

УДК 620.1

# ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ AI — МЕТАЛЛИЧЕСКОЕ СТЕКЛО $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ , ОБЛАДАЮЩИХ АНИЗОТРОПИЕЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

В. И. Квашнин<sup>1,2</sup>, А. Н. Новоселов<sup>1</sup>, М. А. Леган<sup>1,2</sup>, М. А. Есиков<sup>1,2</sup>,  
А. И. Гаврилов<sup>3</sup>, А. В. Ухина<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, slava.kvashnin@mail.ru

<sup>2</sup>Новосибирский государственный технический университет, 630073 Новосибирск

<sup>3</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630090 Новосибирск

Описывается получение композиционных материалов с алюминиевой матрицей, содержащих частицы металлического стекла состава  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ , путем последовательного применения механической активации исходных порошков в планетарной мельнице и электроискрового спекания. В ходе спекания при 540 °C происходит полное или частичное превращение частиц металлического стекла в интерметаллидное соединение  $Fe_4Al_{13}$ . Композиционные материалы, спеченные из смеси Al + 20 (об.) %  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ , характеризуются анизотропией механических свойств: предел текучести при сжатии, микротвердость и деформация при разрушении в направлении прессования при спекании составляют 550 МПа, 200 HV и 14.2 % соответственно, в то время как в направлении, перпендикулярном направлению прессования, данные характеристики составляют 740 МПа, 250 HV и 2.2 %.

Ключевые слова: композиционные материалы, алюминий, интерметаллиды, металлическое стекло, электроискровое спекание, механическая активация.

DOI 10.15372/FGV2023.9318  
EDN WURXVY

## ВВЕДЕНИЕ

Композиционные материалы с алюминиевой матрицей (КМАМ) характеризуются высокими значениями удельной прочности, жесткости, износстойкости, обладают низкой плотностью и в связи с этим находят применение в автомобильной, авиационной и аэрокосмической промышленности [1–4]. Наиболее распространенным подходом к изготовлению КМАМ является введение в алюминиевую матрицу керамических упрочняющих объектов, например  $Al_2O_3$  [5], SiC [6],  $Si_3N_4$ , AlN, BN [7]. Однако в последнее время все большую популярность в качестве упрочняющей фазы в КМАМ приобретают такие материалы, как квазикристаллы [8], высокоэнтропийные сплавы [9] и металлические стекла [10]. Использование последних в целях упрочнения обусловлено высоким уровнем механических характеристик металлических стекол, особенно высокими значениями прочности и твердости [11]. Кроме того, аморфное состояние металлических стекол, на-

ходящихся в составе композиционных порошковых смесей, в процессе спекания способствует уплотнению композита, если температура спекания несколько выше температуры стеклования металлического стекла [12].

Известно, что образование алюминидов железа сопровождается выделением существенного количества тепла, на чем и основано получение некоторых интерметаллидных соединений в системе Al—Fe методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [13–15]. Тепло от такого рода экзотермических взаимодействий может быть использовано при реакционном спекании порошковых смесей на основе алюминия и железа. За счет него при достаточно равномерном распределении железосодержащего компонента температура, необходимая для достижения высокой относительной плотности спеченного композита, может быть снижена. При этом сформированные интерметаллиды выступают в роли дополнительной упрочняющей фазы, если исходный железосодержащий компонент претерпел неполное превращение. Добиться высокой степени равномерности распределения упрочняющей фазы

в порошковых смесях можно при помощи их механической активации в высокоэнергетических мельницах [16]. Более того, механоактивация приводит к снижению размера упрочняющих частиц, что повышает эффективность упрочнения.

Существует ряд работ, в которых описано получение композиционных материалов на основе алюминия, содержащих частицы металлического стекла и полученных методом электроискрового спекания [17, 18] или горячего прессования [19, 20]. Условия спекания в данных работах подобраны таким образом, чтобы вызвать частичное взаимодействие компонентов композиционной системы, в результате которого образуются упрочняющие объекты со структурой ядро — оболочка. Ядро в таких объектах представляет собой исходный материал упрочняющей фазы с аморфной структурой, в то время как реакционная оболочка в основном состоит из интерметаллидных соединений или их смеси. Показано, что образование реакционного слоя на межфазных границах приводит к повышению механических характеристик формируемых композитов [18, 19].

Целью настоящей работы является получение высокоплотных композиционных материалов с алюминиевой матрицей, упрочненными частицами металлического стекла на основе железа состава  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ . Материалы получены путем предварительной механической активации исходных порошков с последующим реакционным электроискровым спеканием полученных смесей. При этом внимание авторов работы сконцентрировано на увеличении эффективности упрочнения получаемых композитов посредством 1) измельчения частиц исходной упрочняющей фазы и достижения их равномерного распределения, 2) образования интерметаллидных соединений, служащих дополнительной упрочняющей фазой и обеспечивающих более плотный контакт матрицы и металлического стекла при формировании структуры ядро — оболочка.

## 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве исходных материалов использовались сферические порошки алюминия (марка ПАД-4, размер частиц  $10 \div 45$  мкм, чистота 98 %) и металлического стекла  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$  (размер частиц  $20 \div 40$  мкм), полученные методом газовой атомизации. Для

получения сплава  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$  подготавливается расплав коммерческих порошков (сплава Fe—B с содержанием B 16.54 (мас.) %, сплава Fe—Nb с содержанием Nb 66.4 (мас.) %, порошка Cr чистотой  $>99.3$  (мас.) % и порошка Fe чистотой  $>99.5$  (мас.) %), который впоследствии распылялся в среду аргона на аппарате HERMIGA 75/5VI («Phoenix Scientific Industries Ltd», Хэйлшем, Восточный Суссекс, Англия). Температуры стеклования и кристаллизации порошка аморфного сплава  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$  составляют 521 и 573 °С соответственно [21]. Путем смешивания в ступке подготавливались порошковые смеси двух составов — Al + 20 (об.) %  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$  и Al + 50 (об.) %  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ . Затем данные смеси подвергались высокоэнергетической обработке в планетарной мельнице с водяным охлаждением АГО-2 в среде аргона при ускорении 400 м/с<sup>2</sup>. Объем стальных стаканов, в которых проводилась обработка, составляет 160 см<sup>3</sup>. Диаметр используемых стальных шаров 8 мм, масса шаров при загрузке барабана 200 г, масса обрабатываемой порошковой смеси не превышала 10 г. Обработка выполнялась в течение 1 и 5 мин без перерывов и без добавки дезагрегирующего агента, а также в течение 10 мин с короткими перерывами через каждые 2 мин в присутствии 0.1 г этанола. Этанол в данных экспериментах выполнял роль поверхностно-активного вещества для предотвращения налипания алюминия на стенки и мелющие тела.

