

УДК 546.62:669.094.3:548.73

## ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА МОДИФИКАТОРА $Fe_2O_3$ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ОКИСЛЕНИЯ МИКРОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА АСД-4

В. Г. Шевченко<sup>1</sup>, В. Н. Красильников<sup>1</sup>, Д. А. Еселевич<sup>1</sup>, А. В. Конюкова<sup>1</sup>,  
З. С. Винокуров<sup>2,3</sup>, А. И. Анчаров<sup>3,4</sup>, Б. П. Толочко<sup>4,5</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, 620990 Екатеринбург, shevchenko@ihim.uran.ru

<sup>2</sup>Институт катализа им. Г. К. Борескова СО РАН, 630090 Новосибирск

<sup>3</sup>Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск

<sup>4</sup>Институт ядерной физики им. Г. И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск

<sup>5</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630128 Новосибирск

Исследовано влияние модифицирования микроразмерного порошка алюминия марки АСД-4 оксидом железа на процесс его окисления в воздушной среде. Модифицирование заключалось в нанесении на поверхность частиц металла геля на основе  $Fe(OH)(HCOO)_2$  и монометилового эфира этиленгликоля  $CH_3OC_2H_4OH$  с последующей его термообработкой в воздухе. Установлено, что присутствие оксида железа в целом оказывает положительное влияние на динамику окисления порошка АСД-4 при нагревании в воздухе. Интенсивность окисления модифицированных порошков повышается с увеличением содержания в них оксида железа. Рентгеновский дифракционный анализ с использованием источника синхротронного излучения при нагревании до 1000 °С показал наличие в исследуемых образцах лишь основных фаз  $Al$ ,  $\gamma-Al_2O_3$  и  $\alpha-Al_2O_3$ ,  $\gamma-Fe_2O_3$  и  $\alpha-Fe_2O_3$ , другие оксиды железа или интерметаллиды не обнаружены. При массовой концентрации 10 % Fe наблюдается более раннее появление фазы  $\alpha-Al_2O_3$ , а экзотермический пик максимума тепловыделения смещается в низкотемпературную область (893 °С) по сравнению с немодифицированным порошком АСД-4 (1045 °С).

Ключевые слова: алюминий, порошок, модификация, основной формиат железа, оксиды железа, окисление, фазовый анализ.

DOI 10.15372/FGV20200206

### ВВЕДЕНИЕ

Среди металлов с высокой теплотой сгорания порошкообразный алюминий нашел наиболее широкое применение в энергетических конденсированных системах различного назначения благодаря доступности, низкой стоимости и экологической безопасности [1]. Вместе с тем наличие защитной оксидной пленки на поверхности частиц не позволяет полностью реализовать энергетический потенциал металла [2–4]. Наиболее наглядно эта особенность алюминия проявляется во взрывчатых составах, скорость детонации которых на порядки превосходит скорость горения твердых топлив. Несмотря на это, эффективность алюминия даже в услови-

ях взрыва может быть значительно увеличена, например, за счет воздействия на его свойства путем легирования, а также капсуляции частиц активными металлами или фторсодержащими полимерами [5]. В условиях недостатка окислителя для ускорения окисления алюминия весьма перспективным считается использование термитных реакций, скорость которых зависит от размера частиц компонентов термитной смеси и степени их контакта [6–8]. Для наноразмерных термитных композиций типа  $Al + MeO_x$  ( $Me$  — металл) характерны очень высокие скорости горения (до 1000 м/с), приблизительно на три порядка превышающие таковые для микроразмерных систем [6–8]. Однако в твердых топливах использование чисто термитных реакций не дает положительного результата, поскольку теплота термитных превращений существенно ниже теплоты сгорания алюминия. Неоднозначным представляется вывод о высокой эффективности использования наноразмерных порошков алюминия, по-

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Института химии твердого тела УрО РАН № АААА-А19-119031890028-0 (структурное подразделение № 2).

