

УДК 669.017.165:669.245

Д.И. Сухов<sup>1</sup>, С.В. Неруш<sup>1</sup>, И.Ю. Ефимочкин<sup>1</sup>, Ф.Н. Карачевцев<sup>1</sup>, И.А. Богачев<sup>1</sup>

## ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ВЖ159 МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72

*Рассмотрено получение металломатричных композитов методом селективного лазерного сплавления (СЛС). В качестве материала матрицы выбран отечественный жаропрочный никелевый сплав системы Ni–Cr–Mo–Nb–Al, в качестве упрочняющих дисперсных частиц – оксид иттрия Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. После механического легирования из полученного порошка изготавливали материал методом СЛС. Проведено исследование полученного синтезированного материала в состояниях после процесса СЛС и после проведения горячего изостатического прессования (ГИП). В структуре обнаружены области, содержащие соединения на основе Y, Al и O. После операций ГИП и термической обработки образцы испытывали на длительную прочность. Результаты испытаний объяснены проведенными исследованиями, в том числе фрактографическим анализом изломов испытанных образцов.*

**Ключевые слова:** селективное лазерное сплавление, аддитивные технологии, жаропрочный никелевый сплав, дисперсное упрочнение, структура, длительная прочность, оксидные частицы.

D.I. Sukhov<sup>1</sup>, S.V. Nerush<sup>1</sup>, I.Yu. Efimochkin<sup>1</sup>, F.N. Karachevchev<sup>1</sup>, I.A. Bogachev<sup>1</sup>

## PRODUCTION OF MMC BASED ON VZh159 ALLOY BY SELECTIVE LASER MELTING

*The paper considers manufacturing of metal matrix composites (MMC) by means of selective laser melting. The heat-resistant nickel-based Ni–Cr–Mo–Nb–Al alloy was chosen as a matrix material, the Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxide was chosen as a strengthener. After mechanical alloying the obtained powder was used in SLM for the production of a material. The synthesized material's condition was examined after the SLM process and after hot isostatic pressing (HIP). In the structure the areas containing Y, Al and O-based compounds were found. The creep-rupture tests of samples after HIP and heat treatment were performed and the results were explained by fractographic analysis.*

**Keywords:** selective laser melting, additive manufacturing, heat-resistant nickel alloy, disperse strengthening, structure, creep-rupture strength, oxide particles.

---

<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

Аддитивные технологии – одно из самых перспективных и динамично развивающихся направлений в современной промышленности [1–3]. Основными и наиболее изученными в отечественной практике материалами для аддитивных технологий являются сплавы на никелевой основе. Они применяются как в методе селективного лазерного сплавления (СЛС) [4, 5], так и в методе прямого лазерного выращивания [6–8].

В настоящее время наблюдается повышенный интерес ведущих зарубежных ученых в области аддитивных технологий к созданию металломатричных композитов

методом СЛС. Работы в этом направлении ведутся с 2000 г., первые результаты по свойствам синтезированного материала металломатричных композитов представлены в 2016 г. В качестве материала матрицы обычно выбирают следующие металлы и сплавы на их основе: Al (сплав AlSi10Mg), Ti (сплав Ti6Al4V) и Ni (сплавы Inconel 625 и Inconel 718). В качестве наполнителей используют широкий спектр оксидов, карбидов, нитридов и боридов, при этом чаще всего в работах встречаются такие материалы, как карбиды SiC и TiC, оксид Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и борид TiB.

Композиты с металлической матрицей (металломатричные композиты) – это группа композиционных материалов, состоящих как минимум из двух компонентов: пластичной матрицы из металла и хрупкого наполнителя из карбидов, оксидов и т. п. Их разделяют на армированные волокнами (волокнистые композиты) и наполненные тонкодисперсными частицами, не растворяющимися в основном металле (дисперсно-упрочненные композиты). К последним также относят сплавы, дисперсноупрочненные оксидами, где в качестве наполнителя выступают оксиды. В дисперсноупрочненном композите матрица является основной несущей нагрузку составляющей, а дисперсные частицы тормозят движения дислокаций, повышая предел текучести и прочность материала. Смесь порошков для изготовления дисперсноупрочненного композита обычно получают механическим легированием, которое обеспечивает равномерное распределение упрочняющих частиц в порошках [9].

Применение дисперсноупрочненных композитов в аддитивных технологиях является очень перспективным по двум причинам: изготовление из них деталей сложной формы сопряжено с большим количеством трудностей и основной областью их применения является авиационная промышленность. Однако в основном работы по их применению в аддитивных технологиях находятся на экспериментальной стадии. Например, специалисты из Найджинского института авионавтики и космонавтики (Китай) опубликовали статью по экспериментам по легированию сплава Inconel 718 наночастицами TiC (рис. 1) [10]. Процентное соотношение порошков сплава и карбида составляло 9:1. Такие композиты называют металлическими наноконпозиционными материалами. Представленное исследование упрочнения никелевого сплава является новым подходом в аддитивных технологиях.