После обработки выбранные смеси направлялись на электроискровое спекание в аппарате Labox 1575 (SINTER LAND Inc., Нагаока, Япония) при температуре 540 °С и давлении 40 МПа в динамическом вакууме. Скорость нагрева составляла около 50 °С/мин, охлаждение осуществлялось естественным образом — отключением нагрева при достижении температуры спекания, изотермическая выдержка отсутствовала. Спекание проходило в графитовой оснастке, поэтому с целью ее защиты спекаемый материал отделялся графитовой бумагой, покрывавшей внутренние поверхности пресс-формы и торцы пуансонов.

Фазовый анализ спеченных композитов и обработанных порошковых смесей проводился на дифрактометре D8 ADVANCE («Bruker AXS», Карлсруэ, Германия) с использованием излучения медной трубки. Микроструктурные исследования выполнялись на растро-

вом электронном микроскопе TM-1000 Tabletop microscope («Hitachi», Токио, Япония) в режиме обратнорассеянных электронов. Микроскоп LEO 420 («Zeiss», Йена, Германия) использовался для съемки исходных порошковых материалов в режиме вторичных электронов. Уровень пористости спеченных материалов определялся в программном обеспечении ImageJ при обработке не менее 10 изображений микроструктуры для каждого образца.

Микротвердость композитов измерялась на приборе DuraScan 50 (EMCO-TEST, Кухль, Австрия) при нагрузке 1 кг. Индентированию подвергались как продольное сечение образца, т. е. плоскость, параллельная направлению прессования при спекании, так и его поперечное сечение. Среднее значение микротвердости определялось по девяти измерениям.

Механические испытания композитов по схеме сжатия проводили на испытательной установке Zwick/Roell Z100 (Ульм, Германия) при скорости деформации 0,1 мм/мин. Образцы размером  $3 \times 3 \times 6$  мм вырезали из спеченных материалов и подвергали сжатию как в перпендикулярном, так и в параллельном направлении относительно направления прессования при спекании. Полученные образцы устанавливали между наковальнями испытательной машины длинной стороной вдоль оси нагрузки и сжимали до разрушения. Ввиду того, что пористость получившегося материала менее 1 %, т. е. объем можно считать условно неизменным, площадь поперечного сечения образца на каждом шаге пересчитывали путем деления объема на остаточную длину образца с корректировкой среднего значения напряжений по длине образца. Реальное распределение напряжений в образце не является постоянным, так как срединное сечение призмы увеличивалось сильнее торцевых вследствие трения между торцами образца и наковальнями. Стоит также отметить и подход к определению деформации. Так как длина образца составляет всего 6 мм, установить на него тензометр на данный момент невозможно. Нами заранее были получены графики сжатия наковален установки без образца, и эти значения деформации вычитались из общей деформации сжатия с образцом. Данный метод не учитывает контактные деформации наковален, поэтому полученные предельные значения деформации несколько завышены.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### 2.1. Высокозергетическая обработка порошковых смесей

Вид исходных порошков алюминия и металлического стекла представлен на рис. 1. Частицы обоих порошков имеют преимущественно сферическую форму. Обработка порошковых смесей заданных составов в планетарной мельнице в течение 1 и 5 мин приводит к образованию относительно крупных композиционных частиц с неравномерным распределением упрочняющей фазы (рис. 2). Данные частицы возникают в результате пластической деформации и процессов холодной сварки алюминия. Ввиду интенсивного налипания порош-

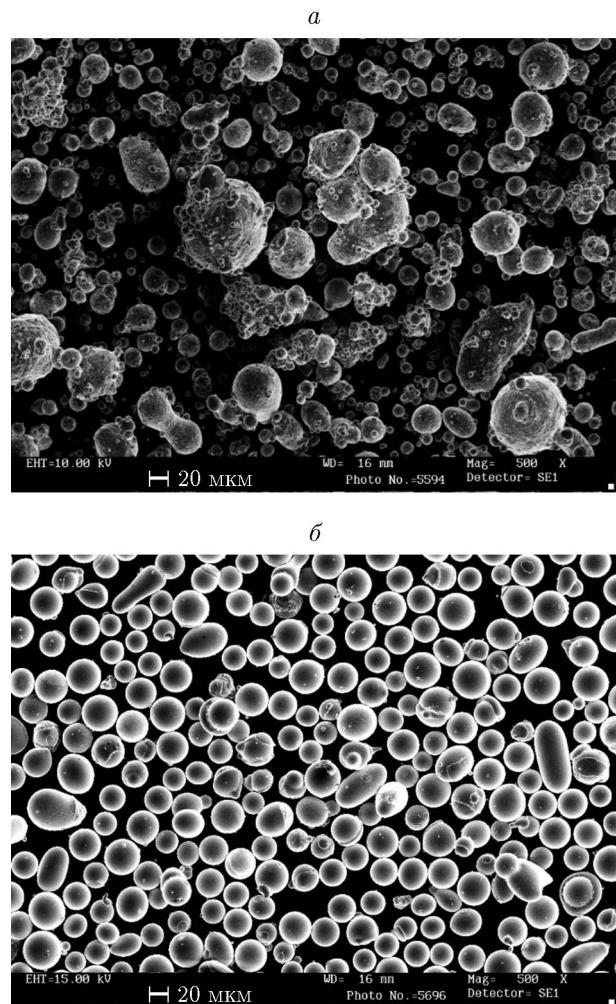


Рис. 1. Изображения исходных порошков, полученные в режиме вторичных электронов:

