

УДК 621.762.2 : 621.926

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-32-40

Получение порошка сплава Nb–16Si методом механического легирования и сфероидизации в термической плазме электродугового разряда для аддитивных технологий

© 2017 г. А.А. Попович, Н.Г. Разумов, А.В. Григорьев, А.В. Самохин, В.Ш. Суфияров,
И.С. Гончаров, А.А. Фадеев, М.А. Синайский

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» (СПбПУ)

ОАО «Климов», г. Санкт-Петербург

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (ИМЕТ РАН), г. Москва

Статья поступила в редакцию 30.08.16 г., доработана 22.11.16 г., подписана в печать 30.11.16 г.

Создание новых более тугоплавких жаропрочных материалов для газотурбинных двигателей является одной из важнейших задач современного материаловедения. Это связано с тем, что используемые в настоящее время для этих целей никелевые суперсплавы имеют низкую температуру плавления ~1400 °С, которая ограничивает их собственную максимальную рабочую температуру интервалом 1100–1150 °С. Заменой Ni-сплавов могут стать естественные композиты, в которых матрицей являются тугоплавкие металлы, а интерметаллидными упрочнителями – их силициды. Среди бинарных систем «тугоплавкий металл–кремний» только три из них проявляют стабильность к силициду Me_5Si_3 : Nb_5Si_3 , Re_5Si_3 и W_5Si_3 . С точки зрения сочетания высокой температуры плавления и низкой плотности соединение Nb_5Si_3 является оптимальным среди остальных силицидов. Значительный интерес представляет использование сплавов системы Nb–Si в машинах аддитивного производства. В работе представлены результаты экспериментальных исследований по обработке порошка сплава Nb–16ат.%Si, полученного с помощью механического легирования элементарных порошков Nb и Si, в потоке термической плазмы. Порошок сплава Nb–16Si был получен механическим легированием порошков чистых элементов в планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 4. Процесс сфероидизации порошка проводился в плазменной установке на базе электродугового генератора термической плазмы с вихревой стабилизацией разряда. На основе результатов комплекса выполненных экспериментальных исследований показана принципиальная возможность процесса плазменной сфероидизации частиц порошка сплава Nb–16Si, полученных механическим легированием. Показано, что поверхность частиц после сфероидизации является неровной и отображает литую структуру материала. На микрошлифах выявлены три фазовые составляющие Nb_5Si_3 , Nb_3Si и $\text{Nb}_{\text{тв.р-р}}$, имеющие различный оптический контраст, что подтверждается результатами рентгенофазового анализа.

Ключевые слова: механическое легирование, сфероидизация, термическая плазма, жаропрочный сплав, сферический порошок.

Попович А.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры технологии и исследования материалов (ТИМ) СПбПУ, директор Института металлургии, машиностроения и транспорта СПбПУ (195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29). E-mail: popovicha@mail.ru.

Разумов Н.Г. – канд. техн. наук, вед. инженер лаборатории функциональных материалов СПбПУ. E-mail: n.razumov@onti.spbstu.ru.

Григорьев А.В. – аспирант кафедры ТИМ, ген. конструктор ОАО «Климов» (194100, г. Санкт-Петербург, ул. Кантемировская, 11). E-mail: klimov@klimov.ru.

Самохин А.В. – канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник лаборатории плазменных процессов в металлургии и обработке металлов (№ 16) ИМЕТ РАН (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 49). E-mail: andrey.samokhin@gmail.com.

Суфияров В.Ш. – канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник лаборатории функциональных материалов СПбПУ. E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru.

Гончаров И.С. – аспирант кафедры ТИМ СПбПУ. E-mail: fm@onti.spbstu.ru.

Фадеев А.А. – мл. науч. сотрудник ИМЕТ РАН. E-mail: fadeevandrei@gmail.com.

Синайский М.А. – мл. науч. сотрудник ИМЕТ РАН. E-mail: sinaisky@imet.ac.ru.

Для цитирования: Попович А.А., Разумов Н.Г., Григорьев А.В., Самохин А.В., Суфияров В.Ш., Гончаров И.С., Фадеев А.А., Синайский М.А. Получение порошка сплава Nb–16Si методом механического легирования и сфероидизации в термической плазме электродугового разряда для аддитивных технологий // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. № 3. С. 32–40. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-32-40.

Popovich A.A., Razumov N.G., Grigoriev A.V., Samokhin A.V., Sufiiarov V.Sh., Goncharov I.S., Fadeev A.A., Sinaiskii M.A.

Preparation of spherical Nb-16Si alloy powders for additive technologies by mechanical alloying and spheroidization in electric arc thermal plasma

The creation of new higher melting temperature materials for gas turbine engines is one of the most important tasks of modern materials. This is due to the fact that nickel superalloys currently used for these purposes have a low melting point about 1400 °C which limits their own maximum working temperature to 1100–1150 °C. Ni alloys can be replaced by natural composites with refractory metals as a matrix and their silicides as intermetallic hardeners. Only three of refractory metal – silicon binary systems exhibit stability to the Me_5Si_3 silicide, namely Nb_5Si_3 , Re_5Si_3 and W_5Si_3 . Nb_5Si_3 is the best compound among other silicides with regard to the combination of high melting point and low density. The use of Nb–Si alloys in additive manufacturing machines is of considerable interest. The paper presents the results of experimental studies on the thermal plasma processing of Nb–16Si alloy powder prepared by mechanical alloying of Nb and Si elemental powders. Nb–16Si (at.%) alloy powder was prepared by mechanical alloying of pure element powders using the Fritsch Pulverisette 4 planetary mill. Spheroidization was carried out on a plasma unit based on vortex-stabilized arc thermal plasma generator. The results of experimental studies conducted confirmed the possibility to perform plasma spheroidization of Nb–16Si alloy powder particles obtained by mechanical alloying. It is shown that the particle surface after spheroidization is rough and reflects the cast structure of the material. Three phase components having different optical contrast are revealed on microsections: Nb_5Si_3 , Nb_3Si and Nbss, which is confirmed by X-ray diffraction.