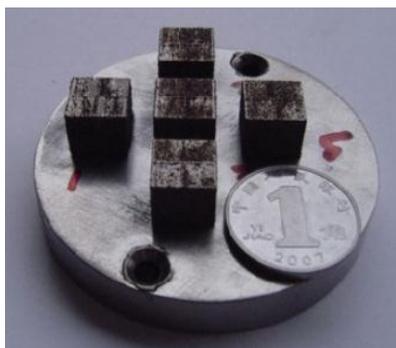


Рис. 1. Образцы из композита Inconel 718/TiC [10]

Несмотря на то, что проведен достаточно большой комплекс исследований по изучению структуры, пористости и микротвердости таких материалов в зависимости от плотности энергии лазера, т. е. от режима сплавления, основным недостатком можно считать отсутствие исследований по изменению свойств материала по сравнению с базовым сплавом Inconel 718. Так, получены следующие результаты: высокая плотность (пористость 98,2%) синтезированного материала, а также подобраны оптимальные режимы СЛС для получения материала с однородной структурой (рис. 2).

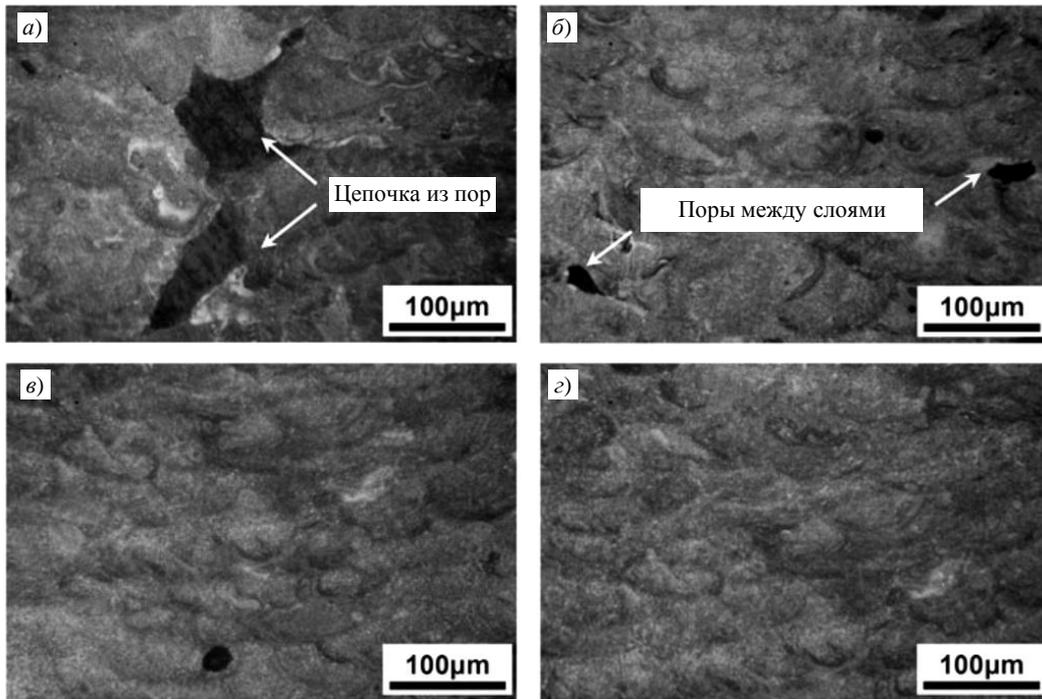


Рис. 2. Микроструктура синтезированного материала, изготовленного по разным режимам с плотностью энергии лазера: 3 (а); 3,9 (б); 4,7 (в) и 5,1 кДж/мм<sup>3</sup> (г) [10]

Статья [10], опубликованная в 2014 г., послужила основой для книги «Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials», изданной в 2015 г. и полностью посвященной изготовлению композиционных материалов методом СЛС [11]. Существенная часть книги содержит исследования материала на основе карбида вольфрама WC, легированного различными наполнителями – в частности, чистой медью; в другой части книги приведены исследования легирования различными наполнителями сплава AlSi10Mg. В этой книге также приведены единственные в научно-технической литературе значения прочностных свойств металломатричного композиционного материала, изготовленного методом СЛС (рис. 3).

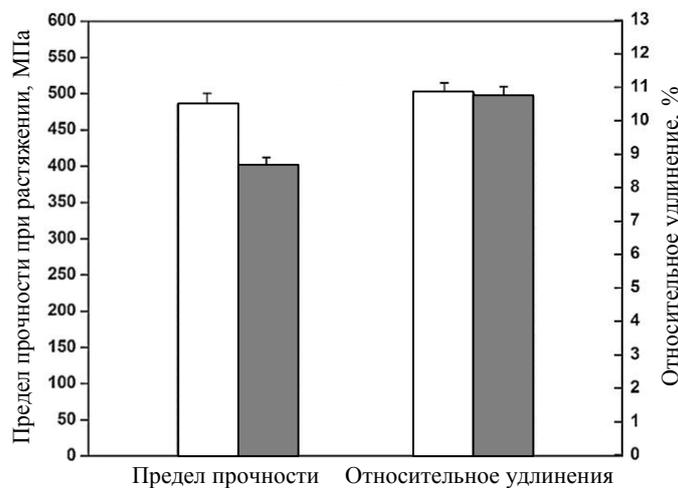


Рис. 3. Механические свойства синтезированного материала из сплава AlSi10Mg, легированного TiC (□) и без легирования (■) [11]

Исследования сплава Inconel 625 проведены учеными в работе [12]. В качестве материалов для легирования использованы соединения  $Al_2O_3$ , SiC и TiC. По результатам работы определено, что оптимальная структура с отсутствием трещин и повышенной твердостью наблюдалась на материале из сплава, легированного карбидом титана TiC.

