

Изучение условий получения прекурсоров, предназначенных для 3D технологий, из жаропрочного сплава на основе RuAl

**К. Б. Поварова, А. А. Дроздов, А. В. Самохин, О. А. Скачков,
А. А. Фадеев, А. А. Дорофеев, В. П. Сиротинкин, А. А. Ашмарин,
М. А. Булахтина, А. В. Антонова, А. Е. Морозов**

Рассмотрены возможности приготовления высококачественных порошковых материалов из жаропрочных легких сплавов на основе тугоплавких моноалюминидов никеля β -NiAl и рутения β -RuAl для изготовления компактных образцов/изделий сложной формы методами аддитивных технологий с минимальной итоговой механообработкой. Аддитивные технологии основаны на использовании сферических микропорошков-прекурсоров с регламентированным гранулометрическим составом, хорошей текучестью и свободной от оксидов поверхностью. Рассмотрены возможности получения прекурсоров из сплавов на основе RuAl плазменной сфероидизацией порошков, полученных дроблением смесей из лома образцов сплавов на основе RuAl с различными присадками.

Ключевые слова: моноалюминиды никеля и рутения, сферические порошки, прекурсоры, распыление, гранулирование, плазменная сфероидизация.

DOI: 10.30791/1028-978X-2023-5-5-21

Введение

Исследования и разработки в области материалов на основе моноалюминидов никеля (β -NiAl) и рутения (β -RuAl), более тугоплавких, чем жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) и сплавы на основе γ' -Ni₃Al, направлены, прежде всего, на создание качественно новых легких, высокожаростойких, жаропрочных и термостабильных сплавов и композитов для ответственных деталей образцов новой техники. К таким объектам относятся теплонапряженные детали ракетной техники, авиационных и космических аппаратов, проектируемых многоразовых авиационно-космических систем, планеры и двигатели гиперзвуковых летательных аппаратов, элементы теплозащиты гиперзвуковых летательных аппаратов, способные работать в условиях гиперзвукового потока в атмосфере, содержащей до 23 % кислорода при температурах торможения газового потока 1500 – 3000 К, при скоростях полета свыше 5 Махов [1, 2]. Различные

аспекты возможного промышленного использования сплавов на основе NiAl, в том числе в авиации и системах преобразования энергии, рассматриваются в работах [3 – 6].

Необходимость создания новых материалов на основе тугоплавких моноалюминидов определяется тем, что ресурс повышения рабочих температур ($t_{\text{раб}}$) ЖНС за счет оптимизации системы легирования практически исчерпан. Достигнуты предельные концентрации таких тугоплавких легирующих элементов (ЛЭ), как W, Ta, Re, что позволило повысить $t_{\text{раб}}$ ЖНС, но привело к значительному увеличению их плотности и сильно усложнило технологию их получения и обработки.

Моноалюминид никеля обладает уникальным сочетанием физико-механических свойств: высокая температура плавления — 1638 °С, относительно низкая плотность — 5,86 г/см³, модуль Юнга — 284,2 ГПа, устойчивая теплопроводность — 70 – 80 Вт/(м·К), в 3 – 8 раз выше теплопроводности ЖНС, что обеспечивает возможность более

эффективного охлаждения аэродинамических профилей, которое достигается за счет высокой скорости теплообмена [6 – 8].

Моноалюминид рутения является еще более тугоплавким интерметаллидом — $t_{пл} = 2100$ °С, модуль Юнга — $E = 267$ ГПа, плотность ($\rho = 7,97$ г/см³) соизмерима с плотностью низколегированных и более легкоплавких никелевых сплавов.

NiAl и RuAl обладают превосходной стойкостью к окислению в интервале температур 1100 – 1300 °С. Образующиеся на их поверхности плотные слои Al₂O₃ прочно связаны с поверхностью. Коэффициент термического расширения RuAl почти равен коэффициенту термического расширения для α -Al₂O₃ в диапазоне температур от ~ 150 до 1500 °С [9 – 12].

Известны попытки улучшить жаростойкость NiAl микроприсадками активных к кислороду элементов (Dy, La, Zr, Hf) [6, 13, 14], улучшить пластичность окалины путем модифицирования покрытий кобальтом [15].

Оба моноалюминиды имеют упорядоченную ОЦК кристаллическую структуру типа B2 (пр. гр. $Pm\bar{3}m$). Нелегированные моноалюминиды никеля и рутения демонстрируют невысокую жаропрочность при температурах выше 800 °С, низкую пластичность и почти нулевую трещиностойкость при комнатной температуре, склонны к растрескиванию в процессе механической обработки. Эти недостатки нелегированных моноалюминидов с разной степенью успеха преодолевают путем легирования и/или создания специальных структурно-фазовых состояний [16]. Одновременное улучшение и вязкости разрушения при низких температурах и сопротивления ползучести при высоких температурах за счет армирования второй фазой (эвтектические сплавы “NiAl/ОЦК-тугоплавкий металл”) с направленной структурой [17 – 20] нецелесообразно с точки зрения использования этих сплавов без защитных покрытий из-за недостаточной жаростойкости (окисление армирующей фазы: Cr, Mo, W). Наиболее эффективным оказалось формирование в изделиях из порошковых сплавов на основе NiAl с 2,5 об. % Y₂O₃ (в том числе легированных Co и Nb) квазимонокристаллической структуры в процессе направленной рекристаллизации с градиентом температуры по длине экструдированного образца. При 1500 °С длительная прочность $\sigma_{100} = 10$ МПа. Это позволило получить изделия с повышенным сопротивлением ползучести при температурах до 1500 °С, то есть выше эксплуатационных температур и температуры плавления ЖНС [21, 22].

Сплавы на основе RuAl являются гетерофазными, они обычно содержат небольшое (1 – 5 об. %) количество твердого раствора на основе Ru с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой в виде эвтектики (в том числе вырожденной). При испытаниях на сжатие при температурах до 1300 °С установлено, что они значительно прочнее и пластичнее, чем каждая из фаз, составляющих сплав [10, 23]. Для оценки жаропрочности сплавов на основе RuAl также используется метод локального нагружения материала индентором, который характеризует величину сопротивления материалов высокой степени деформирования. Для однотипных материалов между твердостью и пределом текучести при растяжении или сжатии существует прямая зависимость. При температурах до 1100 °С твердость сплавов Ru – 49 Al и Ru – 39,4 Al – 5,46 Hf в 2 – 4 раза больше, чем сплавов на основе γ -TiAl (типа Ti – 48 Al – 2 Cr – 5 Nb) и Ni₃Al (типа ВКНА-1В) [24].

Сразу следует отметить, что получение прутков и профилей из порошковых сплавов на основе более тугоплавкого RuAl по той же схеме, что была разработана для сплавов NiAl с 2,5 об. % Y₂O₃ с квазимонокристаллической структурой экономически нецелесообразно ввиду невысокого коэффициента использования материала (КИМ) и высокой стоимости рутения. К тому же этот метод не позволяет получать изделия более сложной формы, чем лопатки разного назначения или створки сопла, тогда как для теплонагруженных узлов газотурбинных авиационных двигателей, трансзвуковых и гиперзвуковых летательных аппаратов и их двигателей необходимы также детали сложной формы, в том числе миниатюрные. Для изготовления таких деталей необходимо использовать аддитивные технологии (АТ), в том числе метода 3D-печати, с минимальной итоговой механообработкой (селективное лазерное плавление (СЛП) или селективное лазерное спекание (СЛС)).

Аддитивное производство основано на цифровом проектировании/моделировании и использовании сферических микропорошков-прекурсоров, пригодных для получения методом 3D-печати плотных компактных заготовок/изделий сложной формы. Порошки должны соответствовать определенным требованиям: строго регламентированный гранулометрический состав, хорошая текучесть и свободная от оксидов поверхность [25 – 28]. В настоящее время существует ряд способов получения порошков металлов и сплавов, удовлетворяющих в той или иной степени, указанным характеристикам.

Анализ возможных способов получения прекурсоров для АТ из сплавов на основе RuAl

1) Распыление расплава сплава, выплавленного в инертной атмосфере или в вакуумной печи, инертным газом (“атомизация”) является наиболее широко используемым методом получения порошков для АТ. В качестве примера можно привести полученные нами гранулированные порошки NiAl (рис. 1а) [22]. Форма частиц получаемого этим методом порошка всегда сферическая, но иногда на поверхности частиц присутствуют более мелкие частицы — сателлиты, что приводит к заметному снижению текучести таких порошков. Каждая гранула является микрослитком, имеющим полиэдрическую структуру. Некоторые частицы полые, могут быть загрязнены кислородом, азотом и водородом. Большой объем ванны расплава позволяет получать крупные партии гранул задан-

ного состава, но это ограничивает варьирование различных композиций. Возможно введение в шихту перед расплавлением любых компонентов, включая вторичное сырье, отходы производства. Для изменения морфологии порошков (устранения сателлитов) и достижения требуемого гранулометрического состава необходимо проведение дополнительных операций (размол и плазменная сфероидизация).