Keywords: mechanical alloying, spheroidization, thermal plasma, heat resistant alloy, spherical powder.

Popovich A.A. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Head of Institute of metallurgy, mechanical engineering and transport, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University (SPbPU) (195251, Russia, St. Petersburg, Polytechnicheskaya, 29). E-mail: popovicha@mail.ru.

Razumov N.G. – Cand. Sci. (Tech.), Leading engineer, Laboratory of functional materials, SPbPU. E-mail: n.razumov@onti.spbstu.ru.

Grigoriev A.V. – Post-graduate student, SPbPU, Chief designer, JSC «Klimov» (194100, Russia, St. Petersburg, Kantemirovskaya str., 11). E-mail: klimov@klimov.ru.

Samokhin A.V. – Cand. Sci. (Tech.), Leading researcher, Laboratory of plasma processes in metallurgy and metal processing (№ 16), Institute of Metallurgy and Materials A.A. Baikova (IMET RAS) (119991, Russia, Moscow, Leninsky pr., 49). E-mail: andrey.samokhin@gmail.com.

Sufiiarov V.Sh. – Cand. Sci. (Tech.), Leading researcher, Laboratory of Functional materials, SPbPU. E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru.

Goncharov I.S. – Post-graduate student, SPbPU. E-mail: fm@onti.spbstu.ru.

Fadeev A.A. – Junior researcher, IMET RAS. E-mail: fadeevandrei@gmail.com.

Sinaiskii M.A. – Junior researcher, IMET RAS. E-mail: sinaiskiy@imet.ac.ru.

Citation: Popovich A.A., Razumov N.G., Grigoriev A.V., Samokhin A.V., Sufiiarov V.Sh., Goncharov I.S., Fadeev A.A., Sinaiskii M.A. Poluchenie poroshka splava Nb–16Si metodom mekhanicheskogo legirovaniya i sferoidizatsii v termicheskoi plazme elektrodugovogo razryada dlya additivnykh tekhnologii. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2017. No. 3. С. 32–40. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-3-32-40.

Введение

Современные жаропрочные сплавы на основе никеля имеют рабочие температуры порядка 1100–1150 °C, что составляет 0,8–0,85 $T_{пл}$. Дальнейшее усовершенствование никелевых сплавов не позволит существенно повысить рабочую температуру в связи с относительно низкой температурой плавления никеля. Заменой Ni-сплавам могут стать естественные композиты, в которых матрицей являются тугоплавкие металлы, а интерметаллидными упрочнителями — их силициды [1, 2]. Среди бинарных систем «тугоплавкий металл — кремний» только три из них проявляют стабильность к силициду Me_5Si_3 : Nb_5Si_3 , Re_5Si_3 и W_5Si_3 . С точки зрения сочетания высокой температуры

плавления и низкой плотности соединение Nb_5Si_3 является оптимальным среди остальных силицидов [3]. Композиты на основе системы Nb–Si имеют плотность $\rho = 6,5 \div 7,0$ г/см³, высокую температуру плавления ($T_{пл} = 2000$ К), термохимическую и морфологическую стабильность до 1500 °C. Таким образом, использование жаропрочных материалов на основе системы Nb–Si может позволить повысить рабочую температуру на 150–200 °C [2, 4].

В настоящее время применяются два подхода к получению материалов на основе сплавов Nb–Si: — с помощью литейных технологий [3, 5–7]; — с использованием методов порошковой металлургии [8–11].

Основными недостатками первого из них являются усадочные дефекты, неоднородность структуры, а также высокая сложность изготовления инертных стержней, форм и оснастки, устойчивых к температурам выше 1700 °С. Главное препятствие широкого применения технологий направленной кристаллизации — низкая производительность процесса (оптимальная скорость выращивания составляет 5 мм/ч) [6, 7].

Значительный интерес для получения сплавов системы Nb—Si представляют методы порошковой металлургии, в частности механическое легирование (МЛ). Его основой является импульсная механическая обработка порошков или их смесей в мельницах. Применение МЛ позволяет получать однородные по составу и структуре частицы порошка с одновременным формированием мелкозернистой структуры, в том числе нанокристаллической [12—14]. Однако на данный момент существуют сложности получения порошков со сферической формой частиц, что затрудняет их использование в аддитивных технологиях.

Порошки со сферическими частицами обладают рядом преимуществ перед порошками, частицы которых выражены неравноосной формой (осколочной, игольчатой, чешуйчатой, губчатой и т.д.) — это высокие плотность и текучесть, а также низкая внутренняя пористость [15]. Такие характеристики являются важными критериями использования порошков для аддитивных процессов.