В работе [13] металлическим композиционным материалам отведена целая глава, в которой сообщается, что всего несколько научно-технических публикаций посвящено их применению в аддитивных технологиях, начиная с 2008 г. [14]. В этой работе также приведен ряд современных публикаций с информацией об алюминиевых композитах, упрочненных в основном карбидом кремния SiC.

В работе [14] группой ученых из Италии проведены перспективные исследования по получению алюминиевых композитов методом СЛС на установке фирмы EOS. В качестве материала матрицы использован сплав AlSi10Mg, а наполнителей – карбид кремния SiC со средним размером частиц 0,55 мкм и алюмомагнезиевая шпинель  $MgAl_2O_4$  со средним размером частиц 30 нм. В обоих случаях порошки сплава смешивали с наполнителем, во втором – дополнительно проводили механическое легирование. Внешний вид частиц композиций AlSiMg–10 % (по массе) SiC и AlSiMg–1 % (по массе)  $MgAl_2O_4$  представлен на рис. 4.

В результате данной работы наблюдался интересный феномен исчезновения карбида кремния SiC в синтезированном материале с образованием карбида алюминия  $Al_4C_3$ . Авторы связывают это с высокой температурой и плотностью энергии лазера при сплавлении, достаточной для прохождения реакции по переходу Si в твердый раствор и образования карбида алюминия, причем частично карбид кремния SiC сохраняется в структуре, что видно на рентгенограмме, которая приведена на рис. 5.

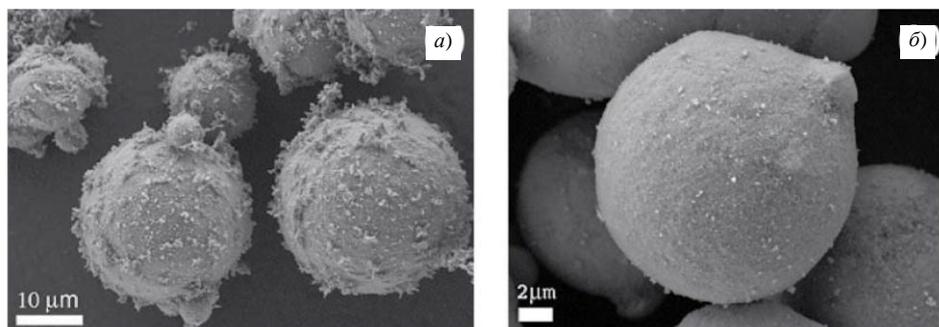


Рис. 4. Внешний вид частиц композитов AlSiMg–SiC (а) и AlSiMg– $MgAl_2O_4$  (б) [14]

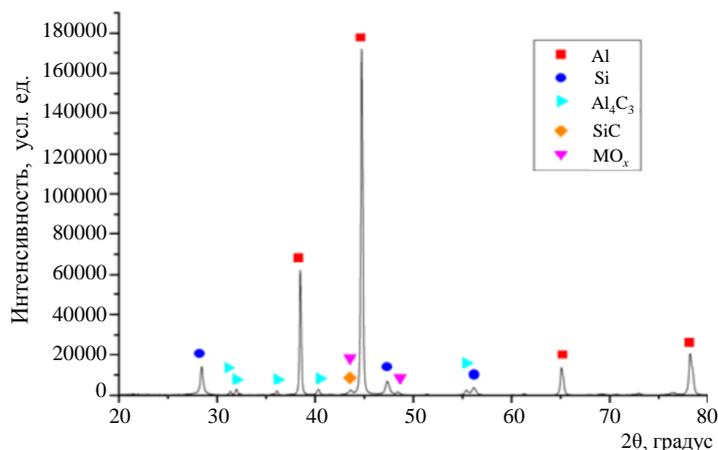


Рис. 5. Рентгенограмма синтезированного материала AlSiMg–SiC [14]

Результаты исследований синтезированного материала AlSiMg–SiC показывают преимущества по значениям твердости и модуля упругости по сравнению со значениями аналогичных характеристик для материала из сплава AlSiMg.

Добавим, что при использовании шпинели  $MgAl_2O_4$  она вообще не обнаружена в синтезированном материале. Рентгенограмма такого материала приведена на рис. 6. Видно, что образовался сложный оксид  $AlSiO_x$ .

