

УДК 669.017.165:669.245

А.И. Родионов¹, И.Ю. Ефимочкин¹, А.В. Самохин², М.А. Синайский²

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА СФЕРОИДИЗАЦИИ НА ФРАКЦИОННЫЙ СОСТАВ И МОРФОЛОГИЮ СПЛАВА ВКНА-4У, АРМИРОВАННОГО ЧАСТИЦАМИ Al_2O_3 – Y_2O_3

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-12-21

Рассматривается влияние процесса плазменной сфероидизации на морфологию, микроструктуру и фракционный состав сплава ВКНА-4У, армированного частицами Al_2O_3 – Y_2O_3 . В ходе проведения эксперимента установлено, что процесс сфероидизации существенно влияет на морфологию гранул. Исследования показывают, как меняется морфология частиц. После механической обработки гранулы имеют осколочную форму. Благодаря процессу сфероидизации гранулы принимают округлую форму, что влияет на такой параметр, как текучесть, который необходим для применения в установках по аддитивному производству. При анализе микроструктуры установлено, что частицы армирующего наполнителя после плазменной сфероидизации смещаются к поверхности гранулы, в отличие от исходного состояния после механического легирования, где частицы армирующего наполнителя распределены равномерно в объеме гранул.

Ключевые слова: сплав ВКНА-4У, механическое легирование, плазменная сфероидизация, армирующий наполнитель.

A.I. Rodionov¹, I.Yu. Efimochkin¹, A.V. Samokhin², M.A. Sinayskiy²

THE INFLUENCE OF THE SPHEROIDIZATION PROCESS ON THE FRACTIONAL COMPOSITION AND MORPHOLOGY OF ALLOY VKNA-4U IN A PARTICLE-REINFORCED SHEATH Al_2O_3 – Y_2O_3

This article discusses the influence of the plasma spheroidization process on the morphology, microstructure and fractional composition of the VKNA-4U alloy reinforced with Al_2O_3 – Y_2O_3 particles. During the experiment, it was found that the process of spheroidization significantly affects the morphology of the granules. Studies show how the morphology of particles changes. After machining, the particles have a fragmentation shape. Due to the process of spheroidization, the granules take a rounded shape, which affects such a parameter as fluidity, which is necessary for use in plants for additive manufacturing. When analyzing the microstructure, it was found that the particles of the reinforcing filler after plasma spheroidization are shifted to the surface of the granule, in contrast to the initial state after mechanical doping, where the particles of the reinforcing filler are evenly distributed in the volume of the granules.

Keywords: VKNA-4U alloy, mechanical alloying, plasma spheroidization, reinforcing filler.

¹Федеральное 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

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук [Federal State Budgetary Institution of Science Institute of Metallurgy and Materials Science A.A. Baykova of Russian Academy of Sciences]; e-mail: imet@imet.ac.ru

Введение

Известно, что повышение физико-механических характеристик металлов и сплавов достигается путем перехода к композиционным материалам, армированным дисперсной фазой – в частности, керамическими частицами. При уменьшении размера

частиц повышается эффект упрочнения. Металлокерамические композиционные материалы, армированные дисперсными частицами, привлекают большое внимание со стороны исследователей и разработчиков благодаря возможности значительного повышения функциональных и эксплуатационных характеристик получаемых материалов и изделий на их основе [1–4].

Композиционные материалы имеют перспективы применения в различных отраслях производства – прежде всего в аэрокосмической и оборонной промышленности. В настоящее время существенный интерес к созданию металломатричных композиционных материалов проявляется и со стороны нового, интенсивно развивающегося направления инновационных разработок – аддитивных технологий [5–7].

Использование методов селективного лазерного спекания/сплавления (SLS/SLM) для изготовления изделий позволяет (наряду с существенным повышением показателей ресурса и энергосбережения) обеспечивать их высокие физико-механические свойства, в частности прочность, износостойкость, устойчивость к окислению при высоких температурах и др.

Естественно, что ни один из SLS- и SLM-процессов не может быть успешно разработан и реализован при отсутствии необходимых порошковых материалов, поэтому разработка методов получения порошков является первоочередной задачей развития аддитивных технологий, базирующихся на SLS- и SLM-процессах. В настоящее время в промышленных масштабах реализованы технологии получения сферических порошков металлов и сплавов на основе металлов группы железа, алюминия, титана и меди с определенной функцией распределения частиц по размерам. В основе этих производств лежат процессы распыления расплавленного металла газовым потоком или дробления струи за счет воздействия центробежных сил.