© Шевченко В. Г., Красильников В. Н., Еселевич Д. А., Конюкова А. В., Винокуров З. С., Анчаров А. И., Толочко Б. П., 2020.

сколькx при этом возникает ряд проблем, связанных с требованиями к их стабильности при хранении и в условиях совмещения с компонентами энергетических конденсированных систем. Тем не менее термитные реакции могут быть использованы для инициирования горения микроразмерных порошков алюминия, например, за счет снижения температуры начала их активного взаимодействия с окислителем в воздухе или смесевых составах.

Ранее нами было показано, что модифицирование микроразмерного порошка алюминия марки АСД-4 путем нанесения на поверхность частиц металла наноразмерного слоя пентоксида ванадия [9, 10], а также оксидов марганца, железа, кобальта и никеля [11] оказывает положительное влияние на его горючие свойства. Нанесение модифицирующих оксидных слоев осуществляли путем пропитки порошков алюминия гелями, которые при термообработке трансформировались в оксиды. Наивысшую эффективность показали порошки, модифицированные гидрогелем пентоксида ванадия состава  $V_2O_5 \cdot nH_2O$  [10]. Так, реакционная активность модифицированного образца АСД-4 с массовым содержанием  $\approx 1\%$   $V_2O_5$  повышается до уровня нанодисперсного порошка, полученного методом взрыва алюминиевой проволоки (Аlex). Высокие энергетические характеристики модифицированного порошка АСД-4, наряду с его низкой стоимостью по сравнению с порошком Alex, свидетельствуют о перспективности модифицирования алюминиевых порошков микронной размерности путем нанесения на поверхность их частиц наноразмерных слоев оксидов переходных металлов.

Исследование влияния модифицирования микроразмерного порошка алюминия оксидами марганца, железа, кобальта и никеля показало [11], что лучшим модификатором является оксид железа, нанесенный на поверхность частиц металла с использованием гидрогеля на основе формиата железа (II) состава  $Fe(HCOO)_2 \cdot 2H_2O$ . По данным термогравиметрического анализа образец, содержащий 2 % Fe, характеризовался наивысшей степенью конверсии алюминия ( $\approx 70\%$ ) при нагревании в воздухе до 1200 °С, а также понижением температуры начала активного окисления, по сравнению с исходным образцом, от 1045 до 958 °С. Модифицирование оксидом марганца также приводит к понижению температуры начала активного окисления алюминия (до

956 °С), но не оказывает положительного влияния на степень его конверсии [11]. Таким образом, влияние модифицирования алюминия оксидом железа на его реакционную способность вполне сопоставимо с наблюдаемым для пентоксида ванадия [10]. Учитывая доступность и относительную дешевизну по сравнению с  $V_2O_5$ , оксид железа может быть альтернативой в качестве активатора окисления. Настоящая работа была предпринята с целью разработки метода получения модифицированных железом алюминиевых порошков в широком диапазоне концентраций модификатора, а также изучения его влияния на активность окисления микроразмерных алюминиевых порошков в воздушной среде и сопутствующих этому процессов фазообразования.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве объекта модифицирования выбран алюминиевый порошок марки АСД-4 со средним размером частиц около 10 мкм и массовым содержанием активного металла 98.7 %, полученный методом распыления расплавленного металла азотом [1, 10]. Модифицирование проводилось согласно запатентованной методике [12] путем смешения в фарфоровой ступке порошка металла с гелем, приготовленным нагреванием основного формиата железа (III) в смеси с монометиловым эфиром этиленгликоля  $CH_3OC_2H_4OH$ . Для приготовления 10 г модифицированного алюминиевого порошка с содержанием 10 % Fe (при расчете на металл) навеску формиата железа  $Fe(OH)(HCOO)_2$ , взятого в количестве 2.915 г, растворяли в 10 мл  $CH_3OC_2H_4OH$  при температуре 80 °С. Полученный раствор выдерживали при 80 °С в течение 0.5 ч и после охлаждения до комнатной температуры смешивали с 9.0 г порошка алюминия марки АСД-4 в фарфоровой ступе. Для удаления органической составляющей и разложения основного формиата железа образец просушивали при 100 °С в течение 0.5 ч и затем прокаливали при температуре 350 °С в течение 1 ч. Температура прокаливания была выбрана на основании данных термогравиметрического анализа, согласно которым разложение  $Fe(OH)(HCOO)_2$  при нагревании в воздухе протекает экзотермично в один этап и завершается при этой температуре (рис. 1). Экспериментальные значения убыли массы ( $\Delta m_{exp} = 50.56\%$ ) при полном разложении  $Fe(OH)(HCOO)_2$  очень хорошо согла-