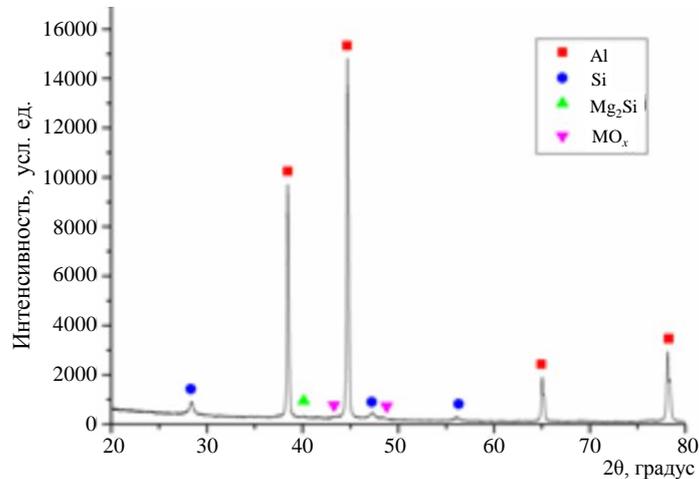


Рис. 6. Рентгенограмма синтезированного материала AlSiMg– $MgAl_2O_4$  [14]

Обобщая приведенные данные, а также информацию из других работ [15–26], можно сделать вывод о том, что исследование создания металломатричных композитов, изготавливаемых методом СЛС, является одним из самых перспективных направлений в аддитивных технологиях. Это направление включает как технологические, так и материаловедческие проблемы. При этом особый интерес представляет использование в качестве материала матрицы отечественных сплавов, применяемых в аддитивных технологиях; поэтому целью данной работы является исследование полученного методом СЛС металломатричного композита, в котором в качестве матрицы используется отечественный сплав на основе никеля марки ВЖ159.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

### Материалы и методы

В качестве материала матрицы выбран жаропрочный никелевый сплав системы Ni–Cr–Mo–Nb–Al. В качестве материала наполнителя использован оксид иттрия  $Y_2O_3$ , введенный в количестве 2,5% (по массе). Порошок выбранного никелевого сплава получали методом атомизации на установке HERMIGA 10/100VI (Великобритания), после чего выделяли основную фракцию размером от 10 до 63 мкм. Форма порошка – сферическая. Материал наполнителя представлял собой наночастицы оксида  $Y_2O_3$  фракции размером от 20 до 50 нм.

Операцию механического легирования проводили в атриторе А-60К по стандартной методике. Исследование фракционного состава полученного порошка проводили на лазерном анализаторе размеров частиц Analizette 22 фирмы Fritsch (Германия). После получения механически легированного порошка из него изготавливали образцы методом СЛС на установке Concept Laser M2 Cusing (Германия) по разработанным во

ФГУП «ВИАМ» режимам для жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Cr–Mo–Nb–Al. Сплавление (синтез) механически легированного порошка проводили в среде азота. В процессе синтеза изготавливали образцы простой формы в виде куба размером 10×10×10 мм для испытаний на длительную прочность. Все образцы подвергали ГИП в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция) и термической обработке по стандартному режиму для жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Cr–Mo–Nb–Al.

Исследование структуры механически легированного порошка и структуры синтезированного материала проводили методами световой микроскопии (СМ) на микроскопе Leica DM IRM и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Hitachi SU8010. Испытания на длительную прочность проводили по стандартным методикам.

### Результаты и обсуждение

Внешний вид механически легированного порошка представлен на рис. 7. Видно, что после обработки в атриторе порошок утратил свою первоначальную сферическую форму, которая необходима для использования порошка в методе СЛС для обеспечения его плотной укладки в слое сплавления. Поэтому принято решение – использовать полученный механически легированный порошок для дальнейшего сплавления без дополнительной обработки, хотя в дальнейшем необходимо рассмотреть применение плазменной сфероидизации для придания механически легированному порошку сферической формы. Необходимо также разработать режимы работы атритора для того, чтобы напрямую получать механически легированный порошок более сферической формы.

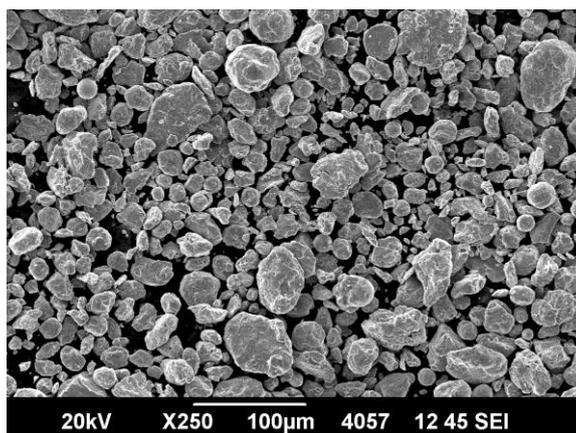


Рис. 7. Внешний вид частиц механически легированного порошка (РЭМ, ×250)

На рис. 8, *а* представлен внешний вид поверхности частиц механически легированного порошка, на рис. 8, *б* – спектр поверхности этих частиц. Видно, что в материале порошка, помимо основных элементов сплава выбранной для исследований системы легирования, также содержится иттрий. Можно предположить, что белые частицы на микрофотографии – это частицы оксида иттрия. Исходя из данных микрорентгеноспектрального анализа, механическое легирование порошка проведено в полном объеме, поэтому этот порошок можно использовать в дальнейших исследованиях.

