточной реакции между расплавом алюминия и частицами карбида кремния крупные остаточные армирующие частицы SiC в алюмоматричном композиционном материале, полученные методом СЛС, имеют такие же размер и форму, что и исходные частицы алюминия, что приводит к образованию небольшого количества фазы Al_4SiC_4 и значительной неоднородности микроструктуры. При использовании мелких частиц SiC размер однородных диспергированных армирующих частиц SiC уменьшается до 3 мкм, что приводит к повышенной однородности микроструктуры в гибридных армированных композиционных материалах системы $(Al_4SiC_4 + SiC)–Al$ (рис. 1).

С уменьшением размера исходных частиц карбида кремния повышается степень уплотнения деталей из алюминиевых матричных композиционных материалов, полученных методом СЛС. Благодаря наличию крупных частиц SiC с ограниченной смачиваемостью в жидком и твердом состояниях лазерное сканирование «треков-слоев» – прерывистое, что приводит к относительно низкому уровню уплотнения деталей. Достаточно высокая теоретическая плотность материала составляет 97,2 %. Она получена в деталях алюмоматричного композиционного материала методом СЛС с мелкими частицами SiC благодаря хорошей смачиваемости и межфазной реакции между матрицей и упрочнителем.

Такие характеристики, как микротвердость и износостойкость, также имеют повышенные значения вследствие уплотнения и однородности микроструктуры. Таким образом, алюмоматричный композиционный материал, полученный методом СЛС с использованием мелких частиц SiC, имеет улучшенные механические свойства, высокую микротвердость (218,5 HV 0,1), низкий коэффициент трения (0,34) и пониженную скорость износа ($2,94 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$) [8].

В работе [9] представлены исследования по получению композиционного материала с матричным материалом состава AlSi10Mg, армированным частицами SiC, при различных параметрах обработки методом СЛС. Найден оптимальный параметр для получения композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg: мощность лазера 490 Вт, скорость сканирования 900 мм/с, расстояние штриховки 0,12 мм, толщина слоя 40 мкм. Микроструктура такого композиционного материала после СЛС представляет

собой полированное продольное сечение с присутствием большого количества игольчатых осадков (рис. 2).

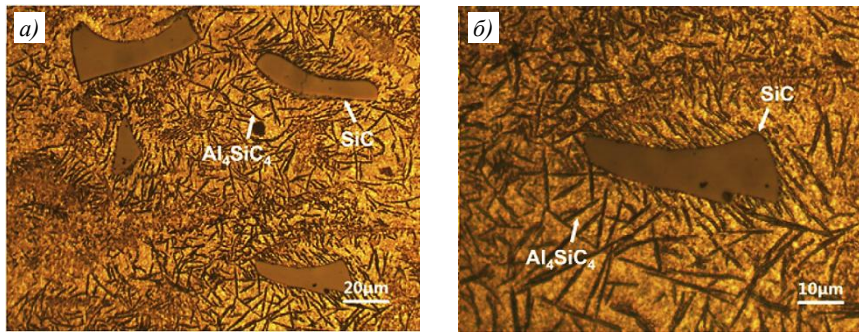


Рис. 2. Микроструктура поверхности поперечного сечения композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg после селективного лазерного сплавления [9]

По результатам исследований физико-механических характеристик показано, что среднее значение микротвердости после СЛС композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg с различными параметрами обработки изменяется от 216,6 до 164,8 HV 0,2 при расстоянии штриховки 0,12 мм. Максимального значения микротвердости достигают при скорости сканирования 900 мм/с. При повышении мощности лазера с 340 до 490 Вт среднее значение микротвердости увеличивается линейно – от 188,5 до 217,4 HV 0,2. Однако результаты проведенных испытаний показали, что предел прочности при растяжении имеет максимальное значение 341,9 МПа [9].

На рис. 3 представлены сравнительные значения предела прочности и микротвердости сплава состава AlSi10Mg и композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg после СЛС.