Получение порошков, состоящих из сферических частиц керамических материалов и тугоплавких соединений, с помощью атомизации из расплава затруднительно, поэтому могут применяться различные методы сфероидизации — процесса преобразования исходного порошкового материала неравноосной формы с целью получения шарообразных частиц. Один из них — термическое воздействие на порошок потока плазмы [16, 17]. Высокая температура, достигающая 10000 °С в струе плазмы, позволяет расплавлять и испарять даже самые тугоплавкие соединения. Контролируя такие параметры, как скорость подачи и траектория движения порошка, а также расход плазмообразующего газа и мощность плазменного потока, можно подобрать оптимальный режим получения сферической формы частиц соединений заданного состава [18—22].

В настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований по обработке

порошка сплава Nb—16 ат. % Si¹, полученного с помощью механического легирования элементарных порошков Nb и Si, в потоке термической плазмы.

Методика исследований

Порошок сплава Nb—16Si был получен механическим легированием порошков чистых (99,5 %) ниобия и кремния в планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 4. Скорость вращения стаканов составляла 200 об/мин, соотношение массы загружаемого порошка к массе шаров — 1 : 10, время синтеза — 6 ч. Подготовка порошков для МЛ и загрузка в стакан мельницы проводились в атмосфере аргона в герметичной перчаточной камере.

Для исследования процесса сфероидизации порошка сплава Nb—16Si использовалась плазменная установка ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова на базе электродугового генератора термической плазмы с вихревой стабилизацией разряда [11, 13], схема которой представлена на рис. 1.

Сфероидизация металлических порошков в плазменной установке основана на нагреве и расплавлении исходных металлических частиц, вводимых в плазменный поток транспортирующим газом. При охлаждении высокотемпературного газодисперсного потока в объеме реактора с водоохлаждаемыми стенками происходит кристаллизация металлических частиц в виде сфер. Получаемый порошок осаждается на внутренних стенках реактора, в коническом днище реактора, частично выносятся на рукавный фильтр и собирается в приемных бункерах целевого продукта. Экспериментальные исследования сфероидизации порошка сплава Nb—16Si в потоке термической плазмы, генерируемой в электродуговом плазмотроне, выполнены при следующих значениях параметров процесса:

- мощность плазмотрона 18 кВт;
- расход плазмообразующего газа (аргон, аргонородные смеси) 2 м³/ч;
- энтальпия плазменной струи 9 МДж/м³;
- расход порошка 3 г/мин.

Фазовый состав изучался методом рентгенофазового анализа на установке Brucker D8 Advance в CuK_α-излучении ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Дальнейшая обработка дифракционных данных осуществлялась по методу Ритвельда с использованием програм-

¹ Здесь и далее содержание кремния приводится в ат. %.

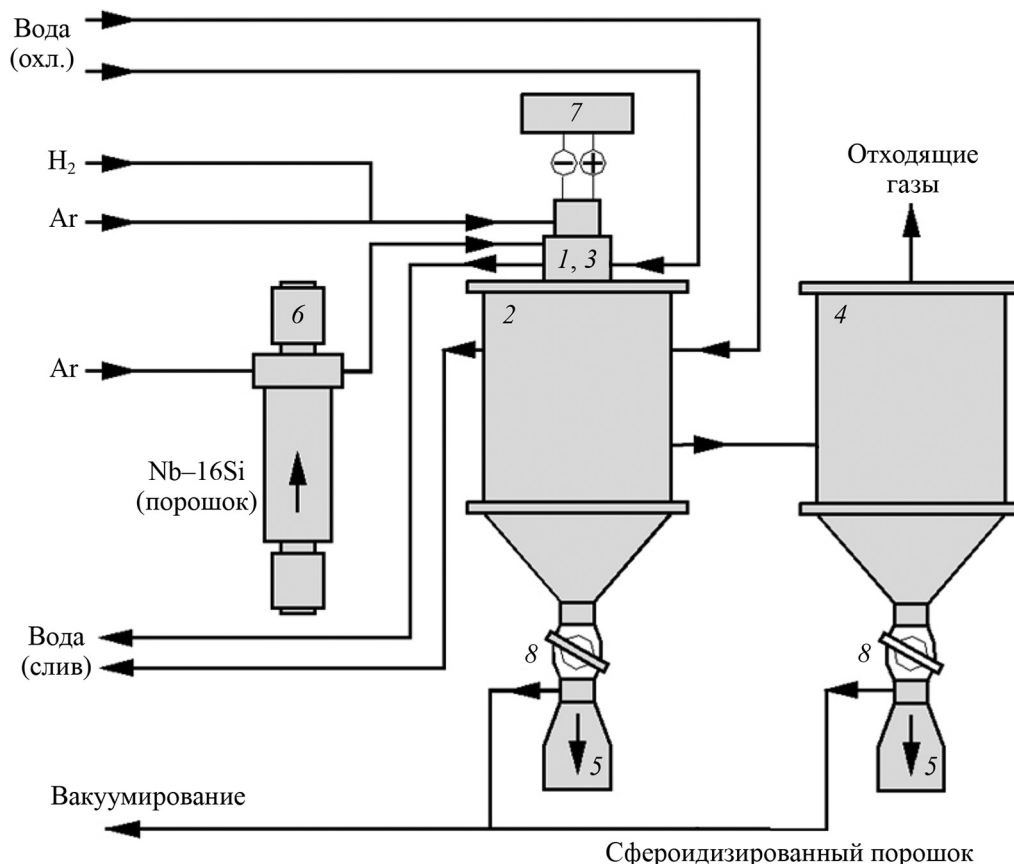


Рис. 1. Схема установки для сфероидизации порошка состава Nb—16Si в термической плазме электродугового разряда