Фракционный состав порошка приведен на рис. 9. Параметр  $d_{50}$  составил 32 мкм. После механического легирования основной фракцией порошка являлась фракция размером от 10 до 63 мкм, как и для исходного порошка сплава системы Ni–Cr–Mo–Nb–Al. Однако вид распределения порошка по фракциям не соответствует нормальному, что, видимо, может быть скорректировано при отработке режимов механического легирования в атриторе.

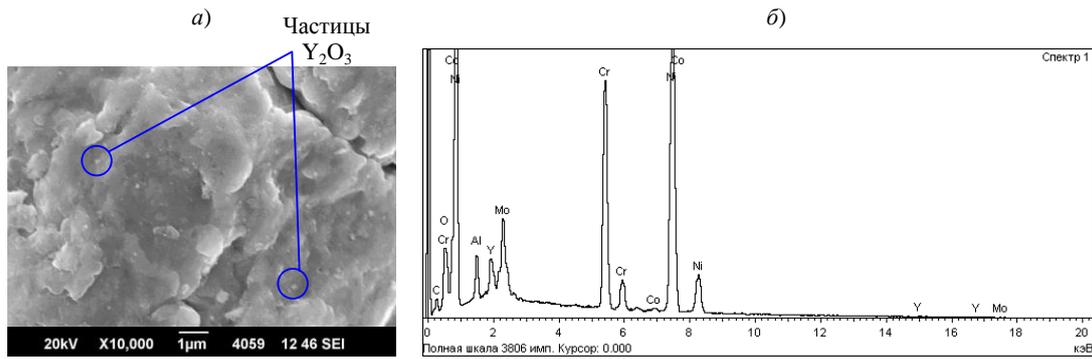


Рис. 8. Внешний вид ( $\times 10000$ ) поверхности частиц механически легированного порошка (а; РЭМ) и спектр по поверхности частиц (б; МРСА)

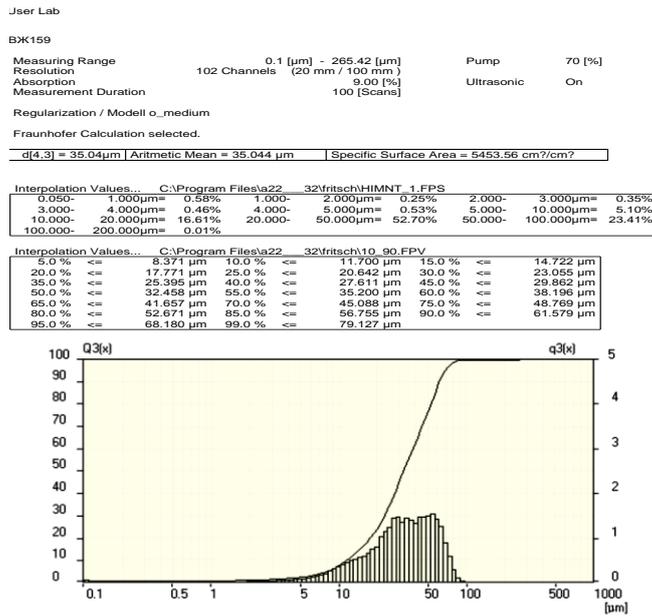


Рис. 9. Распределение по фракциям механически легированного порошка

После синтеза материала на установке Concept Laser изучали микроструктуру материала методом световой микроскопии. Обычно она применяется для оценки объемной доли пор в структуре синтезированного материала. Однако при анализе поверхности шлифов возникло сомнение – все ли темные области в структуре являются порами (рис. 10, а). Более того, в структуре обнаружили темные области размером  $\sim(40-60)$  мкм (рис. 10, б).

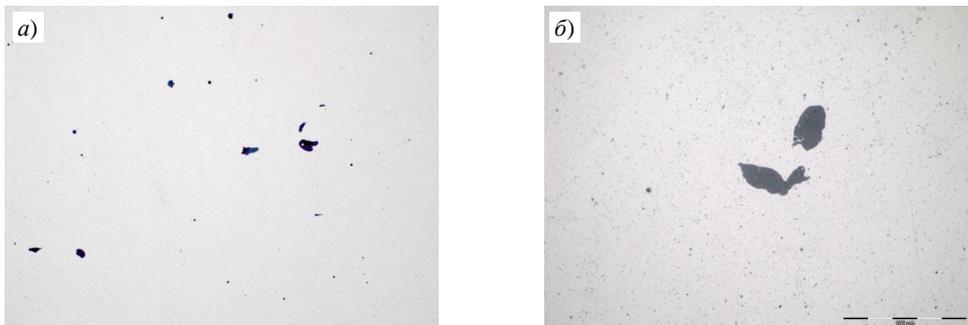


Рис. 10. Микроструктура (а –  $\times 100$ ; б –  $\times 500$ ) синтезированного материала

Для определения природы этих элементов структуры провели микрорентгено-спектральный анализ поверхности шлифов (рис. 11). В структуре не обнаружено пор; в ней находятся равномерно распределенные по объему области с повышенным содержанием элементов Y, O и Al; размер этих областей не превышает 1–2 мкм. Микрорентгено-спектральный анализ областей в структуре размером 40–60 мкм показал повышенное содержание этих элементов.