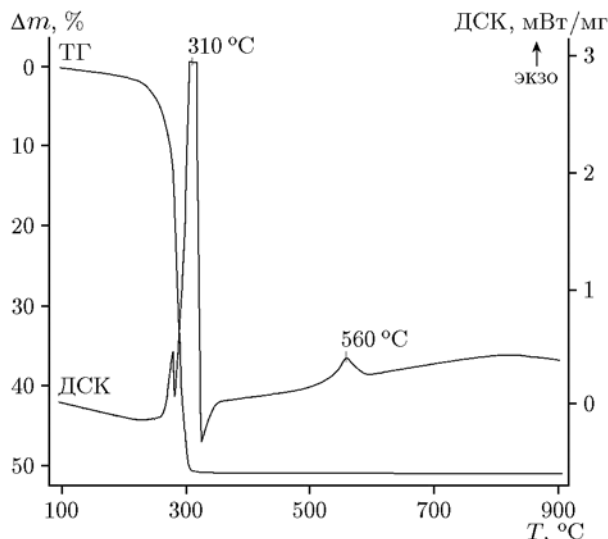
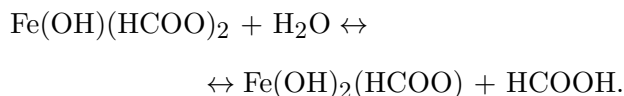


Рис. 1. Результаты термического анализа формиата железа  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  методами термогравиметрии (ТГ) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК)

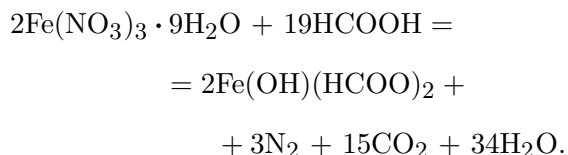
суются с данными расчета при условии образования  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ( $\Delta m_{\text{calc}} = 50.97\%$ ).

Основной формиат железа  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$ , в отличие от  $\text{Fe}(\text{HCOO})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , очень хорошо растворяется в воде и образует устойчивый гель, однако при этом возможен гидролиз соединения, вызывающий повышение кислотности раствора:



Это делает гидрогель  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  мало пригодным для нанесения на поверхность частиц активного металла, каковым является алюминий.

$\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  получали по методике, основанной на взаимодействии нитрата железа  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  с разбавленной муравьиной кислотой при слабом нагревании:



В эксперименте использовали нитрат железа  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  (99.95 %), муравьиную кислоту  $\text{HCOOH}$  (99.7 %) и дистиллированную воду. Раствор  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  (4.04 г) в 50 мл

20 %  $\text{HCOOH}$  выдерживали при 80 °С до прекращения выделения газообразных продуктов и затем выпаривали при той же температуре до образования объемного оранжевого осадка основного формиата железа, который отделяли от маточного раствора вакуумной фильтрацией и сушили в воздухе при 50 °С в течение 1 ч.