Значительное повышение свойств материалов, полученных в SLS/SLM-процессах, может быть достигнуто при переходе от металлов и сплавов к соответствующим металломатричным композиционным материалам с использованием в качестве упрочняющей фазы микрочастиц и наночастиц тугоплавких соединений [8].

В настоящее время порошки для создания металломатричных композитов методами SLS/SLM не производятся и на мировом рынке отсутствуют. В исследовательской практике такие порошки получают механической обработкой смесей порошков металлов и сплавов, предназначенных для SLS/SLM-процессов, с керамическими порошками микронного и субмикронного диапазона размеров частиц. С применением методов SLS/SLM получены композиты Fe/SiC [9], Al/Fe₂O₃ [10], Al–Si–Mg/SiC [11], Al₅₀Ti₄₀Si₁₀ [12], WC/Co [13], Ti₅Si₃/TiN [14], Ti–Al/TiC [15], W–Ni–Cu [16], сталь 316L/TiC(TiB₂) [17], Al–4,5Cu–3Mg/SiC [18], сталь 316L/Ca₁₀(PO₄)₆(OH)₂.

В качестве исходных материалов в научно-технической литературе используются смеси индивидуальных компонентов композитов, подвергнутые гомогенизации (перемешиванию) с помощью механической обработки преимущественно в планетарных мельницах. Условия этой обработки таковы, что в случае использования наноразмерной упрочняющей фазы достигается лишь ее перенос на поверхность металлических гранул матрицы без внедрения наночастиц в объем металла. Механическая обработка проводится в режимах, при которых сохраняется сферическая форма исходных металлических частиц, а керамические частицы распределяются по их поверхности, создавая структуру «ядро (металл)–оболочка (малые керамические частицы)», в которой не происходит внедрения упрочняющей фазы в металл. В условиях нагрева такой структуры под действием лазерного излучения на ее поверхности, т. е. в слое керамических частиц, будут происходить процессы спекания, приводящие к росту этих наночастиц. Указанный эффект должен отрицательно сказываться на структуре формирующегося

материала и препятствовать получению металломатричного композита. Для предотвращения возникновения данной ситуации, исходным порошком при создании металломатричного композита в SLS/SLM-процессах должны являться предварительно полученные сферические гранулы используемого металла или сплава с равномерно распределенными в них керамическими наночастицами, что до сих пор не было изучено и реализовано.

Экспериментальных исследований формирования материалов методами SLS/SLM из предварительно подготовленных порошковых металломатричных композитов, в которых обеспечено равномерное распределение упрочняющих наночастиц по объему металла, не проводилось, хотя подобные композиты представляют исключительный интерес.

Использование термической плазмы, генерируемой в электрическом разряде, является эффективным средством получения нанопорошков и сфероидизации гранул микронного диапазона из различных элементов и их неорганических соединений. Энерготехнологические характеристики процессов свидетельствуют о конкурентоспособности плазмохимического метода и широких возможностях его применения. Как показывают оценки, себестоимость получения порошков, производимых по плазменным технологиям в производственных условиях, должна незначительно отличаться от себестоимости «традиционных» порошков данной номенклатуры, что позволяет рассматривать плазменные технологии как эффективный способ получения широкой номенклатуры порошков в промышленном масштабе.

Плазменные процессы обеспечивают возможность получения и обработки в высокотемпературных потоках с различным окислительно-восстановительным потенциалом нанопорошков различных металлов и сплавов, соединений металлов – оксидов, карбидов, нитридов, карбонитридов и др., а также многокомпонентных композиций [19–21]. Преимущества плазмохимического синтеза порошков позволяют:

- использовать высокие скорости плазменных процессов и малые размеры реакционной аппаратуры;
- иметь возможность управления физико-химическими свойствами получаемых порошков в процессе плазмохимического синтеза и получения целевых продуктов с заданными характеристиками;
- использовать традиционное сырье;
- иметь возможность масштабирования с созданием промышленных установок с высокой единичной производительностью.