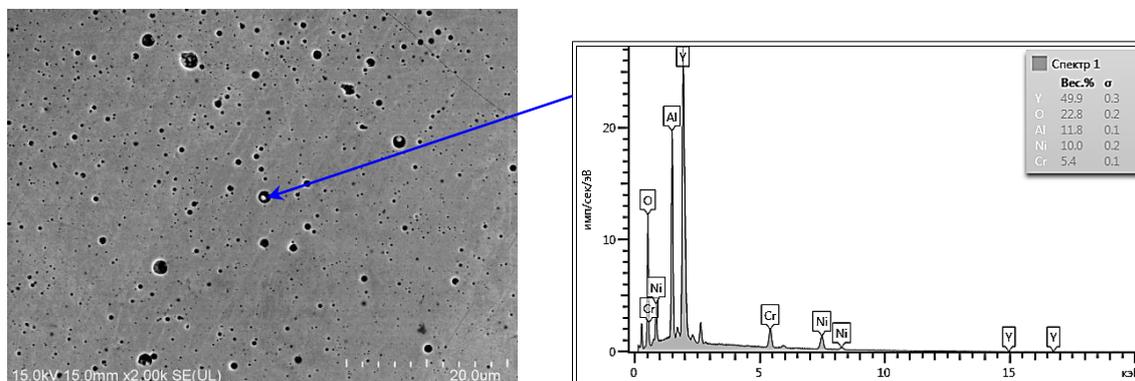


Рис. 11. Микрорентгеноспектральный анализ поверхности шлифов синтезированного материала (РЭМ;  $\times 2000$ )

По результатам исследования структуры синтезированного материала можно сделать предварительный вывод о кинетике проходивших в нем процессов при синтезе – в процессе синтеза произошло плавление частиц оксида иттрия, а затем при охлаждении они коагулировали в частицы размером 1–2 мкм. Встречающиеся более крупные частицы, по-видимому, также являются результатом коагуляции большого скопления частиц оксида иттрия.

На следующем этапе исследований проведен анализ микроструктуры материала после ГИП. Результаты представлены на рис. 12. В структуре обнаружены новые элементы, представляющие собой кристаллы неправильной формы размерами по длине от 30 до 200 мкм. Помимо них в структуре присутствуют области неправильной формы.

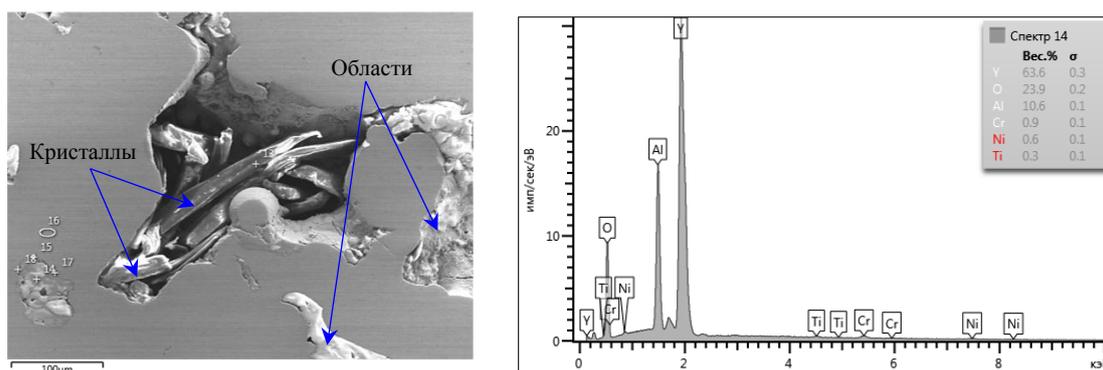


Рис. 12. Исследование структуры и микрорентгеноспектральный анализ поверхности шлифов синтезированного материала после ГИП (РЭМ,  $\times 500$ )

Микрорентгеноспектральный анализ кристаллов и областей показал, что в них содержатся практически только элементы Y, O и Al. Это подтверждается построением концентрационного профиля от основного материала в область вышеуказанных структурных элементов (рис. 13). Никель в этих областях практически отсутствует.