а — алюминий, б — аморфный сплав  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$

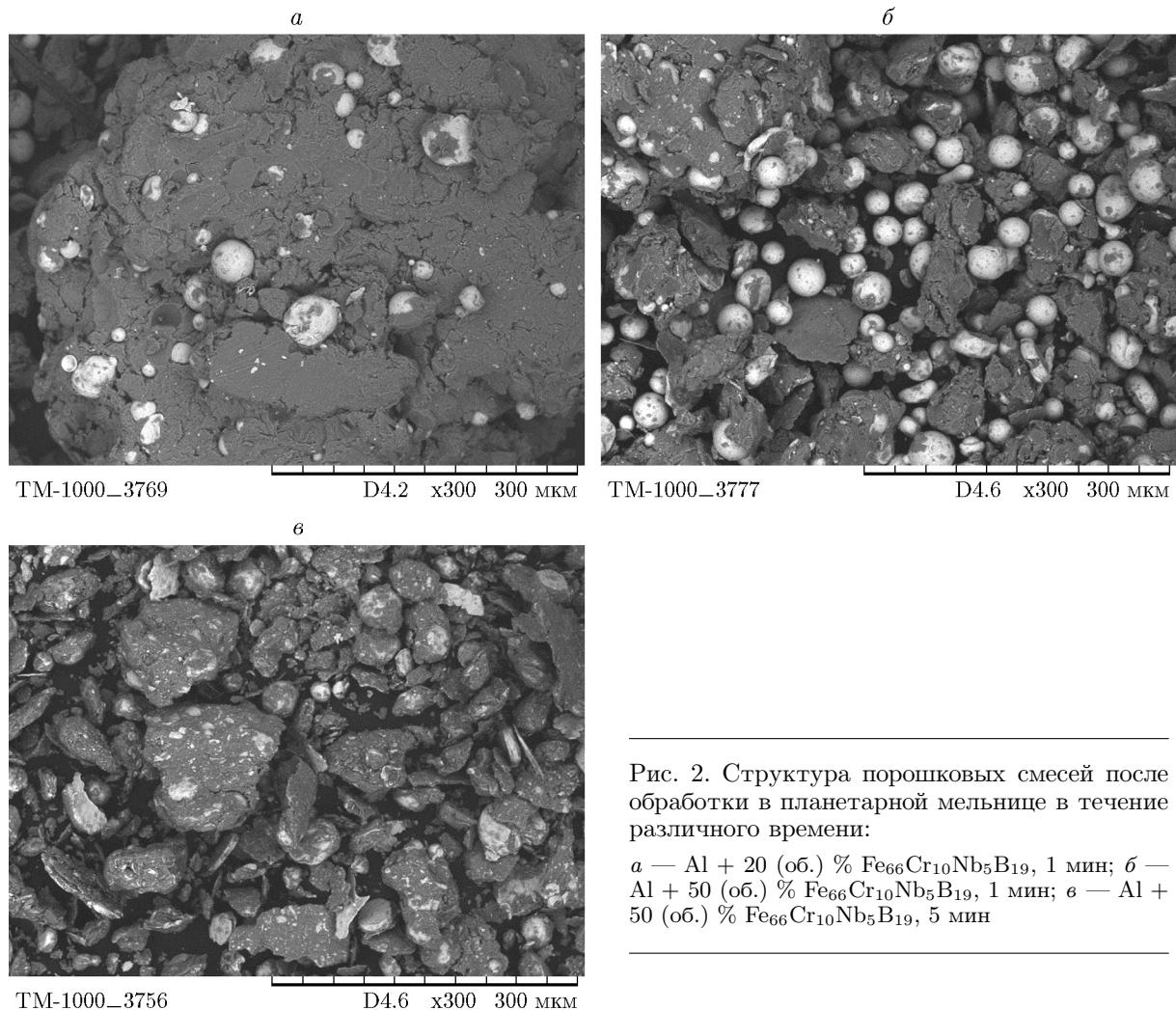


Рис. 2. Структура порошковых смесей после обработки в планетарной мельнице в течение различного времени:

*а* — Al + 20 (об.) % Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, 1 мин; *б* — Al + 50 (об.) % Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, 1 мин; *в* — Al + 50 (об.) % Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, 5 мин

ка алюминия на стенки и поверхности мелющих тел во время обработки, образец, имеющий изначальный состав Al + 20 (об.) % Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, после 5 мин помола характеризовался большими потерями алюминия. Данные потери, в свою очередь, оказали заметное влияние на соотношение фаз в порошковой смеси. По этой причине результаты исследования указанного образца не приводятся в настоящей работе.

Одной минуты обработки оказалось слишком мало, чтобы добиться уменьшения размера частиц металлического стекла. После 5 мин обработки наблюдалось измельчение некоторой части частиц упрочняющей фазы, однако ее распределение все еще оставалось неравномерным. Было принято решение увеличить время обработки до 10 мин и добавить этанол для предотвращения налипания пластичного алю-

миния на оснастку.