В настоящее время в ИМЕТ РАН ведутся активные исследования синтеза нанопорошков в потоках термической плазмы, важнейшим направлением которых является разработка плазменных технологий получения нанопорошков с заданными свойствами, определяемыми исходя из их конкретного применения при создании наноструктурных материалов [22–26]. На базе разработанной установки [26] для синтеза нанопорошков активно ведутся работы по обработке порошковых гранул микронного диапазона с целью их сфероидизации [27–33].

Активно решаются задачи управления дисперсным, фазовым и химическим составом получаемых порошков как непосредственно в процессе их получения, так и при последующей дополнительной термохимической и термовакуумной обработке.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 12. «Металломатричные и полиматричные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [34, 35].

Материалы и методы

Для исследования использовался матричный сплав ВКНА-4У, армированный наноразмерным порошком оксида $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$. Исходными компонентами для изготовления композиционного порошка на основе сплава ВКНА-4У служили материалы отечественного производства [36–38].

Матричный сплав выплавлен из исходных шихтовых заготовок для сплава ВКНА-4У в индукционной печи УНК-1. Получение порошка матричного сплава ВКНА-4У проводили на установке HERMIGA 10/100VI методом газовой атомизации. После газовой атомизации из порошка при помощи виброгрохота Analysette 3 Spartan и сита (сетка по ГОСТ 6613) с размером ячеек 56 мкм выделяли фракцию <56 мкм.

Наноразмерный оксид $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$ получен из смеси порошков алюминия и ацетата иттрия при окислении в воздушной плазме электродугового разряда на установке в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН) [28].

Механическое легирование порошкового сплава ВКНА-4У армирующим наполнителем $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$ проводили в атриторе.

Обработку порошка сплава ВКНА-4У, армированного дисперсными частицами $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$, проводили на плазмохимической установке, основанной на взаимодействии дисперсного сырья со струей термической плазмы. Обработку порошковых материалов осуществляли в объеме реактора в высокотемпературном газовом потоке инертного состава (Ar , N_2) при давлении, близком к атмосферному. При правильно подобранных технологических параметрах происходит термическая обработка поверхности гранул с их оплавлением и конденсацией в форме округлых частиц, не приводящая к существенному образованию паров целевого продукта, которые затем конденсируются в виде сферических частиц.

Для проведения фракционного анализа – определения среднего размера (среднемассового диаметра) частиц и распределения частиц по размеру (гранулометрического анализа) – использовали лазерный анализатор дисперсного состава Mastersizer 2000 (Malvern). Измерение порошковых гранул производили с помощью автоматического модуля диспергирования и подачи образцов Hydro 2000S, в качестве дисперсанта использовали деионизованную воду.

Для оценки размера гранул и их морфологии использовали метод оптической просвечивающей микроскопии (ОПМ) на приборе Olympus CX31 (в режиме светлого поля) с высокоскоростной фотокамерой Infinity 1-5 для видеозахвата изображения, включая статистическую обработку изображений для анализа степени сферичности порошков с использованием программного комплекса Imagescope M для обработки изображения.

Анализ морфологии и размера гранул также проводили методом электронной микроскопии на сканирующем микроскопе (СЭМ) марки Scios (FEI), включая анализ структуры и элементного микросостава с помощью приставок на базе микроскопа, – для ионного травления (FIB) и элементного микроанализа методом энергодисперсионной спектроскопии (EDX).

Измерение текучести порошков проводили с помощью воронки Холла.

Результаты и обсуждение

С помощью микроскопии установлено, что образец исходного сырья (ВКНА-4У+ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3$) для плазменной сфероидизации состоит из гранул размером от 10 до 97 мкм (средний размер 43,3 мкм); содержание гранул <60 мкм – более 82,2% (по массе), преимущественно неправильной осколочной формы (рис. 1), характерной для гранул после механической обработки. В образце также присутствуют гранулы сферической формы, характерной для гранул сплава ВКНА-4У без механической обработки (после распыления) с характерной сателлитной структурой.