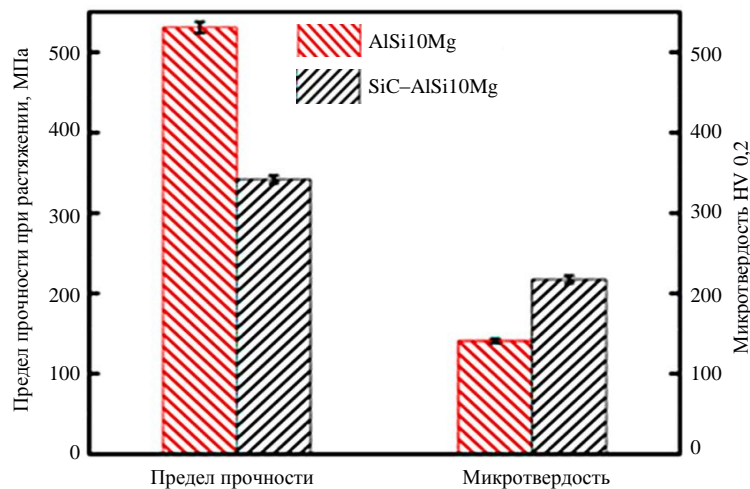


Рис. 3. Сравнительные значения предела прочности и микротвердости сплава состава AlSi10Mg и композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg после селективного лазерного сплавления [9]

Данные, представленные на рис. 3, показывают, что микротвердость композиционных материалов, полученных методом СЛС, намного больше, чем у сплава состава AlSi10Mg, однако предел прочности при растяжении – меньше. Основная причина заключается в том, что материал матрицы уплотнен не полностью, а наличие пор приводит к ухудшению свойств при растяжении (самая высокая относительная плотность составила 97,7 %) [9].

После разрушения композиционных материалов наблюдают следующую их морфологию: поверхность излома – плоская, на ней практически отсутствуют волокнистые зоны и зоны кромок сдвига (рис. 4, *a*). Плоская поверхность излома почти без ямок и без волокнистых зон, а также зон среза кромок. Это указывает на то, что разрушение композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg происходит по механизму хрупкого излома. На межфазных поверхностях усадочных микропор или микротрещин не наблюдается, что свидетельствует о хорошей металлической связи между частицами SiC и матрицей. На рис. 4, *б* видно, что вырванная частица карбида кремния прикреплена к алюминиевой матрице – это указывает на разрушение пластического разрыва вдоль алюминиевой матрицы. По-видимому, межфазная связь между алюминиевой матрицей и частицей SiC достаточно сильная, чтобы разрушение не инициировалось на границе раздела системы SiC–AlSi10Mg. Наиболее сильную межфазную связь можно объяснить хорошей смачиваемостью и межфазной реакцией между частицами SiC и алюминиевой матрицей при повышенной температуре и высокой плотности энергии лазера. На рис. 4, *в* можно наблюдать треснувшую частицу карбида кремния. Поверхность излома частиц SiC гладкая, без материала алюминиевой матрицы. Существует обратная связь между размером частиц SiC и пределом прочности при изгибе, поскольку более крупные частицы имеют высокую вероятность образования дефектов. Благодаря чрезвычайно высокой скорости охлаждения повышенное остаточное напряжение концентрируется на острых углах частиц SiC в результате термического несоответствия между частицами карбида кремния и алюминиевой матрицей. Затем под действием растягивающего напряжения частицы SiC отламываются от острых углов. Следовательно, растрескивание частиц SiC как хрупкое разрушение является еще одним механизмом разрушения в композиционных материалах системы SiC–AlSi10Mg.