2) Центробежное распыление расплава, создаваемого электрической дугой между прутком сплава (обычно диаметром 15 – 75 мм) и вольфрамовым электродом, или плазменное центробежное распыление (ПЦР) высокоскоростным потоком ионизированного инертного газа цилиндрических заготовок (диаметром 76 – 80 мм, длиной 700 мм) используется для получения порошков из сплавов реакционно-активных металлов, например, титана. При плазменном центробежном распылении

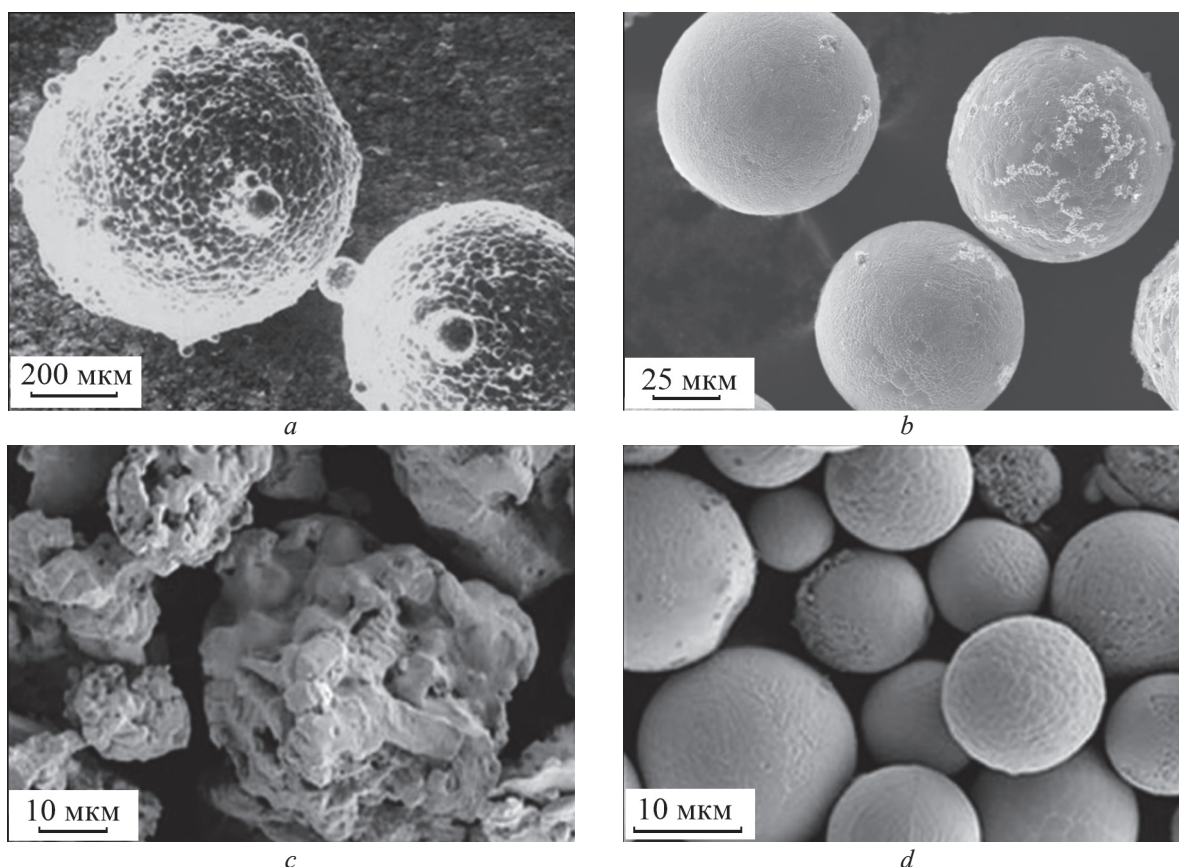


Рис. 1. Порошки сплавов на основе β -NiAl для аддитивных технологий, полученные различными методами: *a* — распыление расплава аргоном; *b* — МХС+ПЦР; *c* — частицы сплава после СВС; *d* — МА+СВС+размол+плазменная сфероидизация.

Fig. 1. Powders of β -NiAl-based alloys for additive technologies obtained by various methods: *a* — argon spraying of the melt; *b* — MHC+PCR; *c* — alloy particles after SHS; *d* — MA+SHS+grinding+plasma spheroidization.

расплава с торца прутковой заготовки скорость вращения электрода достигает $27 \cdot 10^3$ об/мин. Это предполагает, что материал заготовки должен обладать достаточной прочностью, чтобы противостоять значительным термическим и механическим нагрузкам. Так для изготовления заготовок из сплава на основе NiAl, легированного Co, Cr и Hf, потребовалась разработка многоступенчатого процесса [29]. Получение прочной заготовки осуществляли в два этапа: механохимический синтез (МХС) путем интенсивной обработки в планетарной мельнице смесей исходных порошков и горячее изостатическое прессование электрода из порошков, полученных МХС. Разброс значений размеров ПЦР-гранул колеблется от < 20 до 200 мкм (рис. 1b), основная масса порошка имеет размеры от 60 до 150 мкм, что приводит к необходимости их дальнейшего размола и классификации до стадии плазменной сфероидизации для получения фракции 20 – 50 мкм, наиболее часто используемой при послонном лазерном сплавлении.

3) Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) является альтернативным вариантом изготовления заготовки из сплава на основе интерметаллида. В отличие от методов атомизации или ПЦР, предназначенных для получения больших объемов расплава/гранул, СВС процесс позволяет экспериментировать с небольшими объемами материала (образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм) [30 – 32]. Многоступенчатый технологический процесс предусматривает применение коммерческих порошков металлов с добавлением NaCl, который используют в качестве “разрыхлителя”, образующего поры в спеченном материале, перемешивание и механоактивацию (МА) перед СВС, получение методом СВС пористого полупродукта (рис. 1c), измельчение полупродукта (дробление). Полученные таким образом частицы оскользящей формы желаемого гранулометрического состава являлись прекурсором для получения порошков сферической морфологии методом плазменной сфероидизации.

4) Плазменная сфероидизация порошка — это метод изменения неправильной формы частиц порошка, обрабатываемого в потоке термической плазмы, в котором происходит расплавление частиц/гранул порошка исходного материала, формирование сферических частиц расплава под действием сил поверхностного натяжения и последующая кристаллизация с получением частиц сферической формы. Изменяется морфология некондиционных порошков, полученных другими методами (порошки с сателлитами, порошки

оскользящей формы и др.). Степень сфероидизации после плазменной обработки достигает 97 – 98 %. В качестве примера можно привести сфероидизированные гранулы сплава CompoNiAl-M5-3 (рис. 1d) с однородной и беспористой структурой [33].

Информация о получении гранул-прекурсоров для АТ из сплавов на основе RuAl отсутствует. Ни один из описанных выше способов получения прекурсоров для АТ из различных сплавов (стали, ЖНС и др.), в том числе сплавов на основе NiAl, не может быть взят за основу для первых опытов получения прекурсоров из сплавов на основе RuAl, поскольку эти способы предполагают использование больших количеств материала. Для разработки научно-технических основ способа получения прекурсоров для аддитивных технологий из сплавов на основе RuAl (значительно более тугоплавкого, более дорогого и дефицитного, чем NiAl) необходимо вовлечение в процесс всех типов содержащих рутений материалов, от промышленных порошков до “вторичного” сырья — лома образцов выплавленных вакуумной дуговой плавкой (ВДП) и/или порошковых сплавов, произведенных ранее для других целей. Это тем более перспективно, что получение небольших образцов методом ВДП, также, как и получение образцов методом СВС, является альтернативным вариантом изготовления порошка заданного состава из сплава на основе интерметаллида.

Цель данного этапа работы — исследование возможности получения порошков для аддитивных технологий из “вторсырья” — смесей из лома образцов, полученных методом ВДП, сплавов на основе RuAl, в том числе с различными присадками ЛЭ.

Экспериментальная часть

Исходные материалы

В качестве исходных материалов использовали смесь из лома образцов сплавов на основе RuAl. Для вакуумной дуговой плавки сплавов на основе RuAl массой до 30 г в качестве исходных материалов применяли электролитический Al и переплавленный для дегазации порошковый Ru. В связи с большой разницей в температурах плавления Ru (2334 °C) и Al (660 °C) проводили дошихтовку алюминием между переплавами по технологии, разработанной в работе [34]. Состав сплавов на основе RuAl ВДП (ат. %): (51 – 60) Ru – (40 – 49) Al; Ru – 42 Al – 3 Cr; Ru – 40,5 Al – 4,5 Ti; Ru –

42,4 Al – 4,6 Hf. Для увеличения объема материала к лому образцов, полученных ВДП, было добавлено некоторое количество лома образцов порошковых сплавов на основе RuAl, полученных реакционным сплавообразованием, механическим легированием и горячим изостатическим прессованием по технологиям, разработанным в работах [35, 36]. Некоторые из сплавов содержали присадки ~ 3 ат.% Re, Fe и Ni.

Обработка порошков

Процесс получения прекурсоров из смесей порошков, полученных измельчением лома, является многоступенчатым:

- размол в атриторе смесей порошков, полученных измельчением компактных образцов лома;
- распылительная сушка суспензий на основе полученных порошков с изготовлением порошковых гранул (формирование порошковых гранул из дисперсных порошков, полученных размолотом в атриторе);
- плазменная сфероидизация порошковых гранул.