1 – электродуговой плазматрон; 2 – камера плазменной обработки порошков; 3 – камера смешения дисперсного сырья с плазменным потоком; 4 – аппарат фильтрации; 5 – сборники целевого продукта; 6 – поршневой дозатор дисперсного сырья; 7 – источник питания плазматрона; 8 – запорные краны выгрузки целевого продукта

мы Diffrac Plus Topas фирмы «Bruker». Исследование морфологии частиц и структуры полученных сплавов проводилось на сканирующем электронном микроскопе Mira 3 Tescan. Распределение элементов по объему частицы порошка определялось на шлифах методом рентгеновского микроанализа с помощью приставки Oxford INCA Wave 500 к сканирующему электронному микроскопу.

Результаты и их обсуждение

В ходе механического легирования порошков исходных компонентов был получен порошок сплава Nb—16Si с частицами осколочной формы размером до 100 мкм (рис. 2). При его детальном исследовании установлено, что частицы представляют собой агломераты микронных и субмикронных частиц (рис. 2, б) с довольно равномерным распределением исходных компонентов по объему (рис. 2, в).

В результате комплекса выполненных экспериментов установлено, что в потоке термической плазмы аргона с добавками водорода, генерируемой в электродуговом плазматроне, могут быть синтезированы порошки сплава Nb—16Si с высокой степенью сфероидизации частиц (рис. 3). Ввиду того, что частицы были получены бестигельным способом, их поверхность (рис. 3, б и в) неровная и отображает литую структуру материала.

Рентгенофазовый анализ порошков, полученных методом МЛ, показал наличие пиков твердого раствора ниобия ($Nb_{\text{ТВ.Р-Р}}$), а также его силицидов — Nb_5Si_3 , Nb_3Si (рис. 4). Основные пики на рентгенограмме отвечают твердому раствору ниобия с кубической решеткой и ее параметром $a = 3,33 \text{ \AA}$, а также силициду ниобия Nb_5Si_3 с гексагональной решеткой ($P63/m$) с $a = 7,536 \text{ \AA}$ и $c = 5,249 \text{ \AA}$. Широкие пики указывают на сильное искажение кристаллической решетки, обусловленное интенсивным механическим воздействием.

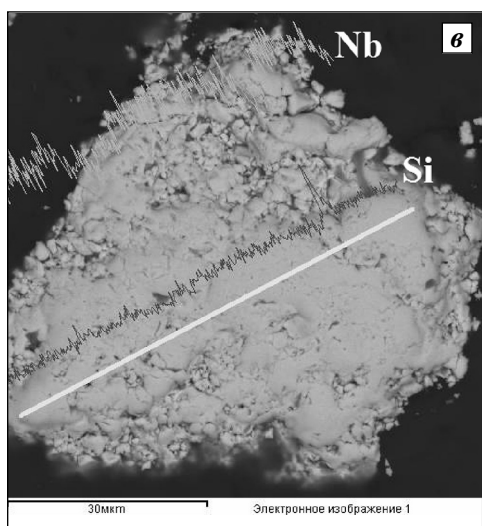
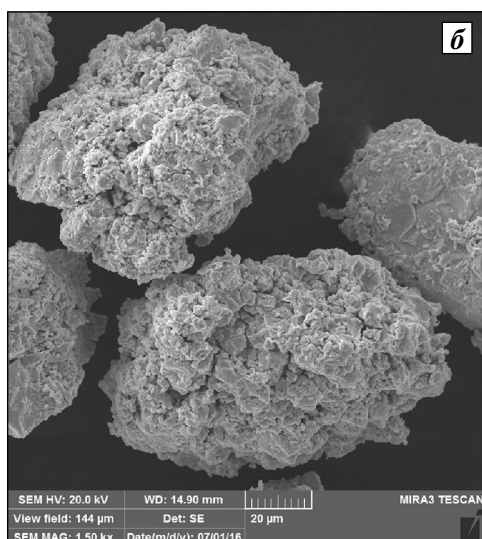
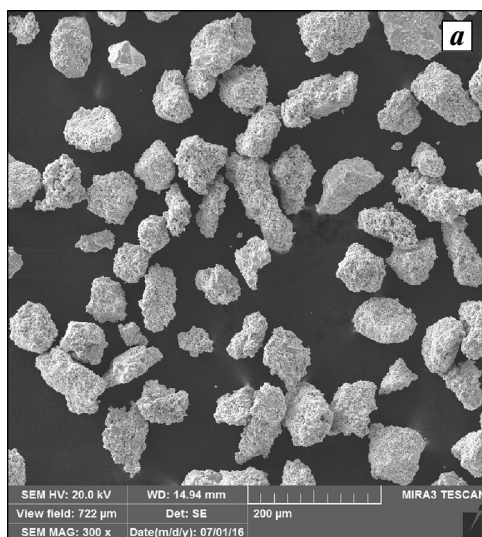