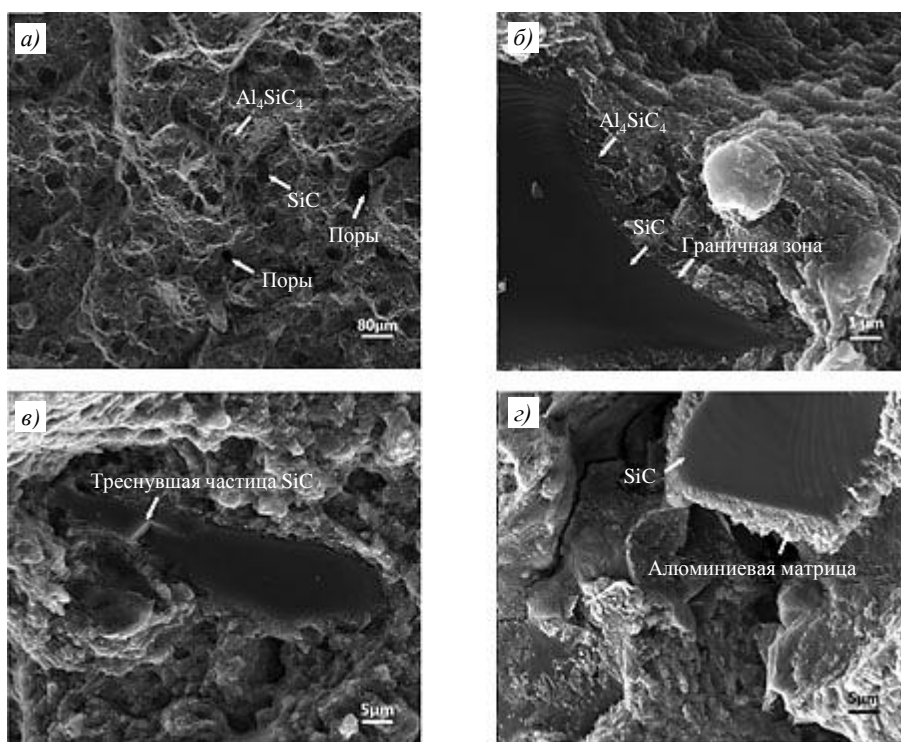


Рис. 4. Микроструктура поверхности излома композиционного материала системы SiC–AlSi10Mg после селективного лазерного сплавления (*a* – зона сдвига; *б* – граничная зона между частицами SiC и матрицей; *в* – зона треснувшей частицы SiC; *г* – зона вырывания частиц SiC при разрушении) [9]

Таким образом, основными причинами раннего разрушения композиционных материалов системы SiC–AlSi10Mg являются наличие пор и растрескивание частиц карбида кремния.

В работе [9] представлена 3D-деталь – конусный цилиндр с сотовой внутренней структурой с содержанием в алюминиевой матрице состава AlSi10Mg частиц карбида кремния в количестве 15 % (объемн.) (рис. 5). Такая 3D-деталь, полученная методом СЛС, показывает возможность применения данной технологии для изготовления компонентов сложной формы.

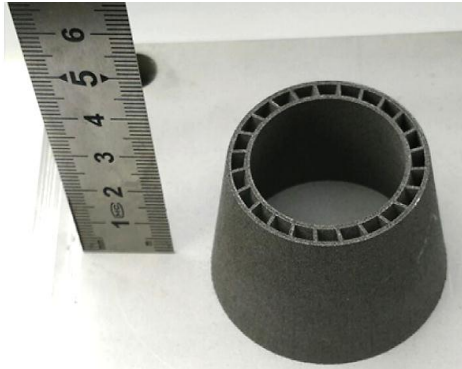


Рис. 5. 3D-деталь, изготовленная методом селективного лазерного сплавления, с содержанием в алюминиевой матрице состава AlSi10Mg частиц карбида кремния в количестве 15 % (объемн.) [9]

В работах [10, 11] представлены исследования по влиянию скорости формирования частиц SiC на микроструктуру композиционного материала, полученного методом лазерной наплавки. В работе [10] описано исследование по формированию однолинейного трека для композиционных порошков по их форме (цилиндрической), морфологии и адгезии. Обнаружено, что материал разрушается в результате образования трещин при более низких скоростях сканирования, в то время как при высоких скоростях сканирования наблюдаются нестабильность и искажение треков. Для композиционных порошков выявлено возможное технологическое пространство для полного уплотнения при скоростях сканирования в диапазоне от 720 до 880 мм/с.

В работе [11] представлено исследование по влиянию скорости внедрения частиц SiC на микроструктуру композиционного материала системы Al–12Si–SiC, полученного методом лазерной наплавки. Высокую скорость внедрения частиц SiC авторы объясняют тем, что они достигают очень высоких температур и вступают в реакцию с жидким алюминием, что приводит к образованию небольших фракций частиц SiC в микроструктуре, а также частиц продуктов реакции Al_4SiC_4 и Si, диспергированных в эвтектической матрице α -Al + Si и α -Al. Пространственное распределение частиц также зависит от их траектории через лазерный луч и распределения интенсивности луча. Температура частиц повышается с увеличением траектории и интенсивности пучка.