На рис. 3 представлены изображения порошковых смесей, обработанных в течение 10 мин в присутствии небольших количеств этанола. Полученные порошки характеризуются высокой степенью равномерности распределения частиц аморфного сплава. Кроме этого, в структуре порошков можно заметить присутствие мелких частиц аморфного сплава, возникших в результате разрушения исходных частиц. Некоторые изначально сферические частицы сплава Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub> приобрели форму сплющенных дисков, что указывает на способность металлических стекол пластиически деформироваться в данных условиях. Образцы металлического стекла на основе железа при достижении значения упругой деформации 2 % разрушаются, практически не испытывая пластической деформации [21, 22]. При испытани-

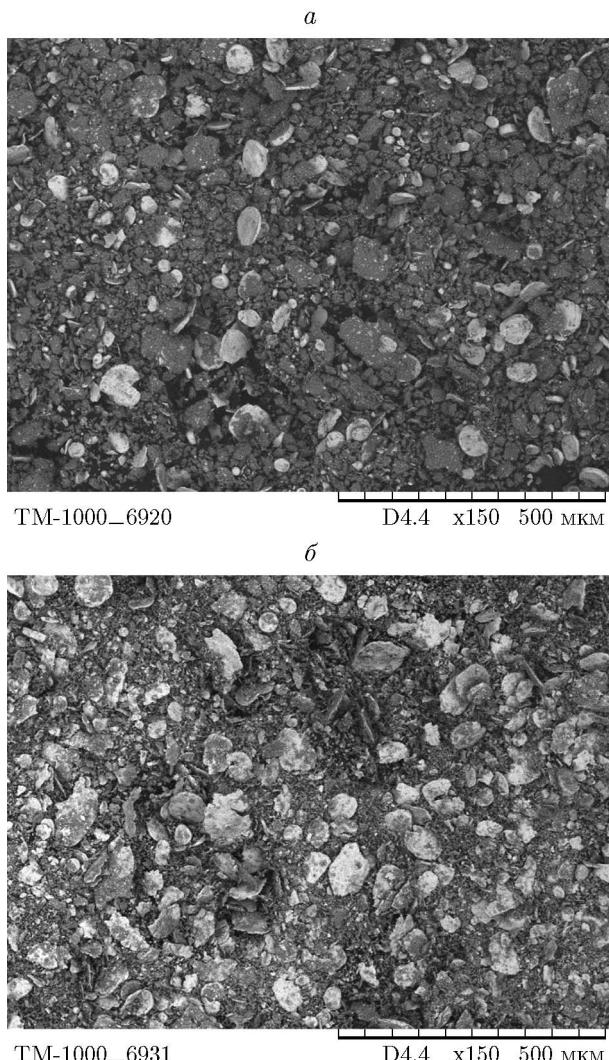


Рис. 3. Структура порошковых смесей после обработки в планетарной мельнице в течение 10 мин с этанолом:

*a* — Al + 20 (об.) % Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, *б* — Al + 50 (об.) % Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>

ях на сжатие металлические стекла демонстрируют некоторую пластичность, связанную с образованием и движением полос сдвига [23, 24]. Вероятно, ударные нагрузки и сдвиговые напряжения, возникающие при высокоэнергетической обработке в планетарной мельнице, благоприятствуют процессам, связанным с пластической деформацией используемых в данной работе металлических стекол.

Существенные изменения размера и формы частиц аморфного сплава в результате высокоэнергетического воздействия могут способствовать его кристаллизации. Однако по результатам рентгенофазового анализа порош-

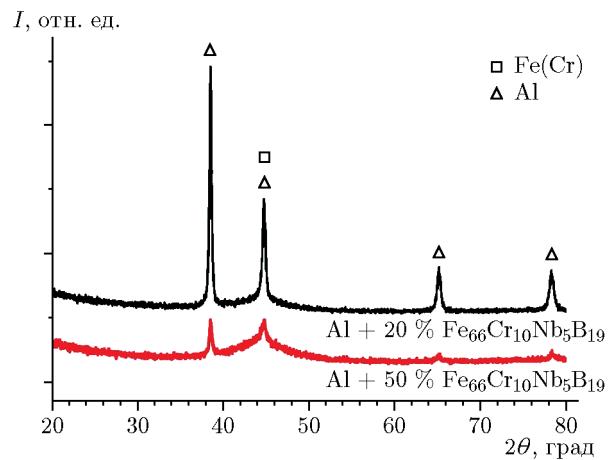


Рис. 4. Рентгенограммы порошковых смесей, обработанных в течение 10 мин с добавкой этанола (Al PDF card 00-004-0787, Fe PDF card 00-006-0696)

ковых смесей после их обработки в течение 10 мин не обнаружено заметных следов кристаллизации металлического стекла или химического взаимодействия между фазами (рис. 4). В диапазоне углов  $2\theta = 42 \div 48^\circ$  можно заметить гало, характерное для рентгенограмм аморфных материалов. Одной из фаз, формирующихся при кристаллизации сплава Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, является объемно-центрированная кубическая (ОЦК) фаза железа (чистое железо или твердый раствор на его основе). Так как однозначное определение этой фазы затруднено в связи с перекрытием ее рефлексов пиками алюминия, на рис. 4 возможное присутствие ОЦК твердого раствора железа обозначено квадратом.

## 2.2. Спеченные композиционные материалы

### 2.2.1. Структурные исследования

Для электроискрового спекания были выбраны порошковые смеси, полученные в результате высокоэнергетической обработки исходных порошков в течение 10 мин. Рентгенограммы спеченных материалов отображены на рис. 5. Согласно данным рентгенофазового анализа композит с меньшим содержанием упрочняющей фазы характеризуется наличием трех фаз — исходные алюминий и сплав Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>, а также интерметаллидное соединение состава Fe<sub>4</sub>Al<sub>13</sub>, являющееся продуктом реакции исходных фаз, протекающей при электроискровом спекании.

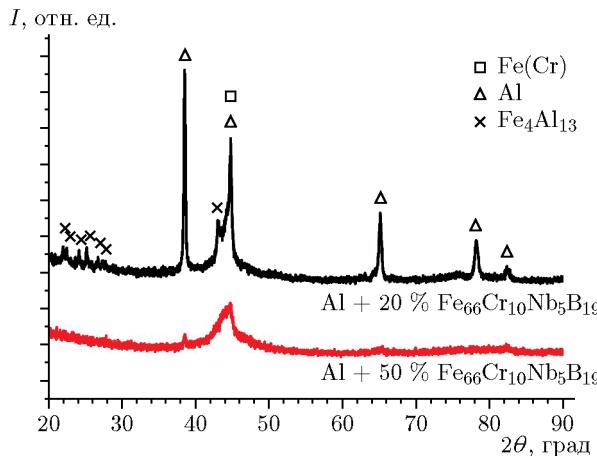


Рис. 5. Рентгенограммы композитов, спеченных из порошковых смесей, обработанных в высокоэнергетической мельнице в течение 10 мин (Al PDF card 00-004-0787, Fe PDF card 00-006-0696,  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  PDF card 00-045-1203)

Рентгенограмма композита с большим содержанием упрочняющей фазы включает в себя очень слабые рефлексы алюминия, что свидетельствует о практически полном его превращении в интерметаллид, рефлексы которого также имеют крайне низкую интенсивность. Низкие значения интенсивности рефлексов алюминия и интерметаллида на данной рентгенограмме могут быть объяснены большими различиями в поглощении рентгеновского излучения фазами анализируемого материала [12]. Обе рентгенограммы спеченных материалов содержат широкое гало в диапазоне углов  $43 \div 47^\circ$ , свидетельствующее об аморфном состоянии сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ .

Микроструктура спеченных композитов представлена на рис. 6. Для получения данных снимков материалы разрезались в направлении, параллельном направлению прессования. Стрелка в верхнем левом углу указывает направление прессования при электроискровом спекании. Темно-серые области данных снимков представляют алюминиевую матрицу, белые частицы — сплав  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , светло-серые частицы — интерметаллидное соединение, черные области являются порами. Необходимо отметить, что пористость материала, спеченного из смеси Al + 20 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , составляет менее 1 %, в то время как материал, спеченный из смеси Al + 50 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , обладает большей пористостью, около 9 %. Известно, что в системе Al—Fe наблюдается эффект Киркендал-

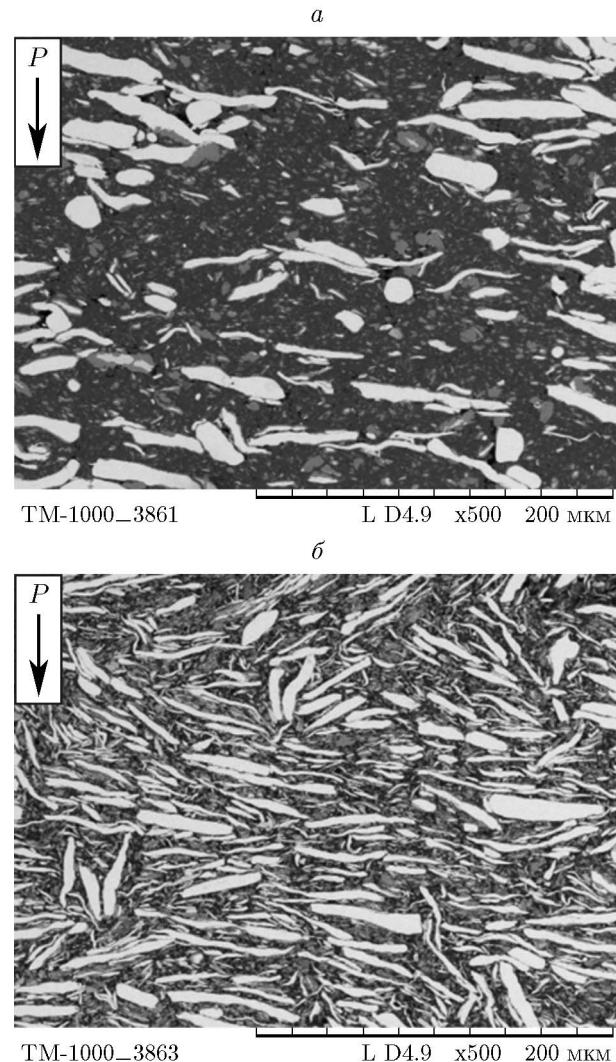
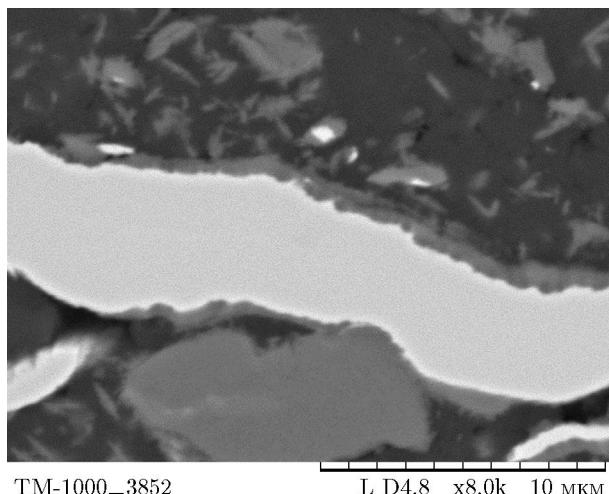


Рис. 6. Микроструктура спеченных композиционных смесей, обработанных в высокоэнергетической мельнице в течение 10 мин (сечение, параллельное направлению прессования): *а* — Al + 20 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , *б* — Al + 50 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$

ла, вызванный большей диффузионной подвижностью атомов алюминия в продуктах реакции в сравнении с подвижностью атомов железа. В результате этих различий на границе раздела фаз Al/интерметаллид со стороны алюминия формируется пористость [25, 26]. Проявление эффекта Киркендалла в системе Al— $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  продемонстрировано в работе [27]. Следовательно, при большой доле железосодержащего компонента в композите практически весь алюминий расходуется в ходе химической реакции, а на его месте формируются поры.

Микроструктура спеченных композицион-



TM-1000\_3852

L D4.8 x8.0k 10 мкм

Рис. 7. Упрочняющая частица сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  в структуре образца  $\text{Al} + 20$  (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  после электроискрового спекания

ных материалов характеризуется наличием упрочняющих частиц двух типов: относительно крупные частицы сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  вытянутой формы и мелкие включения полностью или частично прореагировавшего металлического стекла, равномерно распределенные в объеме алюминиевой матрицы. Крупные частицы представляют собой не что иное, как сплющенные диски (см. рис. 3), имеющие преимущественную ориентировку в структуре. Как видно из снимков микроструктуры на рис. 6, дискообразные частицы в процессе спекания в условиях осевого прессования склонны ориентироваться таким образом, чтобы направление прессования было перпендикулярно плоскостям дисков. При более детальном рассмотрении микроструктуры (рис. 7) можно увидеть, что они окружены интерметаллидной прослойкой. Большая часть мелких частиц яв-

ляется интерметаллидным соединением и имеет неправильную форму.