Рис. 2. Морфология частиц порошка сплава Nb–16Si после механического легирования

а, б – морфология частиц;
в – распределение элементов по объему частицы

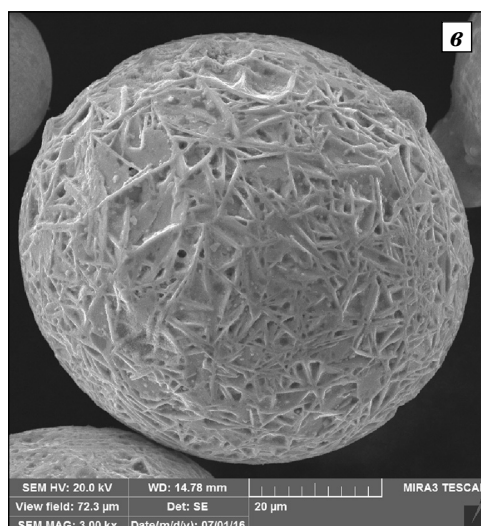
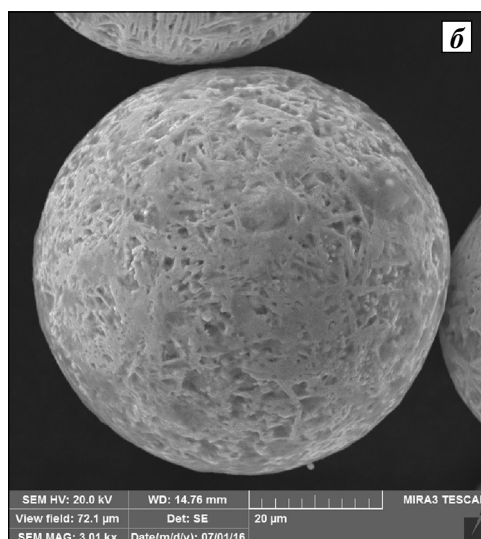


Рис. 3. Морфология частиц порошка сплава Nb–16Si после плазменной сфероидизации

а – общее изображение частиц;
б, в – особенности морфологии их поверхности

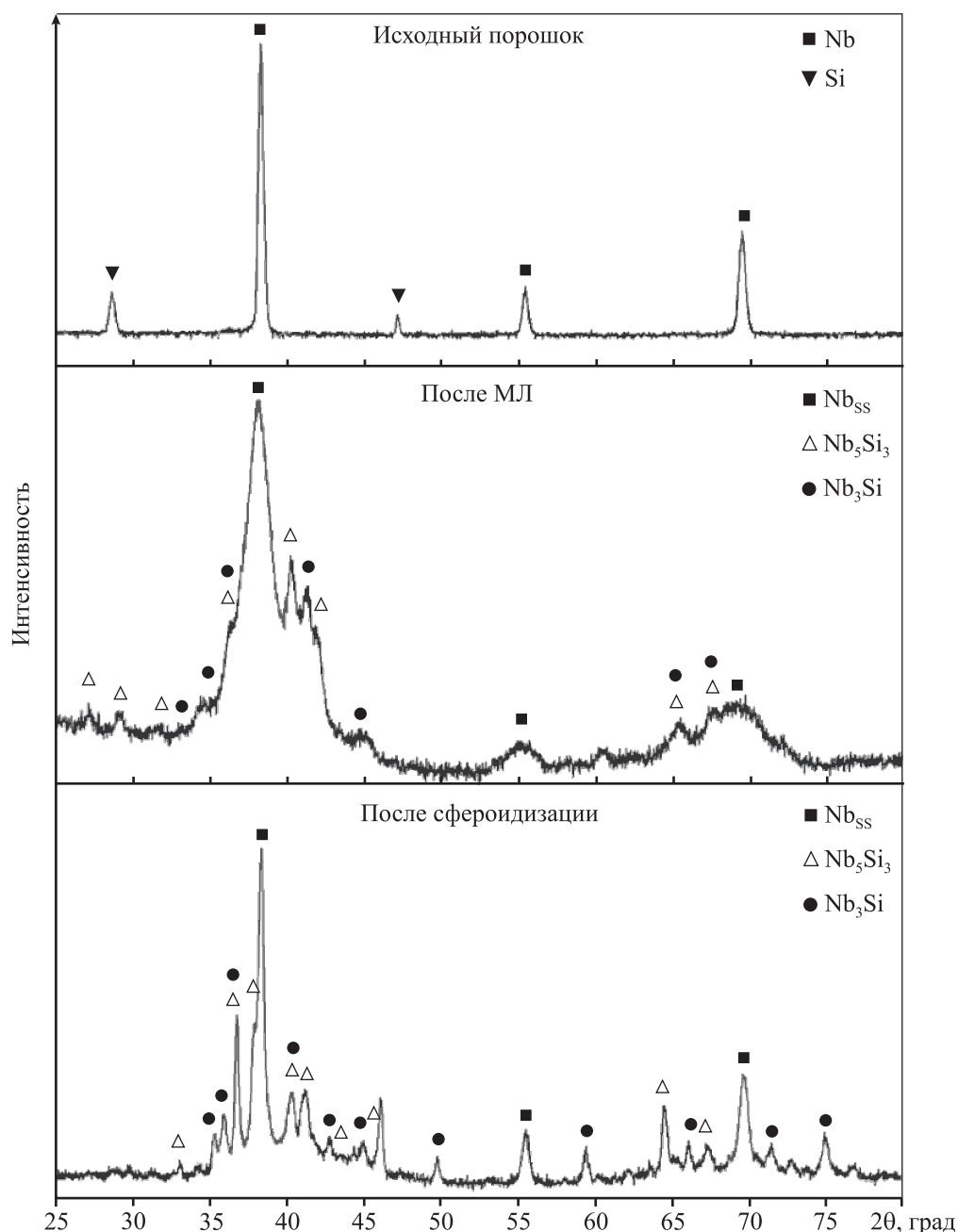


Рис. 4. Изменение фазового состава в порошке сплава Nb–16Si после механического легирования и сфероидизации

После сфероидизации порошка гексагональная решетка силицида ниобия Nb_5Si_3 трансформируется в тетрагональную решетку ($I4/m$) с параметрами $a = 6,557 \text{ \AA}$ и $c = 11,86 \text{ \AA}$. Остальные фазовые составляющие остаются неизменными.