Первичный размол лома сплавов RuAl проводили в ступке. Дальнейший размол и усреднение состава осуществляли в водоохлаждаемом атриторе со стальными шарами (диаметром 4 мм, материал ШХ-15) в течении 2 и 5 ч (обозначения обработки А2 и А5 соответственно). Скорость вращения стального импеллера составляла 300 об/мин, шаровая нагрузка Ш/П = 30:1.

Распылительную сушку МА порошков из лома сплавов на основе RuAl проводили на установке Buchi Mini Spray Dryer B-290 (Швейцария), оснащенной инертным контуром Buchi B-295 для циркуляции рабочего газа. Водную суспензию частиц Ru-Al распыляли потоком нагретого азота. Органическую связку вводили для обеспечения прочности гранул. Метод позволяет вовлекать в производство микрогранул для АТ (фракция “–80 мкм”) порошки различного происхождения с высокой степенью дисперсности. Подробное описание метода представлено в работе [37].

Сфероидизацию гранулированного порошка системы Ru – Al проводили методом распылительной сушки в аргоно-водородной плазме, генерированной в электро-разрядном дуговом генераторе на установке плазменной сфероидизации порошковых материалов (ЭДП ИМЕТ РАН). Подробное описание метода и установки сфероидизации представлено в работе [38].

Методики исследования

Исследование гранулометрического состава порошков после размола в атриторе проводили с помощью лазерного анализатора HORIBA Laser Scattering Particle Size Distribution Analyzer LA-950. Морфологию порошков и строение гранул и порошков исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопах Carl Zeiss LEO 430 и FEI Scios. Энергодисперсионный рентгеновский анализ (EDX) гранул и сферических порошков проводили с использованием энергодисперсионного микроанализатора Edax Octane Super Elect (установлен на FEI Scios). Химический состав сфероидизированных порошков анализировали на рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре последовательного типа BRUKER S8 Tiger (серия 2).

Рентгеновское дифракционное исследование исходных порошков RuAl, а также порошков, измельченных в атриторе, было проведено с использованием дифрактометра “Ultima IV” фирмы Rigaku (Япония) и на вертикальном $2\theta - \theta$ рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-6000 в одинаковых условиях: CuK_α излучение, никелевый фильтр. Для определения микроструктурных характеристик полученных порошков был использован усовершенствованный метод Ритвельда и программный пакет MAUD [39]. Кристаллические фазы идентифицировали по базам рентгенометрических данных ICDD-2003 и PDF-2 (выпуск 2019 г.).

Результаты исследования и их обсуждение

Влияние размола в атриторе на строение порошковых смесей Ru – Al

Гранулометрический состав порошков

Внешний вид порошков из лома сплавов на основе RuAl в исходном состоянии и после обработки в атриторе приведен на рис. 2, гранулометрический состав представлен на рис. 3.

Как видно из рис. 3а, после размола в ступке, размер оскользящих частиц порошка RuAl (рис. 2а) варьируется в широких пределах от 3,5 мкм до 1 мм. Причем ~ 80 об. % составляют частицы размером 0,2 – 1 мм.

Размол в атриторе в течении 2 ч приводит к измельчению порошков, полученных первичным размолотом (рис. 3б). Максимальный размер частиц составляет ~ 25 мкм. В процессе размола частицы порошка, обладающие запасом пластичности, рас-

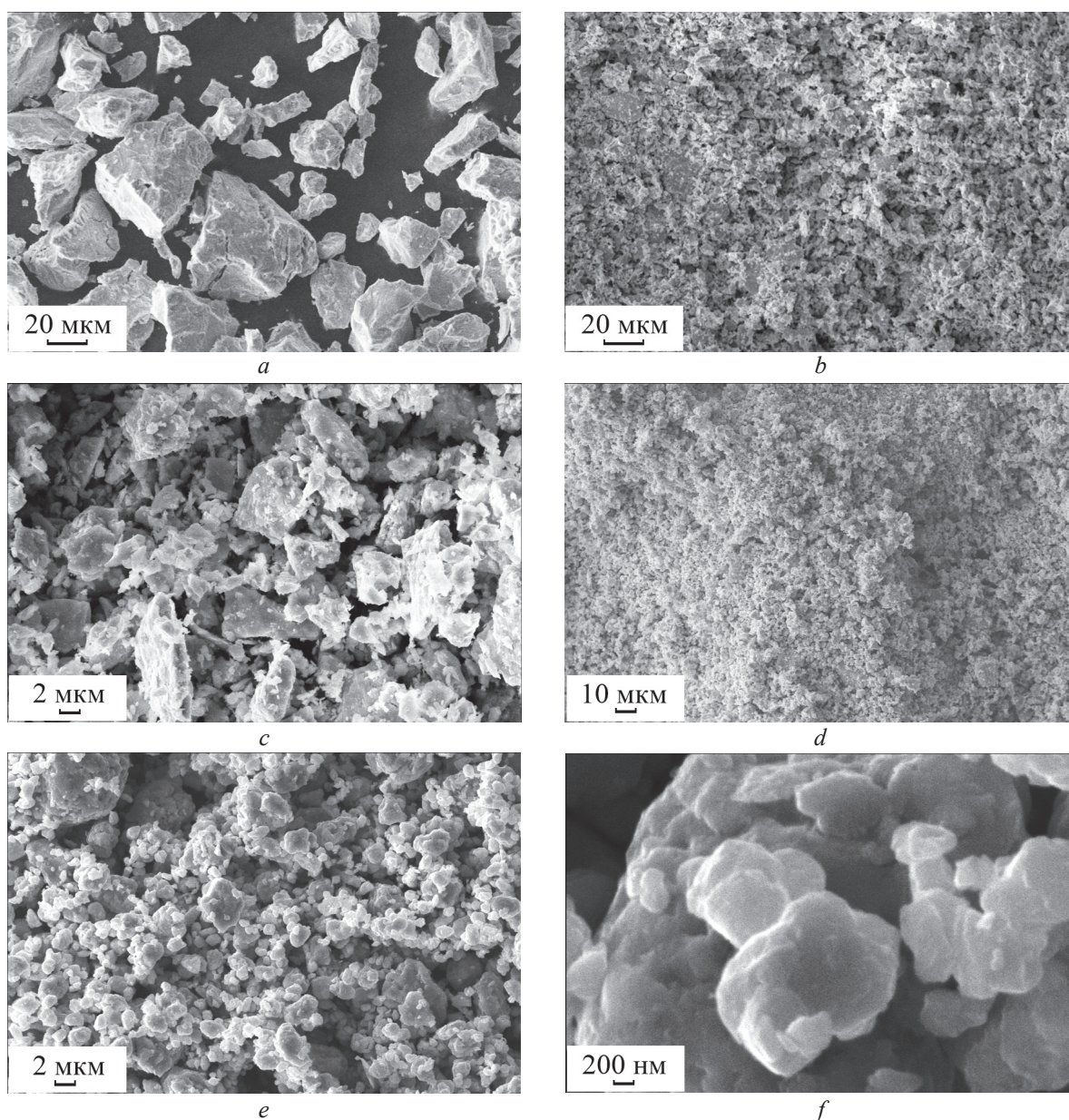


Рис. 2. Внешний вид порошков RuAl: исходная смесь лома (a) и после обработки в атриторе в течение 2 ч (b, c) и 5 ч (d, e, f).

Fig. 2. Appearance of RuAl powders: the initial mixture of scrap (a) and after processing in an attritor for 2 h (b, c) and 5 h (d, e, f).

плющиваются помольными шарами, и морфология частиц из оскольчатой становится пластинчато-оскольчатой (рис. 2a, 2c).

В процессе дальнейшего размла порошка RuAl (до 5 ч) развиваются два конкурирующих процесса: дробление частиц и их “сваривание” между собой. Это приводит к увеличению объемной доли частиц размером до 3,5 мкм с 30 об. % (A2) до 40 об. % (A5) и появлению, пусть и в небольшом

количестве, частиц размером 30 – 50 мкм (рис. 3a). Форма частиц становится округлой (рис. 2d, 2e, 2f).

Фазовый состав порошков RuAl

Рентгенограммы образцов порошков вакуум-плавленного лома RuAl после измельчения в атриторе в течение 2 и 5 ч приведены на рис. 4. По результатам рентгенофазового анализа, проведен-

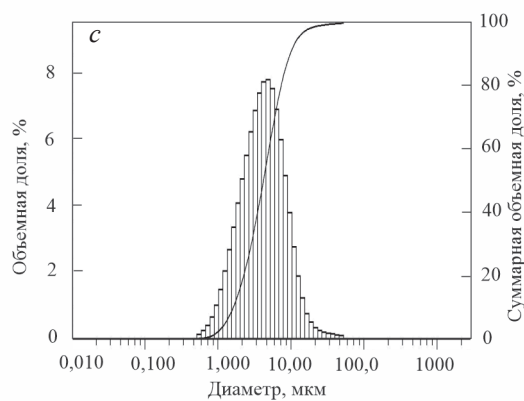
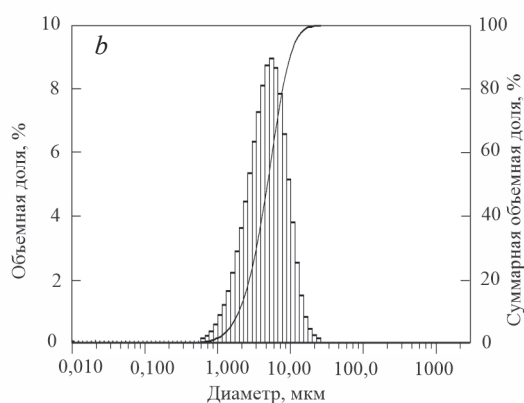
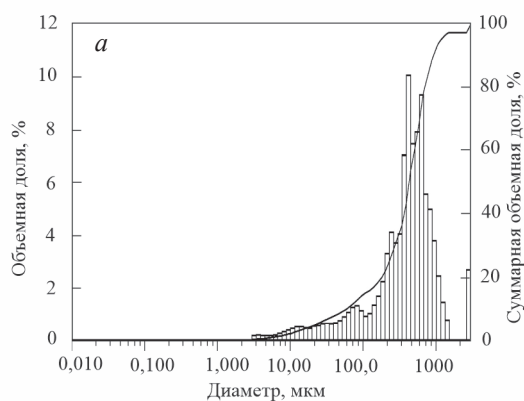


Рис. 3. Гранулометрический состав порошков RuAl измельченных: *a* — в ступке, *b* — в атриторе 2 ч (A2), *c* — в атриторе 5 ч (A5).