Фазовый анализ образцов осуществляли с помощью рентгеновского порошкового автодифрактометра STADI-P (STOE, Германия) в  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении с использованием библиотеки рентгеноструктурных данных PDF-2 (Release 2016) и поляризационного микроскопа ПОЛАМ С-112 в проходящем свете (показатели преломления кристаллических образцов измеряли иммерсионным методом). Термогравиметрический анализ выполняли с использованием термоанализаторов NETZSH STA 409 PC/PE и TG-DTA SETARAM-92 в тонкостенных корундовых тиглях тарельчатого типа при массе образцов 15 мг и скорости нагревания 10 °С/мин.

Изучение особенностей химических превращений при окислении в воздухе исходного и модифицированного порошков алюминия проводили рентгеновским дифракционным методом с использованием синхротронного излучения в ЦКП «СЦСТИ» на станции 4-го канала накопителя ВЭПП-3 [13]. При этом монохроматическое излучение ( $\lambda = 0.368 \text{ \AA}$ ) проходило сквозь слой образца толщиной 0.5 мм, а дифракционная картина регистрировалась плоским двухкоординатным детектором MAR345 фирмы «Marresearch». Исследуемый образец порошка устанавливали в отверстие держателя из оксида алюминия и нагревали со скоростью 10 °С/мин до температуры 1000 °С. Относительная погрешность определения температуры составляла около 5 %. Анализ и идентификация полученных фаз проводились методом Ритвельда с использованием программного обеспечения MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) [14] и баз данных Crystallography Open Database [15].

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Порошок  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  имеет яркую оранжевую окраску. Под микроскопом наблюдаются кристаллы в виде иголок и сильно вытянутых тонких пластинок с показателями преломления  $N_g = 1.615$ ,  $N_m = 1.607$  и  $N_p =$

1.598. Согласно данным рентгеновской порошковой дифрактометрии, сингония кристаллов  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  моноклинная, пространственная группа  $C_2/c$ , параметры решетки:  $a = 16.855(1)$ ,  $b = 6.8317(2)$ ,  $c = 15.962(1)$  Å,  $\beta = 100.97(1)$  и  $V = 1804.5(2)$  Å<sup>3</sup>.

Фазовый состав твердых продуктов термолитиза  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  зависит от условий термообработки. По данным рентгенофазового анализа (рис. 2) в результате разложения  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  в воздухе при 350 °C образуется оксид железа с кубической структурой  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$  — маггемит [16], который с повышением температуры превращается в  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  — гематит [17]. Аналогичных превращений можно было ожидать при нагревании в воздухе порошков АСД-4, пропитанных гелем  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$ . Для соответствующих исследований были приготовлены образцы, содержащие 1, 5 и 10 % Fe (в расчете на металл). Из данных рентгеновской дифрактометрии с использованием синхротронного излучения (рис. 3) следует, что порошки АСД-4, полученные пропиткой гелем и нагреванием в воздухе до 350 °C, помимо оксида железа в форме  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ , уже содержат фазу  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ . При этом интенсивность рефлексов  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  возрастает при увеличении количества модификатора.

Наблюдаемая картина фазообразования может быть обусловлена особенностями термолитиза геля, нанесенного на оксидную поверх-

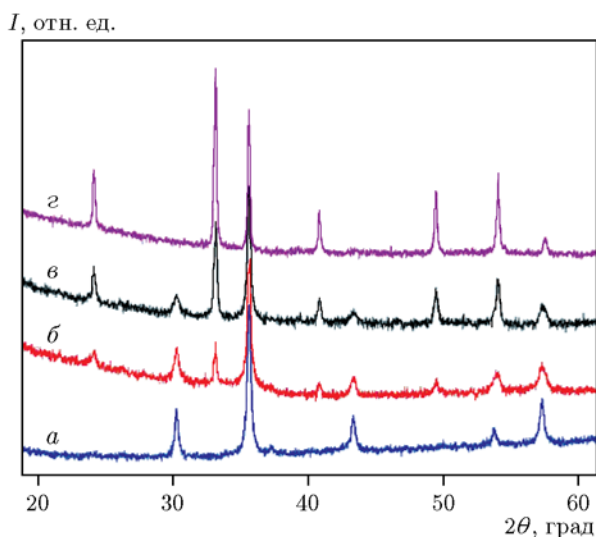


Рис. 2. Дифрактограммы продуктов термолитиза  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  в воздухе при температурах 350 (а), 400 (б), 500 (в) и 600 °C (г)