### 2.2.2. Определение механических свойств

Результаты механических испытаний спеченных материалов отражены в таблице. На рис. 8 представлены кривые сжатия в координатах истинное напряжение — истинная деформация, под которыми понимаются соответственно напряжения, скорректированные с учетом изменения площади поперечного сечения образца при деформировании, и логарифмические деформации, учитывающие изменение расчетной длины образца при деформировании. Различие механических свойств спеченных материалов с разным содержанием упрочняющей фазы значительно и ассоциируется в первую очередь с различием их пористости. Высокая пористость материала, спеченного из смеси  $\text{Al} + 50$  (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , является причиной не только более низких средних значений измеренных характеристик, но и более широких доверительных интервалов. В связи с этим дальнейшее обсуждение свойств данного материала в настоящей работе не проводится.

Значения предела текучести и микротвердости композита, спеченного из смеси  $\text{Al} + 20$  (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , существенно превосходят соответствующие характеристики неупрочненного алюминия, спеченного электроискровым методом в идентичных условиях, без предварительной обработки в высокоэнергетической мельнице ( $\sigma_{0.2} = 100$  МПа,  $H = 49 \pm 1$  HV) [28]. Предполагается, что пластическая деформация матрицы в процессе механической активации порошковых смесей, формирование дисперсных интерметаллических включений и перенос нагрузки с

#### Механические свойства спеченных композитов

Материал	$p$ , %	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\varepsilon$ , %	$H$ , HV
Сжатие перпендикулярно направлению прессования				
$\text{Al} + 20$ (об.) % $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$	<1	$740 \pm 60$	$2.2 \pm 0.2$	$250 \pm 20$
$\text{Al} + 50$ (об.) % $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$	9	$250 \pm 100$	$0.8 \pm 0.2$	$240 \pm 50$
Сжатие параллельно направлению прессования				
$\text{Al} + 20$ (об.) % $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$	<1	$550 \pm 5$	$14.2 \pm 1.4$	$200 \pm 20$

Примечание.  $p$  — пористость материала,  $\sigma_{0.2}$  — предел текучести,  $\varepsilon$  — деформация,  $H$  — микротвердость композита.

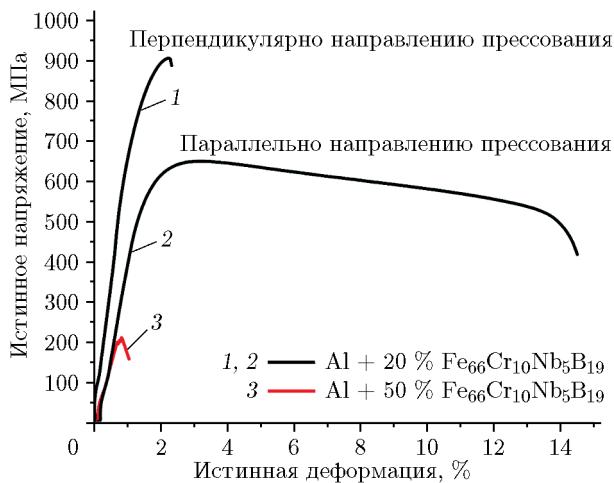


Рис. 8. Кривые сжатия спеченных композиционных материалов

матрицы на крупные частицы сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  являются основными причинами повышения прочности сформированных композитов.

В работе [29] путем комбинирования методов предварительной механической активации порошковой смеси, состоящей из сплава Al-2024 и 15 (мас.) % металлического стекла состава  $\text{Fe}_{73}\text{Nb}_5\text{Ge}_2\text{P}_{10}\text{C}_6\text{B}_4$ , последующего электроискрового спекания при 550 °C и давлении 400 МПа в течение 30 мин и горячей экструзии смогли получить высокоплотный композиционный материал с пределом текучести 403 МПа и деформацией при разрушении около 12 %. Соответствующие значения настоящего композита в продольном направлении превышают значения, полученные авторами работы [29]. Данные различия могут быть связаны с присутствием интерметаллидной фазы в случае материала Al + 20 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ . В структуре спеченного материала Al-2024 + 15 (мас.) %  $\text{Fe}_{73}\text{Nb}_5\text{Ge}_2\text{P}_{10}\text{C}_6\text{B}_4$  не было обнаружено интерметаллидов, а межфазные границы имели четкую границу, свободную от продуктов взаимодействия. В материале Al + 20 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  присутствует достаточно большое количество интерметаллида  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ , имеющего более высокую твердость и модуль упругости в сравнении с алюминием [30]. Более того, интерметаллидные оболочки вокруг упрочняющих частиц сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  способствуют формированию прочных межфазных границ, что, в свою очередь, также способствует повышению механической прочности [18, 19].

Спеченный материал имеет ярко выраженную

анизотропию механических свойств, что связано с преимущественным ориентированием крупных упрочняющих частиц (см. рис. 6). В случае, когда основание упрочняющих дисков расположено параллельно направлению приложения нагрузки, композит обладает высокими значениями прочности и низкой пластичностью. Если же основания дисков ориентированы перпендикулярно направлению сжатия, материал имеет более низкую прочность, однако гораздо более высокую пластичность. В работе [31] показано, что ориентировка коротких волокон металлического стекла в объеме композиционного материала играет важную роль в формировании его механической прочности. Межфазные границы матрица — волокно, ориентированные в направлении распространения максимальных напряжений в материале, способствуют повышению прочности композита. Чем больше площадь данных границ, тем выше прирост прочности. В настоящей работе упрочняющие частицы имеют форму тонких дисков, площадь основания которых превосходит боковую площадь. В реальной структуре рассматриваемого материала упрочняющие диски расположены не строго перпендикулярно или параллельно направлению сжатия, а имеют некоторое отклонение от этих расположений. Следовательно, при преимущественном расположении дисков вдоль направления сжатия большая их часть ориентирована таким образом, что нормаль, выходящая из основания диска, перпендикулярна или почти перпендикулярна к направлению распространения максимальных напряжений. При расположении дисков поперек приложения нагрузки гораздо меньшее количество частиц имеет благоприятную для упрочнения ориентировку, чем предположительно и вызвана анизотропия данного материала.