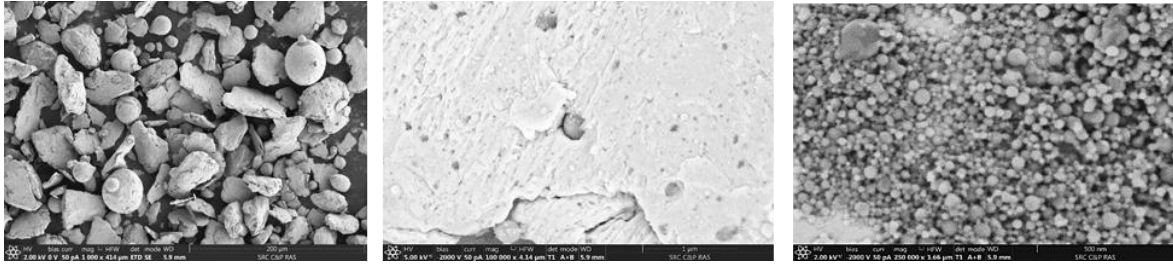


Рис. 1. Микрофотографии (СЭМ) поверхности исходных частиц порошковой композиции $VKNA-4Y+Al_2O_3-Y_2O_3$ со сканирующего электронного микроскопа с исследованием размера и морфологии частиц

При исследовании внутренней структуры таких гранул (рис. 2) обнаружено присутствие двух типов гранул – неправильной формы с наличием армирующих наночастиц в объеме, а также сферической формы с зеренной структурой без внедрения армирующих наночастиц. Таким образом, не все гранулы исходной порошковой композиции подвержены механической обработке для внедрения в их объем армирующих наночастиц.

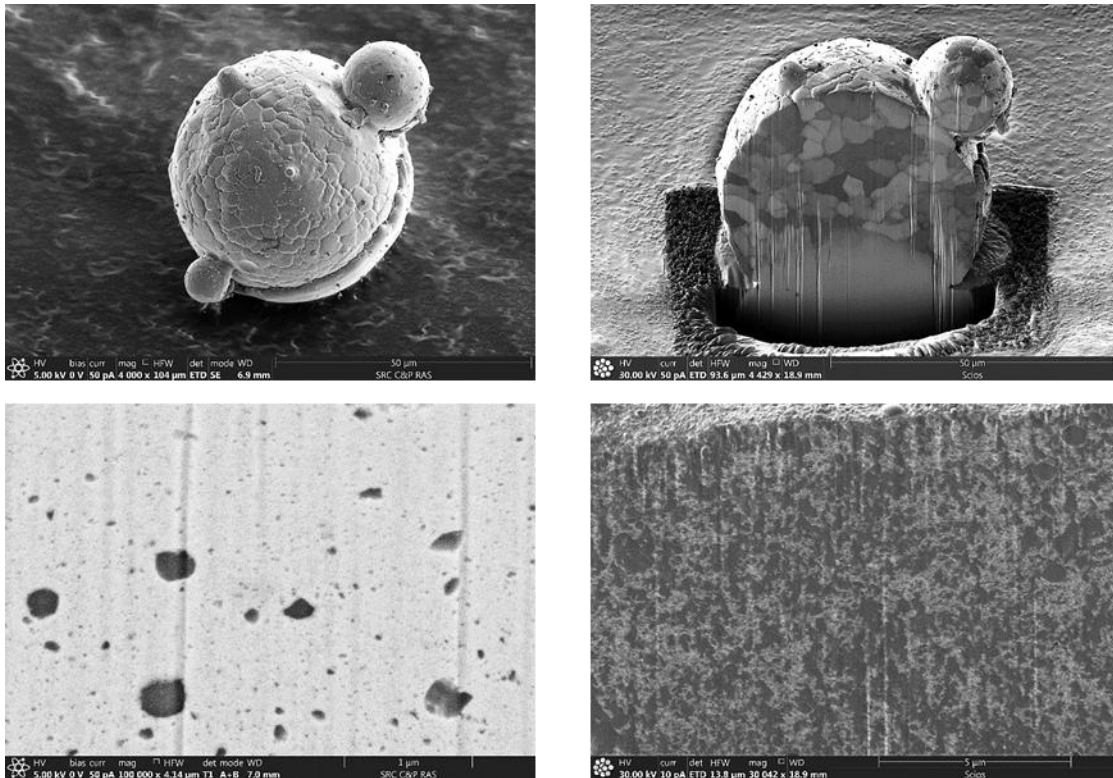


Рис. 2. Микрофотографии (СЭМ) со сканирующего электронного микроскопа с исследованием внутренней структуры частиц

Для понимания качества сфероидизации таких гранул для порошка исходного сырья провели расчет количества сферических гранул (рис. 3), которое составило 15%. Такая доля гранул в исходной композиции оказалась без объемного легирования армирующими наночастицами в результате проведения соответствующей механической обработки.