В статье [12], как и в работе [13], описаны исследования, проводимые методом СЛС с использованием энергии лазера с различной плотностью. Результаты исследования показали, что степень уплотнения деталей из композиционного материала на основе алюминия, полученных методом СЛС, повышается по мере увеличения плотности энергии применяемого лазера. Достаточно высокое уплотнение (96 % от теоретической плотности) достигнуто при линейной плотности энергии лазера >1000 Дж/м. При этом получены улучшенные механические свойства: высокая микротвердость (214 HV 0,1), значительно более низкие коэффициенты трения (0,39) и износа ($1,56 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м))

[12]. Исследования, проведенные в работе [13], показали, что увеличение плотности энергии лазера уменьшает количество частиц карбида кремния, присутствующего в композиционном материале после СЛС, при этом в реакции между матрицей и частицами SiC образуются игольчатые фазы Al_4C_3 и Si. Теория реакции предполагает, что данная реакция происходит между частицами SiC и расплавленной алюминиевой матрицей при температурах меньше температуры плавления частиц SiC. Максимальная плотность составила 93 %.

В работе [14] представлено исследование по влиянию объемной доли и содержания частиц SiC на структуру получаемого композиционного материала системы Al-7Si-0,3Mg-SiC методом ПЛС. Авторы данной работы объясняют, что такой метод считается наилучшим для получения более уплотненного композиционного материала при относительно низкой объемной доле частиц SiC (5 % (объемн.)), а наличие частиц SiC при ПЛС алюминиевого порошка влияет на характеристики материала – плотность уплотненного слоя порошка, скорость поглощенного лазерного луча и вязкость расплава.

На рис. 6 представлена микроструктура, на которой показаны «агломераты». Видно, что структура неармированного сплава состоит из столбчатых зерен с мелкими межколлоночными выделениями кремния (рис. 6, а). Наблюдается также небольшая часть равноосных зерен. При добавлении частиц SiC микроструктура затвердевших агломератов изменяется.

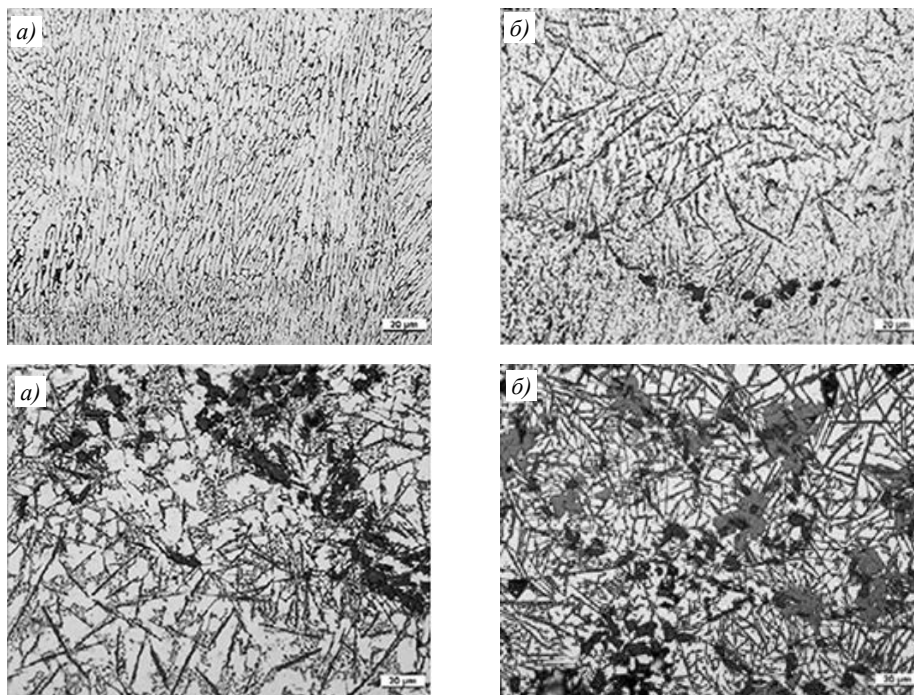


Рис. 6. Микроструктура спеченных лазером материалов системы Al-7Si-0,3Mg (а), а также с добавлением частиц карбида кремния в количестве 5 (б), 10 (в) и 20 % (объемн.) (г) при скорости сканирования 100 мм/с [14]