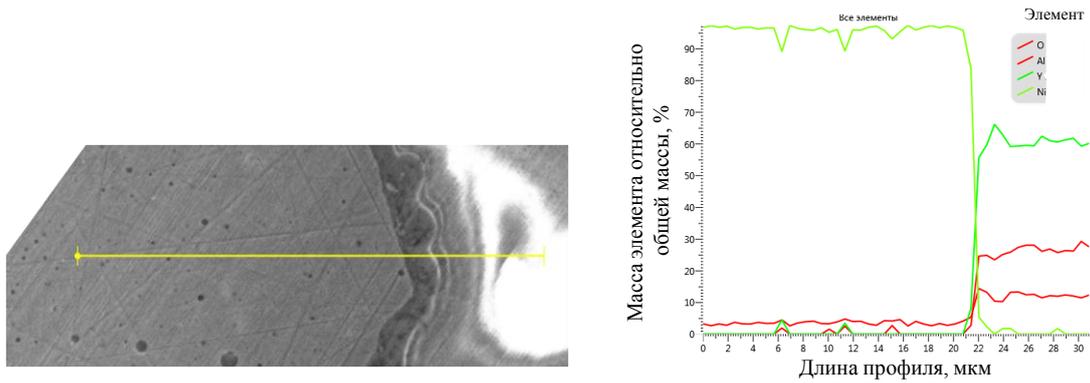


Рис. 13. Концентрационный профиль синтезированного материала

Данные области и кристаллы, по-видимому, представляют собой алюмоиттриевый гранат  $Y_3Al_5O_{12}$ . Температура образования этого соединения из алюминия и оксида иттрия  $\sim 1000^\circ C$  согласно данным, приведенным в статье [27]. По данным этой статьи, также возможно наличие в этих областях в небольшом количестве и других соединений на основе элементов Y, O и Al – в частности, алюмоиттриевого перовскита  $YAlO_3$ . Большое количество элементов Y и O (по отношению к Al), находящихся в данных областях свидетельствуют о том, что в них присутствуют и частицы оксида иттрия.

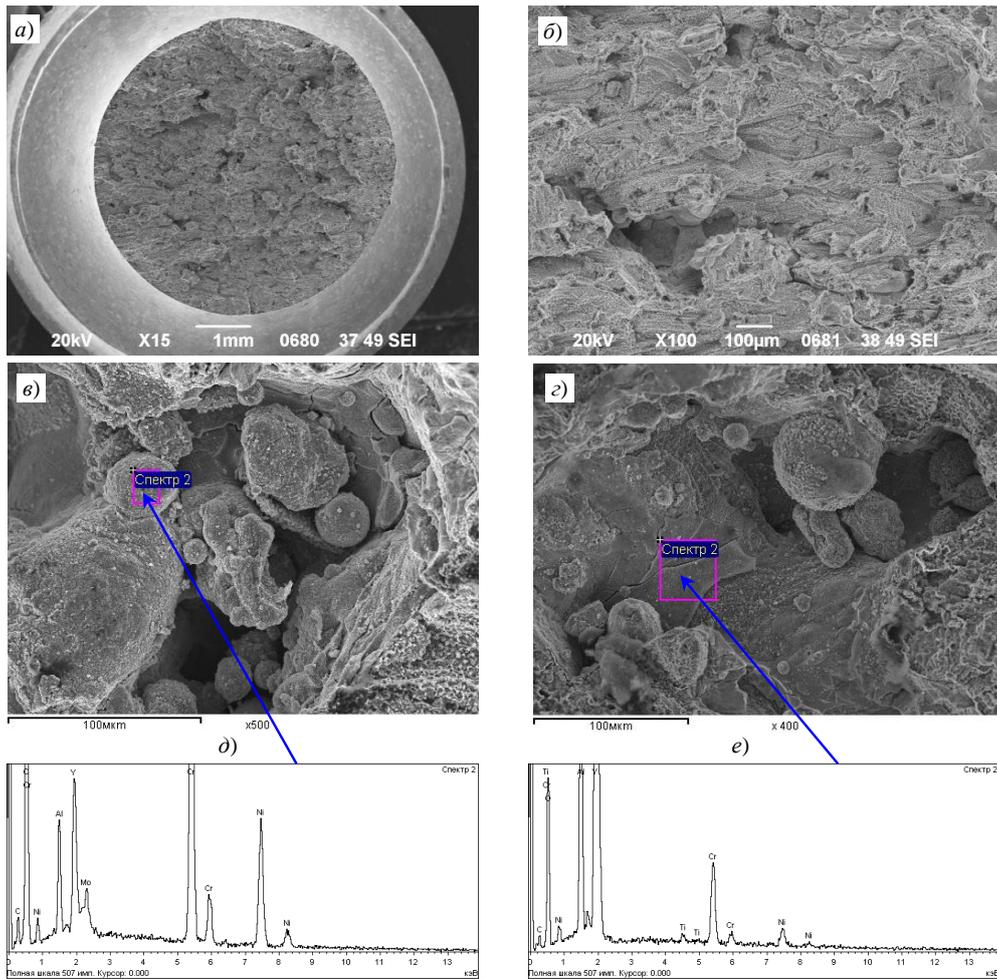


Рис. 14. Фрактографические исследования изломов материала: *a* – общий вид излома; *б* – структура излома; *в*, *г* – строение пор в изломе; *д*, *е* – спектр поверхности пор в изломе

Образцы из синтезированного материала после ГИП и термообработки испытывали на длительную прочность при температуре 1000 °С и напряжении 25 МПа. Образцы испытывали в течение 40 и 46 ч при базе 100 ч для материала сплава на основе системы Ni–Cr–Mo–Nb–Al при таком же режиме испытаний. Изломы образцов подвергали фрактографическому анализу с целью выявления причин разрушения (рис. 14).

Общий вид излома представлен на рис. 14, *a*; разрушение по большей части имеет вязкий характер. В структуре наблюдаются участки с пористостью и несплошностью (рис. 14, *b*). Внутри пор наблюдается типичное окисление и сглаживание поверхности, а также множество сферических и пластинчатых частиц (рис. 14, *в, г*). В результате проведенного микрорентгеноспектрального анализа получено, что в порах присутствуют округлые частицы на основе иттрия и алюминия (рис. 14, *д, е*).