Следует отметить, что среди большинства гранул металлокерамической порошковой композиции достаточно однородно распределены армирующие наночастицы в объеме, в том числе на поверхности гранул.

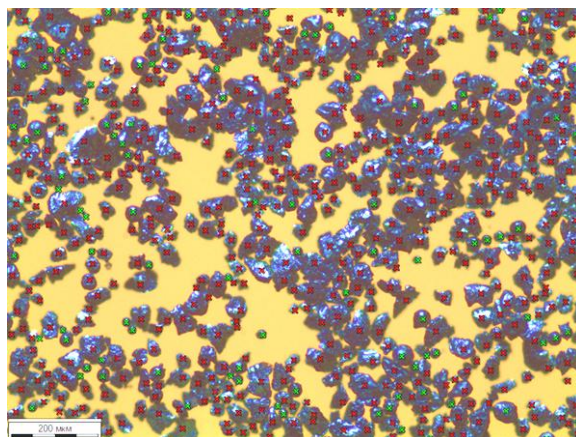


Рис. 3. Результат проведения статистической обработки микрофотографии для анализа степени сферичности частиц для образца исходного сырья (ВКНА-4У+Al₂O₃-Y₂O₃) при плазменной сфероидизации (зеленые метки указывают на сферические и округлые частицы, красные метки – на частицы неправильной формы)

Плазменная обработка при создании сферических композиционных металлокерамических порошков позволяет исправить дефекты механической обработки – сделать форму гранул более округлой и гладкой, тем самым улучшить текучесть материала за счет оплавления матричного материала и для лучшего контакта гранул металлокерамического порошка при дальнейшем компактировании.

На основании разработанных технологических схем плазменных процессов сфероидизации микронных порошков в потоке термической плазмы, генерируемой в электродуговом плазматроне, проведены лабораторные экспериментальные исследования плазменного процесса сфероидизации композиционных порошков на основе матричных гранул ВКНА-4У+Al₂O₃-Y₂O₃.

С учетом выбранных технологических параметров плазменной обработки металлматричных материалов получены экспериментальные образцы, преимущественно состоящие из частиц размером от 10 до 80–100 мкм (средний размер около 30–40 мкм); содержание частиц <60 мкм: 95% (по массе), степень сфероидизации – более 95–97%.

На рис. 4 и 5 представлены результаты микроскопического анализа полученных экспериментальных образцов после сфероидизации.

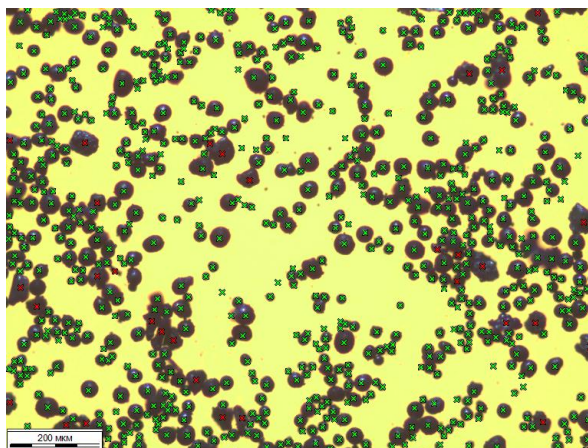


Рис. 4. Результат проведения статистической обработки микрофотографии для анализа степени сферичности частиц экспериментальных образцов после плазменной сфероидизации (зеленые метки указывают на сферические и округлые частицы, красные метки – на частицы неправильной формы)

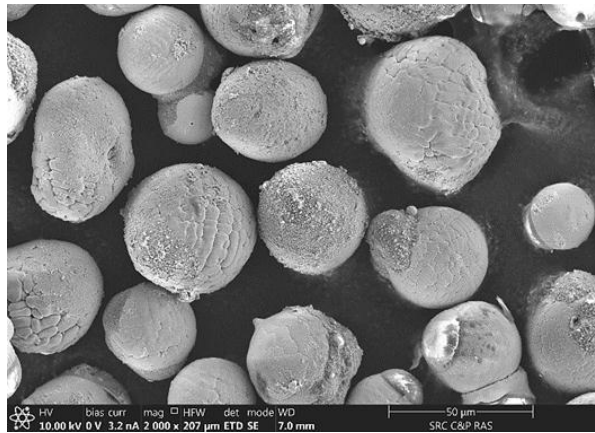


Рис. 5. Характерный вид (СЭМ) сфероидизированных в плазме частиц

Исследование морфологии показывает, что все гранулы сфероидизированной порошковой композиции в различной степени обогащены на поверхности армирующими наночастицами; некоторые сферические частицы также имеют «островковую» природу.