Исследование микрошлифов показало, что сферические частицы имеют структуру, состоящую из равноосных дендритов (рис. 5), размеры которых на периферии частиц мало отличаются от центральных областей. Порядок осей подобных ден-

дритов сложно определить, поскольку направление роста не всегда можно отчетливо проследить. С увеличением размера частиц расстояние между дендритными ветвями увеличивается, поскольку повышение продолжительности затвердевания интенсифицирует процесс коалесценции, вызывая растворение тонких ветвей с расширением междудендритных промежутков.

Визуально определяемые периодические изменения на поверхности частицы (см. рис. 3), вы-

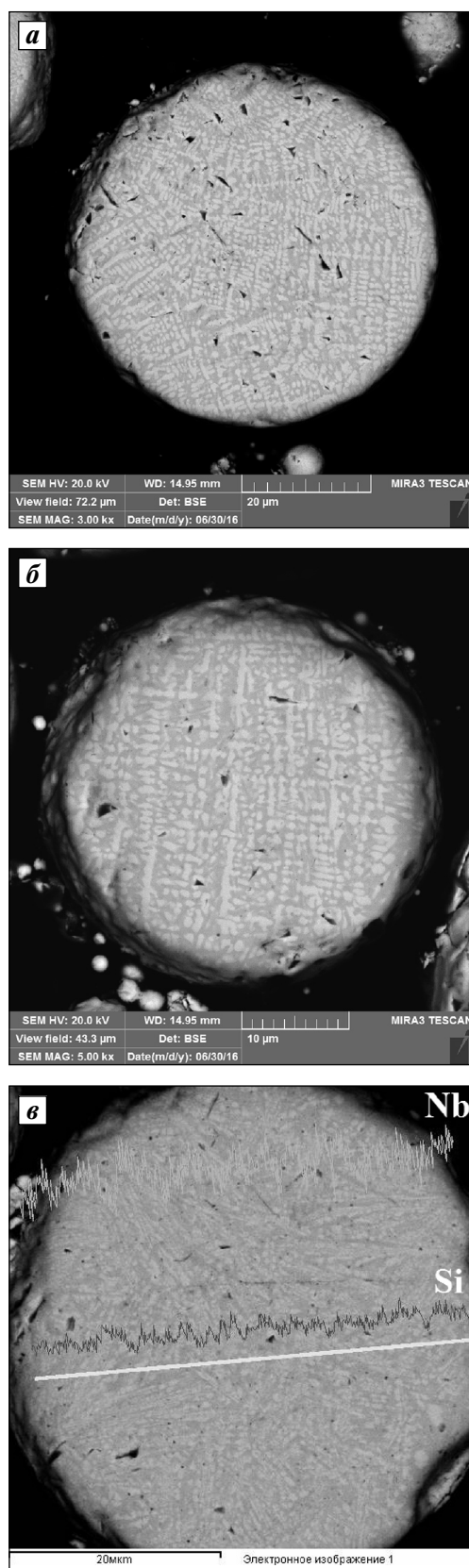


Рис. 5. Микроструктура частиц (а, б) порошка сплава Nb—16Si и распределение элементов в объеме частицы (в) после плазменной сфероидизации

званные кристаллизационными процессами, происходят с интервалом в 4 ± 1 мкм, что приблизительно соответствует поперечным размерам ячеисто-дендритных кристаллитов, которые образуются в объеме капли (рис. 5). Их вершины в процессе радиального роста достигают поверхности частицы, где вследствие объемной усадки остаточного расплава при затвердевании возникают оконтуривающие их канавки.

На микрошлифах выявлены три фазовых составляющих, имеющих различный оптический контраст: темно-серая, серая и светло-серая (см. рис. 5). Наиболее темная фаза с минимальной плотностью соответствует интерметаллиду Nb_5Si_3 , серая — Nb_3Si , а светлая — $Nb_{\text{тв.р-р}}$. На рис. 5, в показано распределение легирующих элементов в плоскости шлифа. Ниобий — основа исследуемого сплава, поэтому согласно закону сохранения массы в междендритных областях его содержание будет меньше, чем в областях, соответствующих осям (ветвям) дендритов, что подтверждается кривой распределения элементов. Наличие пор микронного и субмикронного размеров во внутренней структуре сферических частиц может быть связано либо с недостаточной степенью проплавления исходных высокопористых частиц, либо с образованием водяных паров в результате водородного восстановления оксидов металлов.

Заключение

Выполненные работы показали принципиальную возможность процесса плазменной сфероидизации порошка сплава Nb—16Si и перспективность работ в данном направлении. Поверхность полученных частиц является неровной и отображает литую структуру материала. Рентгенофазовый анализ порошков показал наличие пиков твердого раствора ниобия ($Nb_{\text{тв.р-р}}$), а также силицидов ниобия Nb_5Si_3 , Nb_3Si , что подтверждается результатами исследований микрошлифов. Вопросы, требующие привлечения особого внимания при продолжении работ, следующие:

- элементный и фазовый составы исходного сырья;
- присутствие примесей;
- фракционный состав исходного сырья;
- механическая прочность гранул исходного сырья.