Fig. 3. Granulometric composition of breaking RuAl powders: *a* — in a mortar, *b* — in an attritor for 2 h (A2), *c* — in an attritor for 5 h (A5).

ного с использованием базы рентгенометрических данных PDF-2 (выпуск 2019 г.), показано, что оба образца содержат две фазы: RuAl с ОЦК упорядоченной кристаллической решеткой типа B2 (пр. гр. $Pm\bar{3}m$) и Ru с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой (пр. гр. $P63/mmc$).

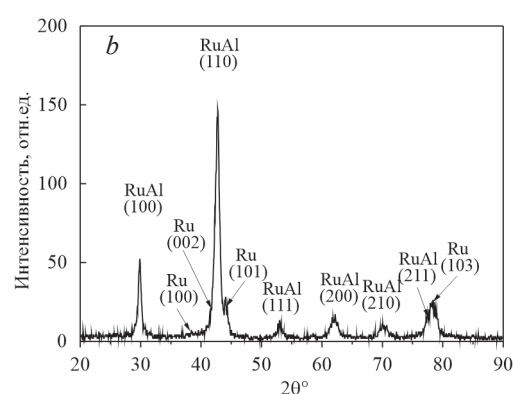
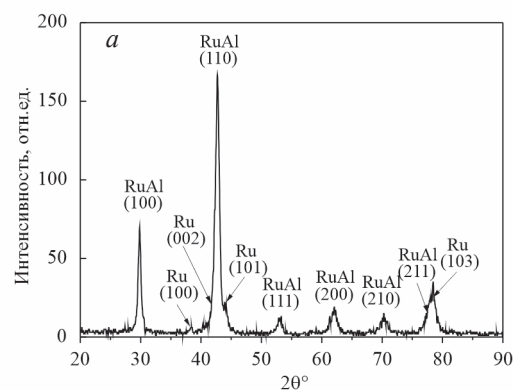


Рис. 4. Дифрактограммы смеси порошков лома литых образцов RuAl: *a* — после A2, *b* — после A5.

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the mixture of scrap powders of cast RuAl samples: *a* — after A2, *b* — after A5.

Рентгеноструктурное исследование, проведенное с использованием пакета программ MAUD [39], позволило получить основные числовые результаты и уточнить структуры образцов Ru – Al (табл. 1).

Из табл. 1 видно, что различия в структурных характеристиках RuAl образцов A2 и A5 не являются существенными.

Очевидно, что кратковременный размол в атриторе (A2 и A5) позволяет в какой-то мере усреднить состав порошков из лома литых сплавов RuAl, однако для более полного усреднения состава порошков предпочтительно увеличить время размола лома перед операцией получения микрогранул методом распылительной сушки.

Гранулы RuAl, полученные методом распылительной сушки

Гранулометрический состав гранул (фракция “–80 мкм”) RuAl, полученных из порошка A5 ме-

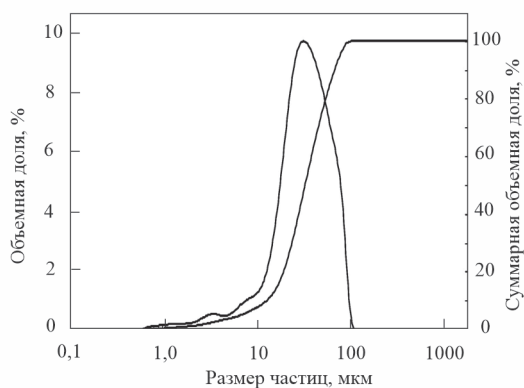


Рис. 5. Гранулометрический состав гранул RuAl, полученных из порошка А5 методом распылительной сушки.

Fig. 5. Granulometric composition of RuAl granules obtained from A5 powder by spray drying.

тодом распылительной сушки, приведен на рис. 5. Размер гранул варьируется в пределах от 0,65 до 113 мкм, гранулы размером 20 – 80 мкм составляют

Таблица 1

Результаты уточнения методом Ритвелда структуры образцов сплавов Ru – Al после измельчения в атриторе

Table 1

Results of the Rietveld refinement of the structure of Ru – Al alloy samples after grinding in an attritor

Характеристики структуры	Время измельчения	
	2 ч	5 ч
Фактор расходимости, $R_{\text{впр}}$, %	6,37%	7,28%
Содержание фазы RuAl (пр. гр. $Pm\bar{3}m$), масс. %	93	93
Параметр решетки, a , нм	0,2992	0,2994
Средний размер области когерентного рассеяния, ОКР _{ср} , нм	25	20
Микродеформация	0,0047	0,0050
Содержание фазы Ru (пр. гр. $P63/mmc$), масс. %	7	7
Параметр решетки, a , нм	0,2707	0,2703
Параметр решетки, c , нм	0,4284	0,4283

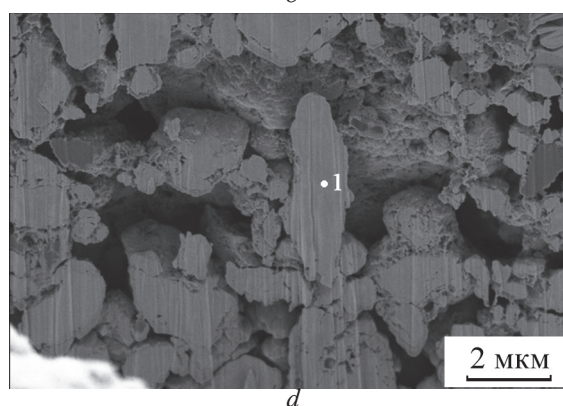
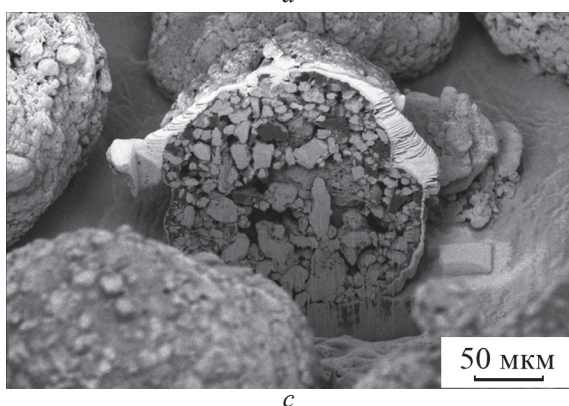
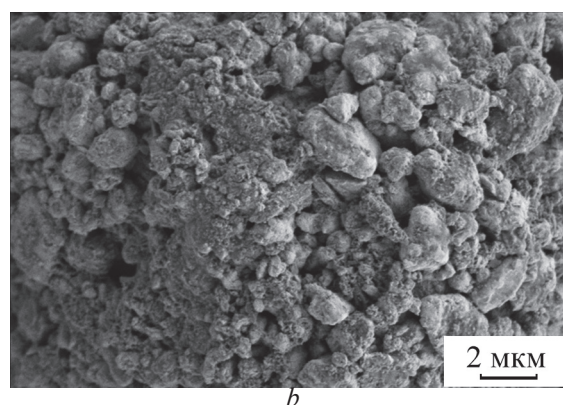
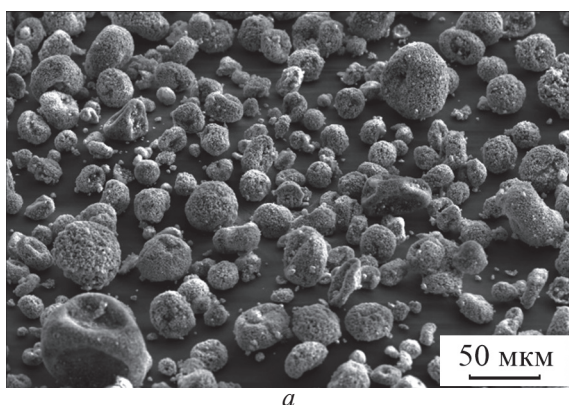


Рис. 6. Гранулы порошка сплавов системы Ru – Al, полученные методом распылительной сушки: a — внешний вид, b — поверхность гранулы, c, d — строение гранулы.