Исследование элементного микросостава указывает на то, что присутствие армирующих наночастиц характерно в небольшом количестве (на уровне сотых и десятых долей процента, т. е. на 1–2 порядка меньше, чем в исходном порошке) в объеме гранул и в большом количестве (единицы и десятки долей процента, т. е. на порядок больше, чем в исходном порошке) в «островковом» образовании на поверхности гранул.

Одной из целей плазменной обработки является увеличение текучести материала, осаждение (закрепление) и достижение большей равномерности распределения армирующих наночастиц на поверхности матричных гранул. Это достигается главным образом увеличением степени округлости материала, т. е. его сфероидизацией. Исследование текучести проводили при помощи воронки Холла с диаметром отверстия 2,5 мм по ГОСТ 20899–98. Результаты исследований показали, что текучесть сфероидизированных порошков находится около значений 23,6–24,0 с, текучесть исходного порошка составляла 34,2–35,0 с.

Заключения

Основные результаты исследования фракционного состава следующие:

- порошок исходного сырья ВКНА-4У+Al₂O₃–Y₂O₃ состоит из гранул размером от 10 до 97 мкм (средний размер в 43,3 мкм); содержание гранул <60 мкм – более 82,2% (по массе);
- порошки, получаемые при отработке плазменного процесса сфероидизации порошковой металлокерамической композиции, состоят преимущественно из гранул размером от 10 до 80–100 мкм (средний размер около 30–40 мкм); содержание гранул <60 мкм: 95% (по массе);
- порошок из исходного сырья ВКНА-4У+Al₂O₃–Y₂O₃ состоит из гранул размером от 10 до 97 мкм (средний размер в 43,3 мкм);
- порошки, получаемые после сфероидизации порошковой металлокерамической композиции, состоят преимущественно из гранул размером от 10 до 80–100 мкм (средний размер около 30–40 мкм);
- текучесть порошка после процесса сфероидизации составила 23,6–24,0 с (текучесть исходного порошка 34,2–35,0 с).

При исследовании морфологии и структуры сфероидизированных композиций получили следующие результаты.

Исследование морфологии показывает (рис. 6), что все гранулы сфероидизированной порошковой композиции в различной степени обогащены на поверхности армирующими наночастицами.

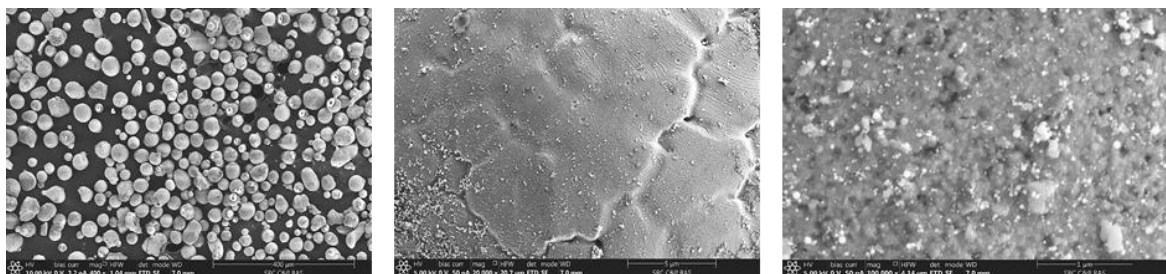


Рис. 6. Микрофотографии (СЭМ) со сканирующего электронного микроскопа с исследованием размера и морфологии сфероидизированных частиц

Использование плазменной сфероидизации с выбранными технологическими режимами позволило получить сфероидизированные гранулы порошковой композиции с параметром сфероидизации гранул более 95–97% с минимальным количеством испарений. Плазменная сфероидизация позволила существенно улучшить текучесть обрабатываемого материала, а также увеличила однородность дисперсного состава и морфологию гранул, что позволит успешно использовать полученный сфероидизированный порошок для его применения в аддитивных технологиях.

Однако результатом использования плазменной сфероидизации также стало перераспределение элементного состава и уменьшение однородности распределения армирующих наночастиц в объеме композиционных гранул.