## ВЫВОДЫ

В данной работе для получения композиционных материалов на основе алюминия с добавкой металлического стекла состава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  был применен подход, сочетающий предварительную механическую активацию исходных порошков и последующее электроискровое спекание полученных обработанных порошковых смесей. Механическая активация исходных порошковых смесей состава Al + 20/50 (об.) %  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  в течение 10 мин с добавкой небольшого количе-

ства этанола привела к формированию композиционных порошковых смесей с равномерным распределением упрочняющей фазы. В результате электроискрового спекания композиционных смесей при 540 °С без изотермической выдержки между исходными фазами наблюдается реакция, сопровождающаяся образованием интерметаллида  $Fe_4Al_13$ . В структуре спеченных материалов содержатся мелкие интерметаллидные частицы и крупные частицы сплава  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$  с преимущественной ориентировкой поперек направления прессования. Наличие преимущественного расположения упрочняющих частиц является причиной анизотропии механических свойств полученных композитов: при поперечной ориентировке частиц сплава относительно направления приложения нагрузки предел текучести составляет  $\sigma_{0.2} = 550$  МПа, деформация при разрушении  $\varepsilon = 14.2\%$ , в то время как при продольной ориентировке частиц данные характеристики составляют 740 МПа и 2.2 % соответственно.

Авторы выражают благодарность Alberto M. Jorge, Jr (Альберто М. Джордж, мл.) за предоставление порошков металлического стекла  $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ .

## ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания Институту гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (государственный регистрационный номер FWGG-2019-0003).

## КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Mavhungu S. T., Akinlabi E. T., Onitiri M. A., Varachia F. M. Aluminum matrix composites for industrial use: Advances and trends // Procedia Manuf. — 2017. — V. 7. — P. 178–182. — DOI: 10.1016/j.promfg.2016.12.045.
2. Nturanabo F., Masu L., Kirabira J. Novel applications of aluminium metal matrix composites // Aluminium Alloys and Composites / K. O. Cooke (Ed.). — IntechOpen, 2019. — Ch. 5. — DOI: 10.5772/intechopen.86225.
3. Rawal S. P. Metal-matrix composites for space applications // J. Metals. — 2001. — V. 53. — P. 14–17. — DOI: 10.1007/s11837-001-0139-z.
4. Suthar J., Patel K. M. Processing issues, machining, and applications of aluminum metal matrix composites // Mater. Manuf. Processes. — 2018. — V. 33, N 5. — P. 499–527. — DOI: 10.1080/10426914.2017.1401713.
5. Dash K., Chaire D., Ray B. C. Synthesis and characterization of aluminium–alumina micro- and nano-composites by spark plasma sintering // Mater. Res. Bull. — 2013. — V. 48, N 7. — P. 2535–2542. — DOI: 10.1016/j.materresbull.2013.03.014.
6. Reddy M. P., Shakoor R. A., Parande G., Manakari V., Ubaid F., Mohamed A. M. A., Gupta M. Enhanced performance of nano-sized SiC reinforced Al metal matrix nanocomposites synthesized through microwave sintering and hot extrusion techniques // Prog. Nat. Sci.: Mater. Int. — 2017. — V. 27, N 5. — P. 606–614. — DOI: 10.1016/j.pnsc.2017.08.015.
7. Sweet G. A., Brochu M., Hexemer R. L., Donaldson I. W., Bishop D. P. Consolidation of aluminum-based metal matrix composites via spark plasma sintering // Mater. Sci. Eng.: A. — 2015. — V. 648. — P. 123–133. — DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.027.
8. Wolf W., Bolfarini C., Kiminami C. S., Botta W. J. Recent developments on fabrication of Al-matrix composites reinforced with quasicrystals: From metastable to conventional processing // J. Mater. Res. — 2021. — V. 36. — P. 281–297. — DOI: 10.1557/jmr.2020.292.
9. Liu Y., Chen J., Wang X., Guo T., Liu J. Significantly improving strength and plasticity of Al-based composites by in-situ formed AlCoCr-FeNi core-shell structure // J. Mater. Res. Technol. — 2021. — V. 15 — P. 4117–4129. — DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.10.016.
10. Georgarakis K., Dudina D. V., Kvashnin V. I. Metallic glass-reinforced metal matrix composites: design, interfaces and properties // Materials. — 2022. — V. 15, N 23. — 8278. — DOI: 10.3390/ma15238278.
11. Gu X. J., Poon S. J., Shiflet G. J. Mechanical properties of iron-based bulk metallic glasses // J. Mater. Res. — 2007. — V. 22. — P. 344–351. — DOI: 10.1557/jmr.2007.0036.
12. Kvashnin V. I., Dudina D. V., Ukhina A. V., Koga G. Y., Georgarakis K. The benefit of the glassy state of reinforcing particles for the densification of aluminum matrix composites // J. Compos. Sci. — 2022. — V. 6, N 5. — 135. — DOI: 10.3390/jcs6050135.
13. Pocheć E., Józwiak S., Karczewski K., Bojar Z. Maps of Fe–Al phases formation kinetics parameters during isothermal sintering // Thermochim. Acta. — 2012. — V. 545. — P. 14–19. — DOI: 10.1016/j.tca.2012.06.015.
14. Novák P., Michalcová A., Marek I., Mudrová M., Saksl K., Bednarčík J., Zikmund P., Vojtěch D. On the forma-