Fig. 6. Powder granules of alloys of the Ru-Al system obtained by spray drying: a — appearance, b — surface of the pellet, c, d — structure of the pellet.

EDX анализ материала гранулы RuAl в точке 1 на рис. 6d

Table 2

EDX analysis of the RuAl granule material at the point in Fig. 6d

Содержание элемента, ат. %*							
C	O	Al	Ru	Ti	Cr	Fe	Ni
24,29	13,92	24,08	31,29	2,73	1,24	2,21	0,24
—	17,46	31,25	40,92	4,92	2,27	3,21	0,81

*Результаты анализа представлены с учетом и без учета содержания углерода.

~ 74 об. %. Внешний вид и строение гранул RuAl приведены на (рис. 6), результаты EDX анализа одной из гранул в точке, указанной на рис. 6, представлен в табл. 2.

Гранулы, полученные методом распылительной сушки из порошка А5 системы Ru – Al, содержат не только кислород, но и углерод, поскольку в водную суспензию частиц Ru – Al для обеспечения прочности гранул вводили органическую связку.

Порошки сплава системы Ru – Al, сфероидизированные в термической плазме электродугового разряда

В результате плазменной обработки гранул получены сферические порошки сплава системы Ru – Al (рис. 7). Порошки имеют правильную сферическую форму. Сателлиты (порошки меньшего размера) и наросты на поверхности отсутствуют. Такая форма порошков обеспечивает хорошую текучесть, необходимую при использовании их в АТ.

Гранулометрический состав сферических порошков после отделения нанодисперсии приведен на рис. 8. Частицы нанодисперсии образуются в след-

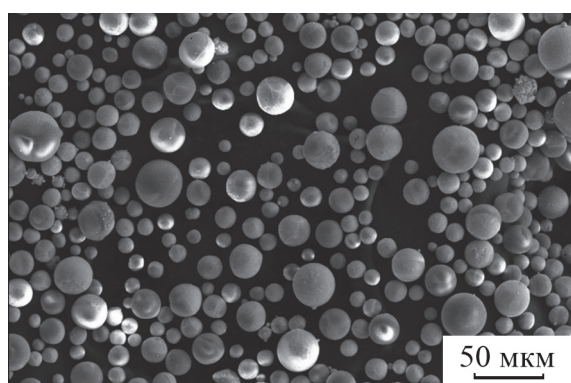
ствие испарения материала гранул при нагреве в плазме и последующей конденсации получаемых паров при охлаждении.

Размер порошков варьируется в достаточно широких пределах от 8,5 до 72 мкм, однако ~ 90 об. % составляют порошки, размером 10 – 30 мкм.

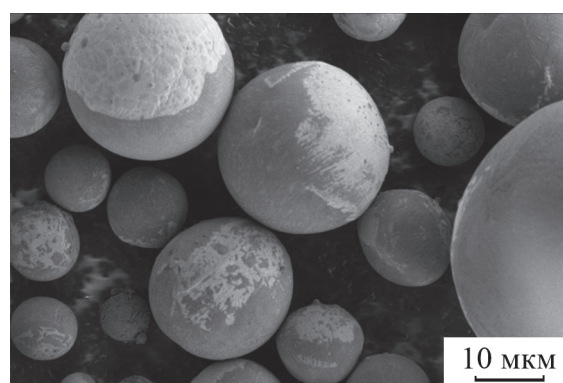
Для изучения строения полученных плазменной сфероидизацией сферических порошков, их разрезали ионным пучком Ga. Строение порошков (сфероидизированных гранул) показано на рис. 9. Результаты EDX анализа структурных составляющих порошков приведен в табл. 3.

Как следует из приведенных на рис. 9 и табл. 3 данных, сферические порошки сплава системы Ru – Al имеют неоднородное строение. Они представляют собой некое “ядро”, покрытое оболочкой переменной толщины. Причем оболочка “ядра”, в основном, не сплошная, а дискретная. Внутри некоторых “ядер” наблюдаются несплошности (рис. 9a), представляющие собой усадочную пористость.

“Ядро” — сплав на основе RuAl, имеющий двухфазное строение: темные зерна легированного моноалюминиды RuAl, окруженные сплошными



a



b

Рис. 7. Сфероидизированные порошки сплава системы Ru – Al.

Fig. 7. Spheroidized alloy powders of the Ru – Al system.

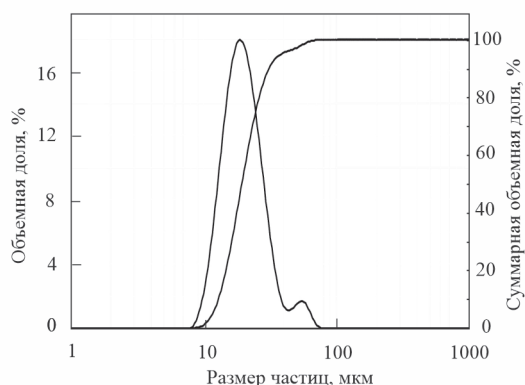


Рис. 8. Гранулометрический состав сферических порошков сплава системы Ru – Al.

Fig. 8. Granulometric composition of spherical powders of the Ru – Al alloy system.

светлыми прослойками твердого раствора на основе Ru. В моноалюминиде RuAl часть атомов Al замещена атомами Ti, часть атомов Ru замещена атомами Fe и Ni. Хром может замещать обе позиции. В твердом растворе на основе Ru часть атомов

Al может быть замещена атомами Cr, а часть атомов Ru — атомами Fe, Ni и Re.

Оболочка “ядра” (поверхностный слой переменной толщины) также имеет двухфазное строение и представляет собой твердый раствор на основе Al, легированный Hf, Ru, Ti, Cr, Fe (табл. 3, точка 3), внутри которого располагаются прерывистые прослойки второй фазы. Ввиду малого размера прослоек определить их состав, методами, использованными в работе, не представляется возможным.

Такое строение порошков определяется процессами, протекающими при плазменной сфероидизации. Гранула, попадая в термическую плазму расплавляется и, за счет высокой энтальпии плазмы происходит испарение части материала гранулы. Легкоплавкий алюминий испаряется в большей степени, о чем свидетельствует химический состав наноразмерной фракции сфероидизированного порошка, в ат. %: 73,14 Al – 17,16 Ru – 5,21 Fe – 1,93 Cr – 2,56 (Hf + Ni + Ti). Расплавленная, перегретая, гранула, перемещаясь в холодную часть реактора, остывает (не обязательно кристаллизуется) и на нее из паровой фазы происходит осаждение испа-

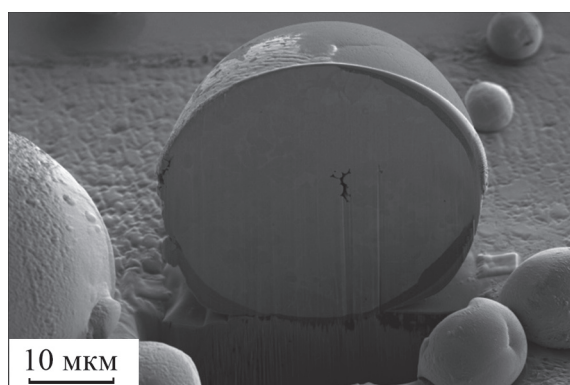
Таблица 3

Распределение элементов в структурных составляющих порошка сплава системы Ru – Al

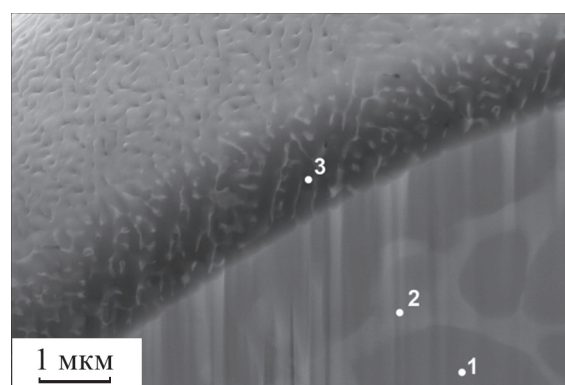
Table 3

The distribution of elements in the structural components of the powder of the alloy of the Ru – Al system

Точка на рис. 9b	Содержание элементов, ат. %							
	Al	Ru	Ti	Cr	Fe	Ni	Re	Hf
1	34,20	55,66	2,69	4,49	1,96	—	—	—
2	10,26	72,44	—	8,39	3,28	3,72	1,92	—
3	86,80	7,82	0,42	0,63	1,32	—	—	3,01



a



b

Рис. 9. Характерное строение сферических порошков сплава системы Ru – Al.

Fig. 9. Characteristic structure of spherical powders of the Ru – Al alloy system.

ренного вещества (Al) с образованием “оболочки”. Та часть паров, которая конденсируется гомогенно, превращается в частицы “нанодисперсии”, которые оседают на сферические частицы в виде рыхлого слоя, и впоследствии удаляются из сфероидизированного порошка.

Наличие в порошках усадочной пористости и поверхностных областей осажденного из паровой фазы Al говорит о том, что примененный режим плазменной сфероидизации не оптимальный для порошков системы Ru – Al, где температуры плавления элементов различаются в ~ 3,5 раза.