Исследование микроструктуры поверхности спеченного лазером алюминиевого сплава показало полное плавление частиц порошка. Образование агломератов (рис. 6, в, г) свидетельствует о нестабильности расплава во время лазерного сканирования, а конфигурация столбчатых и равноосных зерен показала эффект кристаллографической ориентации, т. е. у металлов с кубической кристаллической структурой вершины дендритов растут преимущественно в кубических направлениях относительно локального направления теплового потока [14].

В работе [15] описано исследование материала состава AlSi10Mg, армированного наночастицами борида титана (TiB_2). Установлено, что добавление таких частиц может увеличить лазерную поглощающую способность порошка состава AlSi10Mg на 50 % по сравнению с порошком без добавок и дополнительно повышает технологичность метода СЛС. Такой материал представляет собой структуру, состоящую из мелких зерен и ячеистой структуры, равномерно распределенной по поверхности границ.

Получены следующие механические характеристики материала состава AlSi10Mg: предел прочности при растяжении составляет 530 ± 16 МПа, удлинение $15,5 \pm 1,2$ %, микротвердость 191 ± 4 HV 0,3. Таким образом, материал имеет превосходное сочетание прочности и пластичности, которое сравнимо с характеристиками деформируемых алюминиевых сплавов и литых сплавов системы Al–Si.

В работе [16] показаны возможности изготовления ММКМ методом лазерной наплавки в порошковом слое с различными керамическими армирующими элементами. В качестве армирующих частиц для сплава состава AlSi10Mg использовали нано- и микрочастицы TiB_2 и $MgAl_2O_4$.

Результаты исследований показали, что такие композиционные материалы получают плотными при применении метода лазерной наплавки с оптимизированными параметрами. Металломатричные композиционные материалы характеризуются более низкой прочностью при растяжении, чем сплав состава AlSi10Mg. Максимальный предел текучести составил 198 МПа, предел прочности при растяжении 327 МПа, модуль упругости 83,6 ГПа, удлинение при растяжении 8,5 %. Несмотря на это, можно сделать вывод, что указанные новые технологии позволяют реализовать изготовление композитных деталей с использованием смешанных порошков с приемлемыми механическими свойствами и сложной формы.

Заключения

Представлены результаты исследования структуры и физико-механические свойства ММКМ, полученных с применением аддитивных технологий.

По результатам анализа свойств ММКМ установлено, что данные материалы обладают повышенной плотностью по сравнению с матричным сплавом и высокими механическими характеристиками, что связано с объемным содержанием упрочняющей фазы.

Показано, что с применением аддитивных технологий, по сравнению с традиционными, возможно изготавливать детали из ММКМ более сложной формы, что подтверждается результатами физико-механических испытаний и анализом структуры данных материалов методом электронной микроскопии.

Список источников

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. Композиты: сегодня и завтра // *Металлы Евразии*. 2015. № 1. С. 36–39.
3. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии*. 2017. № 1. С. 2–6.
4. 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.
5. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.