- tion of intermetallics in Fe–Al system — An in situ XRD study // *Intermetallics*. — 2013. — V. 32. — P. 127–136. — DOI: 10.1016/j.intermet.2012.08.020.
15. **Sina H., Corneliusson J., Turba K., Iyengar S.** A study on the formation of iron aluminide (FeAl) from elemental powders // *J. Alloys Compd.* — 2015. — V. 636. — P. 261–269. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.02.132.
16. **Paris S., Gaffet E., Bernard F.** Control of FeAl composition produced by SPS reactive sintering from mechanically activated powder mixture // *J. Nanomater.* — 2013. — 150297. — DOI: 10.1155/2013/150297.
17. **Guan H. D., Li C. J., Gao P., Prashanth K. G., Tan J., Eckert J., Tao J. M., Yi J. H.** Aluminum matrix composites reinforced with metallic glass particles with core-shell structure // *Mater. Sci. Eng.: A*. — 2020. — V. 771. — 138630. — DOI: 10.1016/j.msea.2019.138630.
18. **Dudina D. V., Bokhonov B. B., Batraev I. S., Kvashnin V. I., Legan M. A., Novoselov A. N., Anisimov A. G., Esikov M. A., Ukhina A. V., Matvienko A. A., Georgarakis K., Koga G. Y., Jorge A. M., Jr.** Microstructure and mechanical properties of composites obtained by spark plasma sintering of Al–Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub> metallic glass powder mixtures // *Metals*. — 2021. — V. 11, N 9. — 1457. — DOI: 10.3390/met11091457.
19. **Ertugrul O., He T., Shahid R. N., Scudino S.** Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Al 2024 matrix composites reinforced with Ni<sub>60</sub>Nb<sub>40</sub> metallic glass particles // *J. Alloys Compd.* — 2019. — V. 808. — 151732. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.151732.
20. **He T., Lu T., Ciftci N., Uhlenwinkel V., Chen W., Nielsch K., Scudino S.** Interfacial characteristics and mechanical asymmetry in Al2024 matrix composites containing Fe-based metallic glass particles // *Mater. Sci. Eng.: A*. — 2020. — V. 793. — 139971. — DOI: 10.1016/j.msea.2020.139971.
21. **Kuchumova I. D., Batraev I. S., Ulianitsky V. Yu., Shtertser A. A., Gerasimov K. B., Ukhina A. V., Bulina N. V., Bataev I. A., Koga G. Y., Guo Y., Botta W. J., Kato H., Wada T., Bokhonov B. B., Dudina D. V., Jorge A. M., Jr.** Formation of metallic glass coatings by detonation spraying of a Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub> powder // *Metals*. — 2019. — V. 9, N 8. — 846. — DOI: 10.3390/met9080846.
22. **Shen B., Inoue A.** (Fe,Co,Ni)–B–Si–Nb bulk glassy alloy with super-high strength and some ductility // *J. Mater. Res.* — 2005. — V. 20. — P. 1–5. — DOI: 10.1557/JMR.2005.0001.
23. **Fan Z., Li Q., Fan C., Wang H., Zhang X.** Strategies to tailor serrated flows in metallic glasses // *J. Mater. Res.* — 2019. — V. 34. — P. 1595–1607. — DOI: 10.1557/jmr.2018.446.
24. **Zhang Z. F., Eckert J., Schultz L.** Difference in compressive and tensile fracture mechanisms of Zr<sub>59</sub>Cu<sub>20</sub>Al<sub>10</sub>Ni<sub>8</sub>Ti<sub>3</sub> bulk metallic glass // *Acta Materialia*. — 2003. — V. 51, N 4. — P. 1167–1179. — DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00521-9.
25. **Gao H., He Y., Shen P., Zou J., Xu N., Jiang Y., Huang B., Liu C.** Porous FeAl intermetallics fabricated by elemental powder reactive synthesis // *Intermetallics*. — 2009. — V. 17, N 12. — P. 1041–1046. — DOI: 10.1016/j.intermet.2009.05.007.
26. **Wang Q., Leng X., Yang T., Yan J.** Effects of Fe–Al intermetallic compounds on interfacial bonding of clad materials // *Trans. Non-ferrous Metals Soc. China*. — 2014. — V. 24, N 1. — P. 279–284. — DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63058-2.
27. **Dudina D. V., Kvashnin V. I., Matvienko A. A., Sidelnikov A. A., Gavrilov A. I., Ukhina A. V., Jorge A. M., Jr., Georgarakis K.** Towards a better understanding of the interaction of Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub> metallic glass with aluminum: Growth of intermetallics and formation of Kirkendall porosity during sintering // *Chemistry*. — 2023. — V. 5, N 1. — P. 138–150. — DOI: 10.3390/chemistry5010011.
28. **Квашнин В. И., Дудина Д. В., Батраев И. С., Леган М. А., Анисимов А. Г., Новоселов А. Н., Есиков М. А., Ухина А. В.** Композиты с алюминиевой матрицей, содержащие частицы металлического стекла Fe<sub>66</sub>Cr<sub>10</sub>Nb<sub>5</sub>B<sub>19</sub>: получение методом электроискрового спекания, микроструктура и механические свойства // Композиты и наноструктуры. — 2021. — Т. 13, № 1 (49). — С. 1–5. — DOI: 10.36236/1999-7590-2021-13-1-1-5. — EDN: GQQIL.
29. **Zheng R. X., Yang H., Liu T., Ameyama K., Ma C.** Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composites reinforced with Fe-based metallic glass particles // *Mater. Des.* — 2014. — V. 53. — P. 512–518. — DOI: 10.1016/j.matdes.2013.07.048.
30. **Matysik P., Józwiak S., Czujko T.** Characterization of low-symmetry structures from phase equilibrium of Fe–Al system — microstructures and mechanical properties // *Materials*. — 2015. — V. 8, N 3. — P. 914–931. — DOI: 10.3390/ma8030914.
31. **Wang Z., Scudino S., Stoica M., Zhang W., Eckert J.** Al-based matrix composites reinforced with short Fe-based metallic glassy fiber // *J. Alloys Compd.* — 2015. — V. 651. — P. 170–175. — DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.08.098.