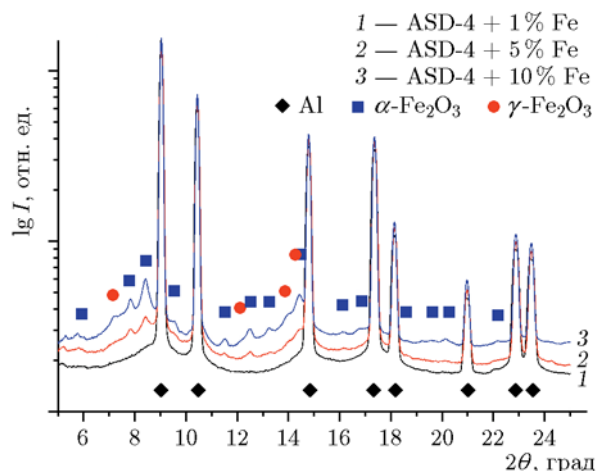


Рис. 3. Дифрактограммы модифицированных порошков алюминия с содержанием 1, 5 и 10 % Fe, полученных путем пропитки гелем  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$  и нагревания в воздухе до 350 °C методом синхротронного излучения

ность частиц порошка алюминия. Согласно [18] фазовый переход  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  начинается выше 350 °C и завершается при температуре 550 °C, что связано с экзотермическим эффектом превращения магнетита в гематит с максимумом на кривой ДСК при температуре 560 °C (см. рис. 1). Процессы в оксидной оболочке на поверхности частиц алюминия при нагреве, связанные с формированием  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , также могут оказывать влияние на фазовый переход магнетита в гематит, поскольку происходят с выделением теплоты кристаллизации аморфной фазы оксида алюминия в этом температурном интервале.

На рис. 4 представлены дифрактограммы модифицированного порошка АСД-4 с содержанием 10 % Fe, полученные непосредственно в ходе окисления при нагревании в воздушной среде. Как видно, повышение температуры до 500 °C не приводит к значительным фазовым изменениям в образце. При температуре 550 °C исчезают рефлексы  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$  и становятся более интенсивными рефлексы  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ . После перехода алюминия в жидкое состояние при температуре около 660 °C наблюдается рост концентрации оксида алюминия в форме  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , который становится интенсивным при температуре выше 750 °C. В ходе окислительного процесса железо стабилизируется в виде  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  и при дальнейшем повышении температуры вплоть до 1000 °C не происходит образования других железосодержащих фаз, например Fe,

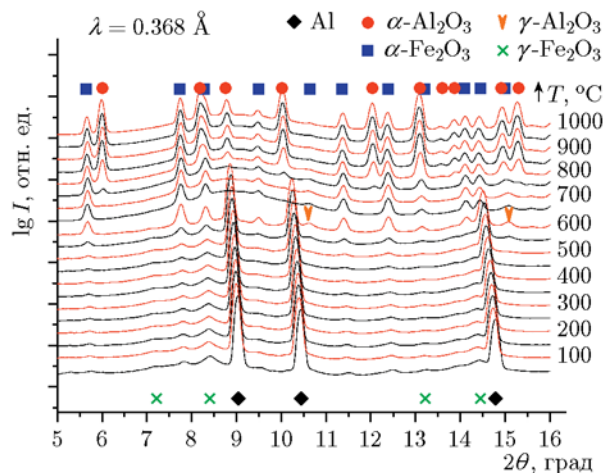


Рис. 4. Дифрактограммы модифицированного порошка алюминия с содержанием железа 10 %

$\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{AlFe}$ ,  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ , наблюдаемых в качестве промежуточных продуктов при взаимодействии компонентов термитной системы  $\text{Al}-\text{Fe}_2\text{O}_3$  [19–21].