Обсуждение результатов

В последние годы активно проводятся исследования, направленные на использование АТ для получения компактных образцов/изделий из трудно деформируемых/практически не деформируемых жаропрочных легких сплавов на основе интерметаллидов — моноалюминидов никеля ($t_{пл} = 1638\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\rho = 5,86\text{ г/см}^3$) и титана ($t_{пл} > 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\rho \sim 4\text{ г/см}^3$), из которых нельзя производить детали сложной формы традиционными методамиковки, прокатки и сварки. Проводится анализ успешных решений и возникающих трудностей.

Получение порошков-прекурсоров для АТ из сплава на основе NiAl, более легкоплавкого, чем RuAl, успешно реализовано [33]. В работе [40] сообщается о получении на установке SLM 280, SLM Solution (Германия) методом СЛП образцов лопаток турбореактивного двигателя с пористостью менее 0,1 % и других изделий.

В работе [41] исследовано разрушение лопаток из γ -TiAl с формой, близкой к заданной, изготовленных методом СЛП. Отмечено, что причиной разрушения является структура лопатки, сформировавшаяся в процессе послойного наплавления. Хрупкость сплава Ti – 44 Al – 4 Nb – 1 Mo – 1 Cr (ат. %), вызванная высокими термическими напряжениями, возникающими при быстром охлаждении в процессе лазерного аддитивного производства, может быть преодолена путем измельчения зерна при введении 0,5 масс. % LaB₆ [42]. Установлено, что армирование частицами Y₂O₃ сплавов γ -TiAl, приводит к повышению твердости и прочности [43]. Методом СЛП из гранулированных промышленных порошков (диаметр гранул 53 – 100 мкм) получены тонкостенные образцы из сплава Ti – 48 Al – 2 Cr – 5 Nb, моделирующие лопатки турбины низкого давления. Слои толщиной ~ 0,5 мкм состоят из ламельных кластеров (87,7 об. % γ -фазы и 12,3 об. % α_2 -фазы) [44]. Получены биметалличе-

ские соединения сплава TiAl для лопаток из сплава TC4 для турбинных дисков через V прослойки [45]. В работе [46] аддитивным спеканием получены прочные биметаллические соединения NiAl/NiAl.

В настоящей работе сделана первая попытка получить сферические порошки узкого фракционного состава из сплавов на основе RuAl по технологии, включающей, на последнем этапе, плазменную сфероидизацию. Для этого в целях экономии Ru в качестве исходного материала был использован лом образцов плавящихся и порошковых сплавов, уже имевших нужный фазовый состав: β -RuAl+Ru (твердый раствор Al в Ru). В процессе плазменной сфероидизации фазовый состав RuAl гранул изменился. Причиной этого могут быть как неоптимальный режим процесса плазменной сфероидизации, что устранимо корректировкой процесса, так и свойства самого моноалюминиды, отличающиеся от свойств менее тугоплавких NiAl и TiAl. Согласно вышеприведенным литературным данным [33, 40, 41], потеря алюминия в процессе сфероидизации моноалюминидов возрастает в ряду NiAl, TiAl и RuAl в соответствии с повышением температуры плавления Ni ($t_{пл} = 1455\text{ }^{\circ}\text{C}$), Ti ($t_{пл} = 1670\text{ }^{\circ}\text{C}$) и Ru ($t_{пл} = 2334\text{ }^{\circ}\text{C}$). Температура плавления Ru близка к температуре кипения алюминия (2470 $^{\circ}\text{C}$), что может вызвать интенсивное испарение алюминия. Очевидно, что необходимо накопление экспериментальных данных о характере изменений строения порошков/гранул RuAl на всех этапах их получения.

Выводы

Рассмотрены возможности применения аддитивных технологий для получения компактных образцов/изделий сложной формы из жаропрочных легких сплавов на основе тугоплавких моноалюминидов никеля β -NiAl и рутения β -RuAl, с минимальной итоговой механообработкой.

Показано, что распыление расплава, выплавленного в инертной атмосфере или в вакуумной печи, инертным газом (“атомизация”) является наиболее широко используемым методом получения сферических порошков для АТ и позволяет получать крупные партии гранул из сплавов заданного состава, используя в качестве шихты любые компоненты, включая вторичное сырье, отходы производства, но это ограничивает возможности варьирования различных композиций.

Плазменное центробежное распыление высокоскоростным потоком ионизированного инертного газа цилиндрических заготовок используется для

получения порошков из сплавов реакционно активных металлов, например, титана. Использование этого способа для получения гранул из сплавов на основе тугоплавких моноалюминидов требует разработки многоступенчатого процесса получения прочной крупной заготовки заданного состава.

Плазменная сфероидизация порошка (разновидность газовой атомизации с использованием энергии плазмы) используется для получения сферических узкофракционных микропорошков в высокотемпературном газовом потоке, в котором происходит расплавление частиц порошка/гранул исходного материала и сфероидизация частиц расплава под действием сил поверхностного натяжения. Исходным материалом могут служить порошки заданного состава, полученные любым способом: некондиционные сферические порошки с сателлитами, полученные атомизацией, порошки осколчатой формы, полученные дроблением СВС-заготовок, гранулированные порошки в процессе распылительной сушки порошков с размером основной массы частиц 3,5 – 30 мкм, полученные размолом в атриторе образцов лома, выплавленных ВДП и порошковых сплавов моноалюминидов.

Сделана первая попытка получить сферические порошки узкого фракционного состава из сплавов на основе RuAl по технологии, включающей, на последнем этапе, плазменную сфероидизацию, которая хорошо себя зарекомендовала при получении порошков более легкоплавкого моноалюминид NiAl, сохранивших состав исходного материала. Однако в процессе плазменной сфероидизации фазовый состав RuAl гранул изменился. Это может быть вызвано либо неоптимальным режимом процесса плазменной сфероидизации, что устранимо корректировкой процесса, либо свойствами самого тугоплавкого RuAl. Температуры плавления Ru (2334 °C) и RuAl (2100 °C) близки к температуре кипения алюминия (2470 °C), что может вызвать интенсивное испарение алюминия. Необходимо накопление экспериментальных данных о характере изменений строения порошков/гранул RuAl на всех этапах их получения, особенно на этапе восстановительной сушки.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-01176-23-00.

Литература/References

1. Skachkov O.A., Pozharov S.V., Berezina T.A. Treatment, structure, and properties of high temperature powder Fe–Cr–Al alloys. *Steel in Translation*, 2010, v. 40, no. 2, pp. 188 – 190.
2. Skachkov O.A., Krymov E.A., Pozharov S.V., Goldovskii V.N. High temperature constructional powder steel and alloys. *Steel in Translation*, 2014, v. 44, no. 6, pp. 474 – 475.
3. Darolia R. Ductility and fracture toughness issues related to implementation of NiAl for gas turbine applications. *Intermetallics*, 2000, v. 8, pp. 1321 – 1327.
4. Scheppe F., Sahn P.R., Hermann W., Paul U., Preuhs J. Nickel aluminides : a step toward industrial application. *Materials Science and Engineering A*, 2002, v. 329 – 831, pp. 596 – 601.
5. Frommeyer G., Rablbauer R. High temperature materials based on the intermetallic compound NiAl reinforced by refractory metals for advanced energy conversion technologies. *Steel Research International*, 2008, v. 79, no. 7, pp. 507 – 512.
6. Bochenek K., Basista M. Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications. *Progress in Aerospace Sciences*, 2015, v. 79, pp. 136 – 146.
7. Liu E., Jia J., Bai Y., Wang W., and Gao Y. Study on preparation and mechanical property of nanocrystalline NiAl intermetallic. *Materials and Design*, 2014, v. 53, pp. 596 – 601.
8. Wu S., Wu X., Wang R., Liu Q., Gan L. Effects of Ni vacancy, Ni antisite, Cr and Pt on the third-order elastic constants and mechanical properties of NiAl. *Intermetallics*, 2014, v. 55, pp. 108 – 117.
9. Tryon B, Pollock T.M., Gigliotti M.F.X., Hemker K. Thermal expansion behavior of ruthenium aluminides. *Scripta Materialia*, 2004, v. 50, no. 6, pp. 845 – 848.
10. Mucklich F., Ilic N., Woll K. RuAl and its alloys. Part II: Mechanical properties, environmental resistance and applications. *Intermetallics*, 2008, v. 16, pp. 593 – 608.
11. Guitar M.A., Moore E.R., Mucklich F. The influence of impurities on the formation of protective aluminium oxides on RuAl thin films. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, v. 594, pp. 165 – 170.
12. Guitar M.A., Aboulfadl H., Pauly C., Leibenguth P., Migot S., Mucklich F. Production of single-phase intermetallic films from Ru–Al multilayers. *Surface and Coatings Technology*, 2014, v. 244, pp. 210 – 216.
13. Guo H., Li D., Zheng L., Gong S., Xu H. Effect of co-doping of two reactive elements on alumina scale growth of β -NiAl at 1200 °C. *Corrosion Science*, 2014, v. 88, pp. 197 – 208.
14. Hea J., Zhang Z., Peng H., Gong S., Guo H. The role of Dy and Hf doping on oxidation behavior of two-phase ($\gamma + \beta$) Ni–Al alloys. *Corrosion Science*, 2015, v. 98, pp. 699 – 707.
15. Fan Q.X., Peng X., Yu H.J., Jiang S.M., Gong J., Sun C. The isothermal and cyclic oxidation behaviour of two Co modified aluminide coatings at high temperature. *Corrosion Science*, 2014, v. 84, pp. 42 – 53.
16. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Скачков О.А., Морозов А.Е. Физико-химические подходы к разработке сплавов на основе NiAl для