Исследование выполнено за счет гранта
Российского научного фонда (проект №15-13-00062).

Литература

1. Светлов И.Л. Високотемпературные Nb—Si-компози́ты // Материаловедение. 2010. No. 9. С. 29—38.
2. Карпов М.И. Современные направления исследований и достижения в области создания новых жаропрочных материалов на основе тугоплавких металлов с интерметаллидным и карбидным упрочнением // Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'16): Тр. междунар. науч.-техн. конф. (г. Санкт-Петербург, 21—25 июня 2016 г.). СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2016. С. 350—354.
3. Drawin S., Justin J.F. Advanced lightweight silicide and nitride based materials for turbo-engine applications // Aerospace Lab. 2011. Vol. 3. P. 1—13.
4. Zhao J.-C., Bewlay B.P., Jackson M.R. Determination of Nb—Hf—Si phase equilibria // Intermet. 2001. Vol. 9. No. 8. P. 681—689.
5. Drawin S. Ultra high temperature materials for turbines // European framework programme fp6 — specific targeted research project (STREP) Priority T4 — Aeronautics and space: Final activity report. 2008.
6. Карпов М.И., Внуков В.И., Коржов В.П., Строганова Т.С., Желтякова И.С., Прохоров Д.В., Гнесин И.Б., Кийко В.М., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Некрасов А.Н. Структура и механические свойства жаропрочного сплава системы Nb—Si эвтектического состава, полученного методами направленной кристаллизации // Деформация и разрушение материалов. 2012. No. 12. С. 2—8.
7. Светлов И.Л., Кузьмина Н.А., Нейман А.В., Исходжанова И.В., Карпов М.И., Строганова Т.С., Коржов В.П., Внуков В.И. Влияние скорости кристаллизации на микроструктуру, фазовый состав и прочность in-situ-компози́та Nb/Nb₅Si₃ // Изв. РАН. Сер. физ. 2015. Т. 79. No. 9. С. 1294—1297.
8. Drawin S., Monchoux J.P., Raviart J.L., Couret A. Microstructural properties of Nb—Si based alloys manufactured by powder metallurgy // Adv. Mater. Res. 2011. Vol. 278. No. 4. P. 533—538.
9. Drawin S. P/M manufacturing of niobium silicide based materials // Proceedings — 18 Plansee Seminar 2013 — Inter. Conf. on refractory metals and hard materials (Reutte/Austria, 3—7 June, 2013). RM105.
10. Wang X.L., Wang G.F., Zhang K.F. Effect of mechanical alloying on microstructure and mechanical properties of hot-pressed Nb—16Si alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527. P. 3253—3258.
11. Wang X.L., Zhang K.F. Mechanical alloying, microstructure and properties of Nb—16Si alloy // J. Alloys Compd. 2010. Vol. 490. P. 677—683.
12. Бутягин П.Ю. Проблемы и перспективы механохимии // Успехи химии. 1994. Т. 63. С. 1031—1043.
13. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // Prog. Mater. Sci. 2001. Vol. 46. P. 1—184.
14. Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // Успехи химии. 2006. Т. 75. No. 3. С. 203—216.
15. Frazier W.E. Metal Additive Manufacturing: A Review // J. Mater. Eng. Perform. 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917—1928.
16. Зверев С.Г. Разработка и исследование высокочастотной плазменной установки для обработки тугоплавких дисперсных материалов: Дис. ... канд. тех. наук. С.-Петербург: СПбГПУ, 2002.
17. Алексеев Н.В., Самохин А.В., Цветков Ю.В. Плазменная установка для получения нанодисперсных порошков: Пат. 2311225 (РФ). 2007.
18. Kumar S., Selvarajan V. Plasma spheroidization of iron powders in a non-transferred DC thermal plasma jet // Mater. Characterization. 2008. Vol. 59. No. 6. P. 781—785.
19. Chaturvedi V., Ananthapadmanabhan P. V., Chakravarthy Y., Bhandari S., Tiwari N., Pragatheeswaran A., Das A.K. Thermal plasma spheroidization of aluminum oxide and characterization of the spheroidized alumina powder // Ceram. Int. 2014. Vol. 40. No. 6. P. 8273—8279.
20. Самохин А.В., Алексеев Н.В., Цветков Ю.В. Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов // Химия высоких энергий. 2006. Т. 40. No. 2. С. 120—125.
21. Zhu H.L., Tong H.H., Yang F.Z., Wang Q., Cheng C.M. A comparative study on radio-frequency thermal plasma spheroidization for two types of alumina ceramic powder // Adv. Mater. Res. 2014. Vol. 1058. P. 221—225.
22. Tong J.B., Lu X., Liu C.C., Wang L.N., Qu X.H. Fabrication of micro-fine spherical high Nb containing TiAl alloy powder based on reaction synthesis and RF plasma spheroidization // Powder Technol. 2015. Vol. 283. P. 9—15.