Причиной преждевременного разрушения материала послужили частицы с повышенным содержанием элементов Y, O и Al. Так, алюмоиттриевый гранат и алюмоиттриевый перовскит термически стабильны до 1000 °С. Поскольку испытания материала проводили при этой температуре, то, возможно, разупрочнение этих кристаллов послужило одной из причин его (материала) разрушения. Более того, при их образовании нарушалась сплошность материала и образовывались концентраторы напряжений (на фрактограммах это поры и несплошности). Наличие большого количества такого рода дефектов в материале является основной причиной его преждевременного разрушения.

### Заключения

Проведенные исследования подтвердили возможность получения матричных композитов на основе отечественных сплавов методом СЛС. Получен синтезированный материал с беспористой структурой и с равномерным распределением частиц в ней. Показано, что мощности лазера хватает для расплавления оксидов, поэтому в синтезированной структуре размер упрочняющих частиц будет составлять ~ (1–2) мкм. Дальнейшие исследования должны быть направлены на оценку влияния дисперсности, распределения и концентрации таких частиц на свойства синтезированного материала.

Так, для применения механически легированного порошка в методе СЛС необходимо в дальнейшем разрабатывать специальные режимы для его получения в атриторах или, возможно, в планетарных мельницах.

Вследствие того, что в материале присутствовал алюминий в достаточном количестве для образования алюмоиттриевого граната и алюмоиттриевого перовскита, для дальнейших работ будут выбраны либо матричные сплавы без алюминия в составе, либо рассмотрены варианты по использованию в качестве легирующего компонента других оксидов, в том числе и сложных.

### Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Что такое инновации // Наука и жизнь. 2011. № 11. С. 16–21.
2. Каблов Е.Н. На перекрестке науки, образования и промышленности // Эксперт. 2015. № 15 (941). С. 49–53.
3. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2 (11). С. 52–55.
4. Евгенов А.Г., Сухов Д.И., Неруш С.В., Рогалев А.М. Механические свойства и структура сплава системы Ni–Cr–W–Mo–Al–Ti–Nb, получаемого методом селективного лазерного сплавления // Технология машиностроения. 2016. № 3. С. 5–9.
5. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали // Труды ВИАМ. 2017. № 8 (56). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
6. Евгенов А.Г., Щербаков С.И., Рогалев А.М. Опробование порошков жаропрочных сплавов ЭП718 и ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» для ремонта деталей ГТД методом лазерной газопорошковой наплавки // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 16–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-16-23.

7. Евгенов А.Г., Неруш С.В., Василенко С.А. Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава на никелевой основе применительно к лазерной LMD-наплавке // Труды ВИАМ. 2014. № 5. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4.
8. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. № 2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
9. Бурковская Н.П., Ефимочкин И.Ю., Бабылева О.А., Туренко Е.Ю., Севостьянов Н.В., Карачевцев Ф.Н., Колышев С.Г. Исследование структурных особенностей, прочностных свойств и жаростойкости дисперсноупрочненного композиционного материала на основе интерметаллида никеля // Материаловедение. 2016. № 3. С. 8–15.
10. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 585. P. 713–721.
11. Gu D. Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials. Springer, 2015. 311 p.
12. Cooper D.E., Blundell N., Maggs S., Gibbons G.J. Additive layer manufacture of Inconel 625 metal matrix composites, reinforcement material evaluation // Journal of Materials Processing Technology. 2013. Vol. 213. P. 2191–2200.
13. Additive manufacturing / ed. by A. Bandyopadhyay, S. Bose. Taylor & Francis Group, 2016. 414 p.
14. Manfredi D., Calignano F., Krishnan M. et al. Additive Manufacturing of Al Alloys and Aluminium Matrix Composites (AMCs) // Light Metal Alloys Application. London: In Technics, 2014. P. 3–34.
15. Gao R., Zeng L., Ding H. et al. Characterization of oxide dispersion strengthened ferritic steel fabricated by electron beam selective melting // Materials and Design. 2016. Vol. 89. P. 1171–1180.
16. Zhang D., Cai Q., Liu J. et al. 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. 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.
18. 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.
19. 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.
20. Gu D., Shen Y., Lu Z. Preparation of TiN–Ti<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> in-situ composites by Selective Laser Melting // Materials Letters. 2009. Vol. 63. No. 18–19. P. 1577–1579.
21. 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.
22. Kumar S., Kruth J.P. Composites by rapid prototyping technology // Materials and Design. 2010. Vol. 31. P. 850–856.
23. 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.
24. Casati R., Vedani M. Metal Matrix Composites Reinforced by Nano-Particles: A Review // Metals. 2014. Vol. 4. P. 65–83.
25. Tjong S.C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties // Advanced Engineering Materials. 2007. Vol. 9. P. 639–652.
26. 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.
27. Wojewoda-Budka J., Sobczak N., Morgiel J. Interactions between molten aluminum and Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> studied with TEM techniques // Journal of Microscopy. 2010. Vol. 237. Is. 3. P. 253–257.