- высокотемпературной службы. *Металлы*, 2011, № 2, с. 48 – 62.
- Povarova K.B., Drozdov A.A., Skachkov O.A., Morozov A.E. Fiziko-himicheskie podhody k razrabotke splavov na osnove NiAl dlya vysokotemperaturnoj sluzhby [Physico-chemical approaches to the development of NiAl-based alloys for high-temperature service]. *Russian Metallurgy [Metally]*, 2011, no. 2, pp. 48 – 62.
17. Raj S.V., Locci I.E., Whittenberger J.D. Development and evaluation of directionally-solidified NiAl/(Cr,Mo)-based eutectic alloys for airfoil applications. 3rd International Symposium on Structural and Intermetallics. 2013. Warrendale, PA, pp. 1 – 10.
 18. Frommeyer G., Rablbauer R., Schafer H.J. Elastic properties of B2-ordered NiAl and NiAl-X (Cr, Mo, W) alloys. *Intermetallics*, 2010, v. 18, pp. 299 – 305.
 19. Liang Y., Guo J., Xie Y., Zhou L. and Hu Z. High temperature compressive properties and room temperature fracture toughness of directionally solidified NiAl-based eutectic alloy. *Materials and Design*, 2009, v. 30, pp. 2181 – 2185.
 20. Hu L., Hu W., Gottstein G., Bogner S., Hollad S., Bührig-Polaczek A. Investigation into microstructure and mechanical properties of NiAl-Mo composites produced by directional solidification. *Materials Science and Engineering A*, 2012, v. 539, pp. 211 – 222.
 21. Povarova K.B., Skachkov O.A. Preparation, structure, and properties of Ni₃Al and NiAl light powder alloys for aerospace. *Materials Science Forum vols.* 2007, v. 534 – 536, pp. 1585 – 1588.
 22. Skachkhov O.A., Povarova K.B., Drozdov A.A., Makarevich O.N., Morozov A.E. Effect of the preparation methods of NiAl powders on the structure and properties of NiAl alloys and NiAl-Y₂O₃ composites. *Proceedings of PM2010 World Congress, Florence 10 – 14.10. 2010, Fortezza da Basso Centre*, v. 5, pp. 344 – 351.
 23. Wolff I.M, Hill P.J. Platinum metals-based intermetallics for high-temperature service. *Platinum Metals Review*, 2000, v. 44, no. 4, pp. 158 – 166.
 24. Поварова К.Б., Морозов А.Е., Падалко А.Г., Дроздов А.А. Структура и горячая твердость сплавов на основе RuAl, полученных реакционным спеканием при горячем изостатическом прессовании. *Металлы*, 2008, № 2, с.75 – 78.
 - Povarova K.B., Morozov A.E., Padalko A.G., Drozdov A.A. Struktura i goryachaya tverdst' splavov na osnove RuAl, poluchennyh reakcionnym spekaniem pri goryachem izostaticheskom pressovanii [Structure and hot hardness of RuAl-based alloys obtained by reaction sintering under hot isostatic pressing]. *Russian Metallurgy [Metally]*, 2008, no. 2, pp. 75 – 78.
 25. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, v. 57, no. 3, pp. 133 – 164.
 26. Quian M. Metal powder for additive manufacturing. *JOM*, 2015, v. 67, no. 3, pp. 536 – 537.
 27. Yang L., Hsu K., Baughman B., Godfrey D., Medina F., Menon M., Wiener S. Additive manufacturing of metals: The Technology, Materials, Design and Production. *Springer Series in Advanced Manufacturing B*, Springer Intern. Publ., 2017, 168 p.
 28. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., WilsonHeid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components: Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, v. 92, pp. 112 – 224.
 29. Логачева А.И., Гусаков М.С., Сентюринна Ж.А., Логачев И.А., Кандыба А.А. Изготовление прутковых заготовок на основе NiAl для плазменного центробежного распыления с применением метода механохимического синтеза. *Металлы*, 2017, no. 3, pp. 84 – 98.
 - Logacheva A.I., Gusakov M.S, Sentyurina ZHh.A., Logachev I.A., Kandyba A.A. Izgotovlenie prutkovykh zagotovok na osnove NiAl dlya plazmennogo centrobezhnogo raspyleniya s primeneniem metoda mekhanohimicheskogo sinteza [Manufacture of bar blanks based on NiAl for plasma centrifugal spraying using the method of mechanochemical synthesis]. *Russian Metallurgy [Metally]*, 2017, no. 5, pp. 432 – 440.
 30. Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. *International Materials Reviews*, 2017, v. 4, no. 62, pp. 203 – 239.
 31. Martinov D.A., Levashov E.A., Kaplanskii Yu.Yu., Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Chupeeveva A.N., Gurskikh A.V., Samokhin A.V., Fadeev A.A. Advanced spherical powders of NiAl-based alloys and their application in additive technologies. *World PM 2018, Part 11. Additive Manufacturing (3D Printing)*, pp. 1721 – 1728.
 32. Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Levashov E.A., Kaplanskii Yu.Yu., Samokhin A.V. Fabrication of narrow-fraction micropowders of NiAl-based refractory alloy compo NiAl-M5-31. *International Journal of Self-Propagating high-Temperature Synthesis*, 2018, v. 27, no. 4, pp. 235 – 243.
 33. Цветков Ю.В., Самохин А.В., Алексеев Н.В., Фадеев А.А., Синайский М.А., Левашов Е.А., Капланский Ю.Ю. Плазменная сфероидизация микропорошков жаропрочного сплава на основе моноалюминиды никеля. *Доклады Академии Наук*, 2018, т. 483, № 4. с. 403 – 408.
 - Tsvetkov Yu.V., Samohin A.V., Alekseev N.V., Fadeev A.A., Sinajskij M.A., Levashov E.A., Kaplanskij Yu.Yu. Plazmennaya sferoidizaciya mikroporoshkov zharoprochnogo splava na osnove monoalyuminida nikelya [Plasma spheroidization of micropowders of a heat-resistant alloy based on nickel monoaluminide]. *Doklady Akademii Nauk [Doklady Physics]*, 2018, v. 483, no. 4, pp. 403 – 408, (in Russ).
 34. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Банных И.О., Морозов А.Е. Структура и свойства