References

1. Svetlov I.L. High-temperature Nb—Si composites. Pt. 1. Inorg. Mater.: Appl. Res. 2011. Vol. 2. No. 4. P. 307—315.
2. Karpov M.I. Sovremennye napravleniya issledovaniy i dostizheniya v oblasti sozdaniya novykh zharoprochnykh materialov na osnove tugoplavkikh metallov s intermetallidnym i karbidnym uprochneniem. In: Nanotehnologii funktsional'nykh materialov (NFM'16): Trudy mezhdunarodnoy nauchno-tehnicheskoy konferencii [Modern research directions and achievements in the field of creation of new

- heat-resistant materials on the basis of refractory metals and intermetallic carbide hardening. In: *Proc. of International scientific and technical conference Nanotechnologies of functional materials (NFM'16)* (Sankt-Peterburg, 21–25 June 2016)]. Sankt-Peterburg: SPbSTU, 2016. P. 350–354.
3. Drawin S., Justin J.F. Advanced lightweight silicide and nitride based materials for turbo-engine applications. *Aerospace Lab*. 2011. Vol. 3. P. 1–13.
 4. Zhao J.-C., Bewlay B.P., Jackson M.R. Determination of Nb–Hf–Si phase equilibria. *Intermet*. 2001. Vol. 9. No. 8. P. 681–689.
 5. Drawin S. Ultra High temperature materials for turbines. European Framework programme FP6 — specific targeted research project (STREP) priority T4 — Aeronautics and Space: Final activity report. 2008.
 6. Karpov M.I., Vnukov V.I., Korzhov V.P., Stroganova T.S., Zhelezyakova I.S., Prokhorov D.V., Gnesin I.B., Kiiko V.M., Kolobov Y.R., Golosov E.V., Nekrasov A.N. Structure and mechanical properties of a eutectic high-temperature Nb–Si alloy grown by directional solidification. *Russ. Metal. (Metally)*. 2014. No. 4. P. 267–274.
 7. Svetlov I.L., Kuzmina N.A., Neiman A.V., Ishadzhanova I.V., Karpov M.I., Stroganova T.S., Korzhov V.P., Vnukov V.I. Effect of the rate of solidification on the microstructure, phase composition, and strength of Nb/Nb₅Si₃ in-situ composites. *B. Russ. Acad. Sci. Phys*. 2015. Vol. 79. No. 9. P. 1146–1150.
 8. Drawin S., Monchoux J.P., Raviart J.L., Couret A. Microstructural properties of Nb–Si based alloys manufactured by powder metallurgy. *Adv. Mater. Res*. 2011. Vol. 278. No. 4. P. 533–538.
 9. Drawin S. P/M manufacturing of niobium silicide based materials. In: *Proc. of 18 Plansee Seminar 2013 — Int. Conf. on refractory metals and hard materials* (Reutte/Austria, 3–7 June, 2013). RM105.
 10. Wang X.L., Wang G.F., Zhang K.F. Effect of mechanical alloying on microstructure and mechanical properties of hot-pressed Nb–16Si alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2010. Vol. 527. P. 3253–3258.
 11. Wang X.L., Zhang K.F. Mechanical alloying, microstructure and properties of Nb–16Si alloy. *J. Alloys Compd*. 2010. Vol. 490. P. 677–683.
 12. Butyagin P.Yu. Problems in mechanochemistry and prospects for its development. *Russ. Chem. Rev.* Vol. 63. Iss. 12. P. 965–976.
 13. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling. *Prog. Mater. Sci*. 2001. Vol. 46. P. 1–184.
 14. Boldyrev V.V. Mechanochemistry and mechanical activation of solids. *Russ. Chem. Rev.* 2006. Vol. 75. Iss. 3. P. 177–189.
 15. Frazier W.E. Metal Additive Manufacturing: A Review. *J. Mater. Eng. Perform.* 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917–1928.
 16. Zverev S.G. Razrabotka i issledovanie vysokochastotnoy plazmennoy ustanovki dlya obrabotki tugoplavkikh dispersnykh materialov [Research and development of high-frequency plasma systems for the treatment of refractory dispersed materials]: Abstr. Dis. of PhD. Sankt-Peterburg: SPbSTU, 2002.
 17. Alekseev N.V., Samokhin A.V., Tsvetkov Yu.V. Plazmennaya ustanovka dlya polucheniya nanodispersnykh poroshkov [Plasma installation for obtaining nanopowders]. Pat: 2311225 (RF). 2007.
 18. Kumar S., Selvarajan V. Plasma spheroidization of iron powders in a non-transferred DC thermal plasma jet. *Mater. Characterization*. 2008. Vol. 59. No. 6. P. 781–785.
 19. Chaturvedi V., Ananthapadmanabhan P. V., Chakravarthy Y., Bhandari S., Tiwari N., Pragatheeswaran A., Das A.K. Thermal plasma spheroidization of aluminum oxide and characterization of the spheroidized alumina powder. *Ceram. Int*. 2014. Vol. 40. No. 6. P. 8273–8279.
 20. Samokhin A.V., Alekseev N.V., Tsvetkov Yu.V. Plasma-assisted processes for manufacturing nanosized powder materials. *High Energy Chemistry*. 2006. Vol. 40. Iss. 2. P. 93–97.
 21. Zhu H.L., Tong H.H., Yang F.Z., Wang Q., Cheng C.M. A comparative study on radio-frequency thermal plasmaspheroidization for two types of alumina ceramic powder. *Adv. Mater. Res*. 2014. Vol. 1058. P. 221–225.
 22. Tong J.B., Lu X., Liu C.C., Wang L.N., Qu X.H. Fabrication of micro-fine spherical high Nb containing TiAl alloy powder based on reaction synthesis and RF plasma spheroidization. *Powder Technol*. 2015. Vol. 283. P. 9–15.