6. Лопатин А.Н., Зверков И.Д. Изготовление формообразующей оснастки аддитивными методами для композитных деталей // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 53–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-53-59.
7. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Малинин Р.Ю. К вопросу о разработке универсальной расчетной методики оценки деградации оборотных металлических порошковых материалов в зависимости от цикличности использования в процессе селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-3-11.
8. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. Selective laser melting of in-situ Al_4SiC_4 + SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size // *Surface & Coatings Technology*. 2015. Vol. 272. P. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
9. Xue G., Ke L., Zhu H. et al. Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties // *Materials Science & Engineering A*. 2019. Vol. 764. P. 1–10. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138155.
10. Famodimu O.H., Stanford M., Oduoza Ch.F., Zhang L. Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite // *Frontiers of Mechanical Engineering*. 2018. Vol. 13. Part 4. P. 520–527.
11. Anandkumar R., Almeida A., Vilar R. et al. Influence of powder particle injection velocity on the microstructure of Al–12Si/SiCp coatings produced by laser cladding // *Surface & Coatings Technology*. 2009. Vol. 204. P. 285–290. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.07.025.
12. Gu D., Chang F., Dai D. Selective Laser Melting Additive Manufacturing of Novel Aluminum Based Composites With Multiple Reinforcing Phases // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2015. Vol. 137. P. 1–11. DOI: 10.1115/1.4028925.
13. Astfalck L.C., Kelly G.K., Li X., Sercombe T.B. On the Breakdown of SiC during the Selective Laser Melting of Aluminum Matrix Composites // *Advanced Engineering Materials*. 2017. P. 1–6. DOI: 10.1002/adem.201600835.
14. Simchi A., Godlinski D. Effect of SiC particles on the laser sintering of Al–7Si–0.3Mg alloy // *Scripta Materialia*. 2008. Vol. 59. P. 199–202. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.03.007.
15. Li X.P., Ji G., Chen Z. et al. Selective laser melting of nano-TiB₂ decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 129. P. 183–193. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.062.
16. Aversa A., Marchese G., Lorusso M. et al. Microstructural and Mechanical Characterization of Aluminum Matrix Composites Produced by Laser Powder Bed Fusion // *Advanced Engineering Materials*. 2017. P. 1–11. DOI: 10.1002/adem.201700180.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Авиационные материалы и технологии*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N. Composites: today and Tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
3. Kablov E.N. Present and future of additive technologies. *Metally Evrazii*, 2017, no. 1, pp. 2–6.
4. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Авиационные материалы и технологии*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Авиационные материалы и технологии*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.
6. Lopatin A.N., Zverkov I.D. Shaping molding tools production for composite parts by means of additive technologies. *Авиационные материалы и технологии*, 2019, no. 2 (55). pp. 53–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-53-59.
7. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Prager S.M., Malinin R.Yu. On the development of a universal calculation method for assessing the degradation of recycled metal powder materials, depending on the cyclicity of use in the selective laser melting process. *Авиационные материалы и технологии*, 2020, no. 4 (61), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-3-11.

8. Chang F., Gu D., Dai D., Yuan P. Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄ + SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size. *Surface & Coatings Technology*, 2015, vol. 272, pp. 15–24. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
9. Xue G., Ke L., Zhu H. et al. Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties. *Materials Science & Engineering A*, 2019, vol. 764, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138155.
10. Famodimu O.H., Stanford M., Oduoza Ch.F., Zhang L. Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018, vol. 13, part 4, pp. 520–527.
11. Anandkumar R., Almeida A., Vilar R. et al. Influence of powder particle injection velocity on the microstructure of Al–12Si/SiCp coatings produced by laser cladding. *Surface & Coatings Technology*, 2009, vol. 204, pp. 285–290. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.07.025.
12. Gu D., Chang F., Dai D. Selective Laser Melting Additive Manufacturing of Novel Aluminum Based Composites With Multiple Reinforcing Phases. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2015, vol. 137, pp. 1–11. DOI: 10.1115/1.4028925.
13. Astfalck L.C., Kelly G.K., Li X., Sercombe T.B. On the Breakdown of SiC during the Selective Laser Melting of Aluminum Matrix Composites. *Advanced Engineering Materials*, 2017, pp. 1–6. DOI: 10.1002/adem.201600835.
14. Simchi A., Godlinski D. Effect of SiC particles on the laser sintering of Al–7Si–0.3Mg alloy. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59, pp. 199–202. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.03.007.
15. Li X.P., Ji G., Chen Z. et al. Selective laser melting of nano-TiB₂ decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility. *Acta Materialia*, 2017, vol. 129, pp. 183–193. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.062.
16. Aversa A., Marchese G., Lorusso M. et al. Microstructural and Mechanical Characterization of Aluminum Matrix Composites Produced by Laser Powder Bed Fusion. *Advanced Engineering Materials*, 2017, pp. 1–11. DOI: 10.1002/adem.201700180.

Информация об авторах

Жабин Александр Николаевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Няфкин Андрей Николаевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexander N. Zhabin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey N. Nyafkin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 08.10.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.12.2021.
The article was submitted 08.10.2021; approved and accepted for publication after reviewing 17.12.2021.