- легированных литых сплавов на основе RuAl. *Металлы*, 2004, № 6, с. 91 – 94.
- Povarova K.B., Kazanskaya N.K., Drozdov A.A., Bannyh I.O., Morozov A.E. *Struktura i svojstva legirovannykh litykh splyavov na osnove RuAl* [Structure and properties of doped cast alloys based on RuAl]. *Russian Metallurgy [Metally]*, 2004, no. 6, pp. 91 – 94, (in Russ).
35. Поварова К.Б., Морозов А.Е., Дроздов А.А., Антонова А.В., Булахтина М.А. Жаропрочные сплавы на основе RuAl. II. Порошковые сплавы — получение реакционным спеканием. Перспективные материалы, 2021, № 1, с. 5 – 21.
 - Povarova K.B., Morozov A.E., Drozdov A.A., Antonova A.V. and Bulakhtina M.A. Heat-Resistant RuAl-Based Alloys: Part II. Powder Alloys — Preparation via Reaction Sintering. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2021, v. 12, no. 5, pp. 1125 – 1138.
 36. Поварова К.Б., Морозов А.Е., Дроздов А.А., Антонова А.В., Булахтина М.А. Жаропрочные сплавы на основе RuAl. III. Порошковые сплавы RuAl — механическое легирование. Перспективные материалы, 2021, № 11, с. 5 – 19.
 - Povarova K.B., Morozov A.E., Drozdov A.A., Antonova A.V., Bulakhtina M.A. Heat-Resistant RuAl-Based Alloys: Part III. Powder Alloys — Mechanical alloying. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2022, v. 13, no. 2, pp. 294 – 305.
 37. Дорофеев А.А., Самохин А.В., Фадеев А.А., Алексеев Н.В., Синайский М.А., Литвинова И.С., Завертяев И.Д. Исследование процесса гранулирования нанопорошка системы W-Ni-Fe методом распылительной сушки. *Физика и химия обработки материалов*, 2022, № 6, с. 54 – 69.
 - Dorofeev A.A., Samohin A.V., Fadeev A.A., Alekseev N.V., Sinajskij M.A., Litvinova I.S., Zaverityaev I.D. *Issledovanie processa granulirovaniya nanoporoshka sistemy W-Ni-Fe metodom raspylitel'noj sushki*. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov [Physics and Chemistry of Materials Treatment]*, 2022, no. 6, pp. 54 – 69 (in Russ).
 38. Самохин А.В., Фадеев А.А., Алексеев Н.В., Синайский М.А., Суфияров В.Ш., Борисов Е.В., Корзников О.В., Федина Т.В., Водовозова Г.С., Барышков С.В. Сфероидизация порошков на основе железа в потоке плазмы электродугового плазмотрона и их применение в селективном лазерном плавлении. *Физика и химия обработки материалов*, 2019, № 4, с. 12 – 20.
 - Samohin A.V., Fadeev A.A., Alekseev N.V., Sinajskij M.A., Sufiyarov V.Sh., Borisov E.V., Korznikov O.V., Fedina T.V., Vodovozova G.S., Baryshkov S.V. *Sferoidizatsiya poroshkov na osnove zheleza v potoke plazmy elektrodugovogo plazmotrona i ih primenenie v selektivnom lazernom plavlenii* [Spheroidization of powders based on iron in the plasma flow of an electric arc plasma torch and their application in selective laser melting]. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov [Physics and Chemistry of Materials Treatment]*, 2019, no. 4, pp. 12 – 20. (In Russ).
 39. Lutterotti L., Scardi P. Simultaneous structure and size-strain refinement by the Rietveld method. *Journal of Applied Crystallography*, 1990, v. 23, pp. 246 – 252.
 40. Левашов Е.А., Капланский Ю.Ю., Пацера Е.И., Логинов П.А., Самохин А.В., Мартынов Д.А., Мазалов А.Б. Жаропрочные сплавы на основе NiAl и их применение в аддитивных технологиях. Материалы международной научно-технической конференции “Актуальные проблемы порошкового материаловедения”, посвященная 85-летию со дня рождения академика В.Н. Анциферова, Пермь, 26-28 ноября, 2018 г., Издательство Пермского национального исследовательского политехнического университета, с. 38 – 42.
 - Levashov E.A., Kaplanskij Yu.Yu., Pacera E.I., Loginov P.A., Samohin A.V., Martynov D.A., Mazalov A.B. *Zharoprochnye splavy na osnove NiAl i ih primenenie v additivnykh tekhnologiyah*. *Materialy mezhdunarodnoj nauchno-tekhneskoj konferencii Aktual'nye problemy poroshkovogo materialovedeniya, posvyashchennaya 85-letiyu so dnya rozhdeniya akademika V.N. Anciferova, Perm', 26-28 Nov, 2018, Perm Politechnic Univer., Publ., pp. 38 – 42 (in Russ.)*.
 41. Gao R., Pen H., Guo H., Chen B. An innovative way to fabricate γ -TiAl blades and their failure mechanisms under thermal shock. *Scripta Materialia*, 2021, v. 203, art. 114092.
 42. Huang D., Tan Q., Zhou Y., Yin Y., Wang F., Wu T., Yang X., Fan Z., Liu Y., Zhang J., Huang H., Yan M., Zhang M.X. The significant impact of grain refiner on γ -TiAl intermetallic fabricated by laser-based additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2021, v. 46, art. 102172.
 43. Rittinghaus S.-K., Wilms M.B. Oxide dispersion strengthening of γ -TiAl by laser additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, v. 804, pp. 457 – 460.
 44. Liu Z., Zhu X., Zhang Y. Effect of annealing treatment on microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-5Nb alloy fabricated by laser additive manufacturing. *Optics and Laser Technology*, 2022, v. 155, art. 108412.
 45. Liu Z., Ma R., Xu G., Wang W, Liu J. Laser additive manufacturing of bimetallic structure from Ti-6Al-4V to Ti-48Al-2Cr-2Nb via vanadium interlayer. *Materials Letters*, 2020, v. 263, art. 127210.
 46. Ning H., Wang D., Zhao J., Wang B., Liu G. Fabrication and joining of NiAl and TiAl intermetallics by additive sintering. *Materials Science and Engineering A*, 2022, v. 849, art. 143493.

*Статья поступила в редакцию — 22.11.2022 г.
после доработки — 28.12.2022 г.
принята к публикации — 29.12.2022 г.*

Поварова Кира Борисовна — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), профессор, доктор технических наук, главный научный сотрудник, специалист в области жаропрочных материалов, интерметаллидных соединений и тяжелых сплавов. E-mail: kpovarova@imet.ac.ru.

Дроздов Андрей Александрович — Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина (Москва, 105005, ул. Радио, 23/9, стр. 2) кандидат технических наук, заместитель директора “НПЦПМ”, специалист в области порошковой металлургии; Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), ведущий научный сотрудник, специалист в области жаропрочных материалов и интерметаллидных сплавов. E-mail: andr23@list.ru.

Самохин Андрей Владимирович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, заведующий лабораторией, ведущий научный сотрудник, специалист в области процессов плазмохимического синтеза нанопорошковых материалов, процессов плазменной сфероидизации порошковых материалов. E-mail: samokhin@imet.ac.ru.

Скачков Олег Александрович — Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина (Москва, 105005, ул. Радио, 23/9, стр. 2) директор “НПЦПМ”, специалист в области порошковой металлургии. E-mail: o.skachkov@chermet.net.

Фадеев Андрей Андреевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), научный сотрудник, специалист в области процессов плазмохимического синтеза нанопорошковых материалов, процессов плазменной сфероидизации порошковых материалов. E-mail: afadeev@imet.ac.ru.

Дорофеев Алексей Андреевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), младший научный сотрудник, специалист в области процессов плазмохимического синтеза нанопорошковых материалов, процессов плазменной сфероидизации порошковых материалов. E-mail: ale369967795ksey@yandex.ru.

Сиротинкин Владимир Петрович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат химических наук, старший научный сотрудник, специалист в области дифракционных методов исследования. E-mail: sir@imet.ac.ru.

Ашмарин Артем Александрович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, заведующий лабораторией, ведущий научный сотрудник, специалист в области дифракционных методов исследования. E-mail: aashmarin@imet.ac.ru.

Булахтина Марина Анатольевна — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, младший научный сотрудник, специалист в области жаропрочных материалов и интерметаллидных сплавов. E-mail: m_sm@inbox.ru.

Антонова Анна Валерьевна — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области жаропрочных материалов и интерметаллидных сплавов. E-mail: avantonova2005@mail.ru.

Морозов Алексей Евгеньевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (Москва, 119334, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области жаропрочных материалов и интерметаллидных сплавов. E-mail: amorozov@imet.ac.ru.

Study of the conditions for obtaining precursors intended for 3D technologies from a heat-resistant alloy based on RuAl

**К. Б. Povarova, А. А. Drozdov, А. В. Samokhin, О. А. Skachkov,
А. А. Fadeev, А. А. Dorofeev, V. P. Sirotkin, А. А. Ashmarin,
М. А. Bulakhtin, А. В. Antonova, А. Е. Morozov**

The article discusses the possibilities of preparing high-quality powder materials from heat-resistant light alloys based on refractory monoaluminides of nickel β -NiAl and ruthenium β -RuAl for the manufacture of compact samples/products of complex shape using additive technologies with minimal final machining. Additive technologies are based on the use of spherical precursor micro-powders with a regulated granulometric composition, good fluidity and an oxide-free surface. The possibilities of obtaining precursors from RuAl-based alloys by plasma spheroidization of powders obtained by crushing mixtures from scrap samples of alloys based on RuAl with various additives are considered.

Keywords: nickel and ruthenium monoaluminide, spherical powders, precursors, spraying, granulation, plasma spheroidization.

Povarova Kira — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), Dr Sci (Eng), professor, chief researcher, specialist in the field of heat-resistant materials, intermetallic compounds and heavy alloys. E-mail: kpovarova@imet.ac.ru.

Drozdov Andrey — I.P. Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy (Moscow, 105005, Radio 23/9, p. 2), PhD, deputy director of NPCPM, specialist in the field of powder metallurgy; Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), leading researcher, specialist in the field of heat-resistant materials and intermetallic alloys. E-mail: andr23@list.ru.

Samokhin Andrey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), PhD, head of laboratory, leading researcher, specialist in the field of plasma-chemical synthesis of nanopowder materials, processes of plasma spheroidization of powder materials. E-mail: samokhin@imet.ac.ru.

Skachkov Oleg — I.P. Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy (Moscow, 105005, Radio 23/9, p. 2) director of NPCPM, specialist in the field of powder metallurgy. E-mail: o.skachkov@chermet.net.

Fadeev Andrey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), researcher, specialist in the field of plasma-chemical synthesis of nanopowder materials, processes of plasma spheroidization of powder materials. E-mail: afadeev@imet.ac.ru.

Dorofeev Alexey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), researcher; specialist in the field of plasma-chemical synthesis of nanopowder materials, processes of plasma spheroidization of powder materials. E-mail: ale369967795ksey@yandex.ru.

Sirotkin Vladimir — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), PhD, senior researcher; specialist in the field of diffraction research methods. E-mail: sir@imet.ac.ru.

Ashmarin Artem — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), PhD, head of laboratory; leading researcher; specialist in the field of diffraction research methods. E-mail: aashmarin@imet.ac.ru.

Bulahtina Marina — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), PhD, researcher; specialist in the field of heat-resistant materials and intermetallic alloys. E-mail: m_sm@inbox.ru.

Antonova Anna — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), PhD, senior researcher; specialist in the field of heat-resistant materials and intermetallic alloys. E-mail: avantonova2005@mail.ru.

Morozov Alexey — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science Russian Academy of Sciences (Moscow, 119334, Leninsky Prospect, 49), PhD, senior researcher; specialist in the field of heat-resistant materials and intermetallic alloys. E-mail: amorozov@imet.ac.ru.