Исследование элементного микросостава указывает на то, что присутствие армирующих наночастиц характерно в небольшом количестве (на уровне сотых и десятых долей процента, т. е. на 1–2 порядка меньше, чем в исходном порошке) в объеме гранул и в большом количестве (единицы и десятки долей процента, т. е. на порядок больше, чем в исходном порошке) в «островковом» образовании на поверхности гранул.

В процессе отработки параметров плазменной сфероидизации для исключения образования «островковой» структуры образуемых частиц эффективных решений не найдено. Использование принудительной газовой закалки и режима без осаждения наночастиц на поверхность гранул влияет только на качество сфероидизации, однако не приводит к изменению структуры получаемых гранул.

ЛИТЕРАТУРА

1. Casati R., Vedani M. Metal Matrix Composites Reinforced by Nano-Particles: A Review // *Metals*. 2014. Vol. 4. P. 65–83.
2. Tjong S.C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties // *Advanced Engineering Materials*. 2007. Vol. 9. P. 639–652.
3. Sanaty-Zadeh A. Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall–Petch effect // *Materials Science and Engineering*. 2012. Vol. 531. P. 112–118.
4. Viswanathan V., Laha T., Balani K. et al. Challenges and advances in nanocomposite processing techniques // *Materials Science and Engineering: R*. 2006. Vol. 54 (5). P. 121–285.
5. Довбыш В.М., Забеднов П.В., Зленко М.А. Аддитивные технологии и изделия из металла. URL: http://nami.ru/upload/AT_metall.pdf (дата обращения: 08.10.2019).

6. Frazier W.E. Metal Additive Manufacturing: A Review // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014. Vol. 23(6). P. 1917–1928.
7. Emmelmann C., Kranz J., Herzog D., Wycisk E. Laser Additive Manufacturing of Metals, Laser Technology in Biomimetics // *Biological and Medical Physics, Biomedical Engineering*. 2013. P. 143–162.
8. Kumar S., Kruth J.-P. Composites by rapid prototyping technology // *Materials and Design*. 2010. Vol. 31. P. 850–856.
9. Song B., Dong S., Coddet C. Rapid in-situ fabrication of Fe/SiC bulk nanocomposites by selective laser melting directly from a mixed powder of micro-sized Fe and micro-sized SiC // *Scripta Materialia*. 2014. Vol. 75. P. 90–93.
10. Dadbakhsh S., Hao L., Jerrard P.G.E., Zhang D.Z. Experimental investigation on selective laser melting behaviour and processing windows of in situ reacted Al/Fe₂O₃ powder mixture // *Powder Technology*. 2012. Vol. 231. P. 112–121.
11. Simchi A., Godlinski D. Effect of SiC particles on the laser sintering of Al–7Si–0.3Mg alloy // *Scripta Materialia*. 2008. Vol. 59. No. 2. P. 199–202.
12. Singha S.S., Royb D., Mitraa R. et al. Studies on laser sintering of mechanically alloyed Al₅₀Ti₄₀Si₁₀ composite // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 501. No. 1–2. P. 242–247.
13. Gua D., Meiners W. Microstructure characteristics and formation mechanisms of in situ WC cemented carbide based hardmetals prepared by Selective Laser Melting // *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 527. No. 29–30. P. 7585–7592.
14. Gu D., Shen Y., Lu Z. Preparation of TiN–Ti₅Si₃ in-situ composites by Selective Laser Melting // *Materials Letters*. 2009. Vol. 63. No. 18–19. P. 1577–1579.
15. Gu D., Wang Z., Shen Y. et al. In-situ TiC particle reinforced Ti–Al matrix composites: Powder preparation by mechanical alloying and Selective Laser Melting behavior // *Applied Surface Science*. 2009. Vol. 255. No. 22. P. 9230–9240.
16. Zhang D., Cai Q., Liu J., He J., Li R. Microstructural evolution and formation of selective laser melting W–Ni–Cu composite powder // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013. Vol. 67. P. 2233–2242.
17. Biedunkiewicz A., Biedunkiewicz W., Figiel P., Grzesiak D. Preparation of stainless steel–TiC composite by selective laser melting // *Chemike Listy*. 2011. Vol. 105. P. 773–774.
18. Ghosh S.K., Saha P., Kishore S. Influence of size and volume fraction of SiC particulates on properties of ex situ reinforced Al–4.5Cu–3Mg metal matrix composite prepared by direct metal laser sintering process // *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 527. No. 18–19. P. 4694–4701.
19. Низкотемпературная плазма / под ред. М.Ф. Жукова. Новосибирск: Наука, 1999. Т. 17: Электродуговые генераторы термической плазмы. 712 с.
20. Цветков Ю.В., Панфилов С.А. Низкотемпературная плазма в процессах восстановления. М.: Наука, 1980. 360 с.
21. Tsvetkov Yu.V. Plasma metallurgy. Current state, problems and prospects // *Pure and Applied Chemistry*. 1999. Vol. 71. No. 10. P. 1853–1862.
22. Алексеев Н.В., Гречиков М.И., Самохин А.В., Цветков Ю.В. Управление дисперсностью металлических порошков, получаемых в процессах плазменного восстановления // *Физика и химия обработки материалов*. 1997. №6. С. 54–60.
23. Алексеев Н.В., Самохин А.В., Цветков Ю.В. Синтез нанопорошков карбонитрида титана при взаимодействии тетрахлорида титана с углеводородно-воздушной плазмой // *Химия высоких энергий*. 1999. Т. 33. №3. С. 238–242.
24. Алексеев Н.В., Балихин И.Л., Куркин Е.Н. и др. Формирование ультрадисперсного порошка оксида алюминия в условиях ограниченной струи воздушной плазмы // *Физика и химия обработки материалов*. 1994. №4–5. С. 72–78.
25. Алексеев Н.В., Агафонов К.Н., Куркин Е.Н. и др. Синтез наночастиц оксида алюминия при окислении металла в потоках термической плазмы // *Физика и химия обработки материалов*. 1997. №3. С. 33–38.

26. Плазменная установка для получения нанопорошков: пат. 2311225. Рос. Федерация. №2006110838/15; заявл. 05.04.06; публ. 27.11.07.
27. Котляров В.И., Бешкарев В.Т., Карцев В.Е. и др. Получение сферических порошков для аддитивных технологий на основе металлов IV группы // Физика и химия обработки материалов. 2016. №2. С. 63–70.
28. Цветков Ю.В., Самохин А.В., Фадеев А.А. и др. Сфероидизация металлических порошков в термической плазме электродугового разряда // Технология легких сплавов. 2016. №2. С.19–24.
29. Котляров В.И., Бешкарев В.Т., Южакова Е.А. и др. Пути повышения качества порошков на основе титана для аддитивных технологий // Сб. докл. III Всерос. науч.-технич. конф. «Роль фундаментальных исследований при реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года». М.: ВИАМ, 2016. С. 18.
30. Котляров В.И., Бешкарев В.Т., Карцев В.Е. и др. Получение порошков на основе титана для аддитивных технологий // Сб. докл. II Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее». М.: ВИАМ, 2016. С. 2.
31. Попович А.А., Разумов Н.Г., Григорьев А.В. и др. Получение порошка сплава Nb–16Si методом механического легирования и сфероидизации в термической плазме электродугового разряда для аддитивных технологий // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2017. Т. 3. С. 32–40.
32. Фадеев А.А. Сфероидизация порошка нержавеющей стали в термической плазме электродугового разряда // Сб. докл. XIII Рос. ежегод. конф. молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». М.: ИМЕТ РАН, 2016. С. 243–245.
33. Способ получения узкофракционных сферических порошков из жаропрочных сплавов на основе алюминид никеля: пат. 2681022 Рос. Федерация. №2018123137; заявл. 26.06.18; публ. 01.03.19.
34. 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.
35. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литейных высокожаропрочных сплавов с переменным управляемым температурным градиентом // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
36. Оспенникова О.Г., Подъячев В.Н., Столянков Ю.В. Тугоплавкие сплавы для новой техники // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №10 (46). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.04.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.
37. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Конструкционные жаропрочные материалы на основе соединения Ni₃Al для деталей горячего тракта ГТД // Технология легких сплавов. 2007. №2. С. 75–80.
38. Оспенникова О.Г., Базылева О.А., Евгенов А.Г., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Микроструктурные и фазовые превращения в интерметаллидном сплаве на основе Ni₃Al после воздействия термической обработки и горячего изостатического прессования // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1. С. 36–43. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-36-43.