На рис. 5 в более наглядной форме приведены температурные зависимости количества фаз, образующихся в процессе окисления образца АСД-4 + 10 % Fe, где каждый набор точек по температуре — это одна дифрактограмма из рис. 4. Данные показывают, что фазы вносят разный весовой вклад в процесс нагрева. Видно (см. рис. 5), что около 40 % рентгеноаморфной составляющей соответствует количеству жид-

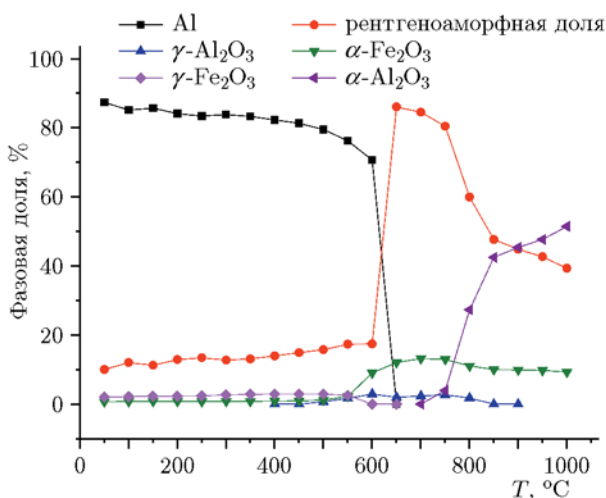


Рис. 5. Зависимость фазового состава образца АСД-4 + 10 % Fe от температуры при нагревании в воздухе от комнатной температуры до 1000 °С

кого Al в образце при максимальной температуре съемки рентгенограмм (1000 °С). После нагрева до 1000 °С в печи сопротивления со скоростью 10 К/мин и охлаждения аналогичного порошка в воздухе до комнатной температуры полнопрофильный анализ показал наличие 40 % Al в виде кристаллической фазы, 54 %  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и около 6 % гематита ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ), что хорошо согласуется с приведенным выше количеством рентгеноаморфной фазы и оксида  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

Аналогичная картина фазообразования характерна и для образцов с содержанием железа 1 и 5 %, дифрактограммы которых отличаются лишь более слабым проявлением рефлексов оксидов железа. Повышение концентрации железа приводит к закономерному снижению температуры стадии интенсивного образования фазы  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  за счет окисления Al от 850 °С (1 % Fe) до 800 °С (5 % Fe) и 750 °С (10 % Fe). Следует отметить, что присутствие каких-либо других фаз, кроме Al,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и полиморфных модификаций  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , в исследованных образцах модифицированных порошков АСД-4 методом рентгеновской дифрактометрии обнаружить не удалось.

С целью установления влияния модифицирования оксидом железа на реакционную способность порошка алюминия марки АСД-4, было проведено исследование окисления полученных образцов методами термогравиметрии и дифференциальной сканирующей калориметрии при их нагревании в воздушной среде от комнатной температуры до 1400 °С со скоростью 10 °С/мин. Результаты термического анализа представлены на рис. 6.

Из рис. 6,а следует, что окисление алюминия в модифицированном порошке с концентрацией железа 1 % начинается при температуре ниже 600 °С и сопровождается небольшим экзотермическим эффектом. Далее фиксируется плавление алюминия ( $\approx 660$  °С) и ускорение прибыли массы за счет окисления с максимумом тепловыделения при 931 °С и удельной теплотой окисления 5943 Дж/г на участке 800 ÷ 1060 °С. Выше температуры 1060 °С процесс окисления постепенно ускоряется, но формирование соответствующего ему экзотермического пика не происходит вплоть до 1400 °С. При содержании в порошке 5 % Fe резко возрастает интенсивность следующего после плавления алюминия тепловыделения (рис. 6,б). Удельная теплота окис-

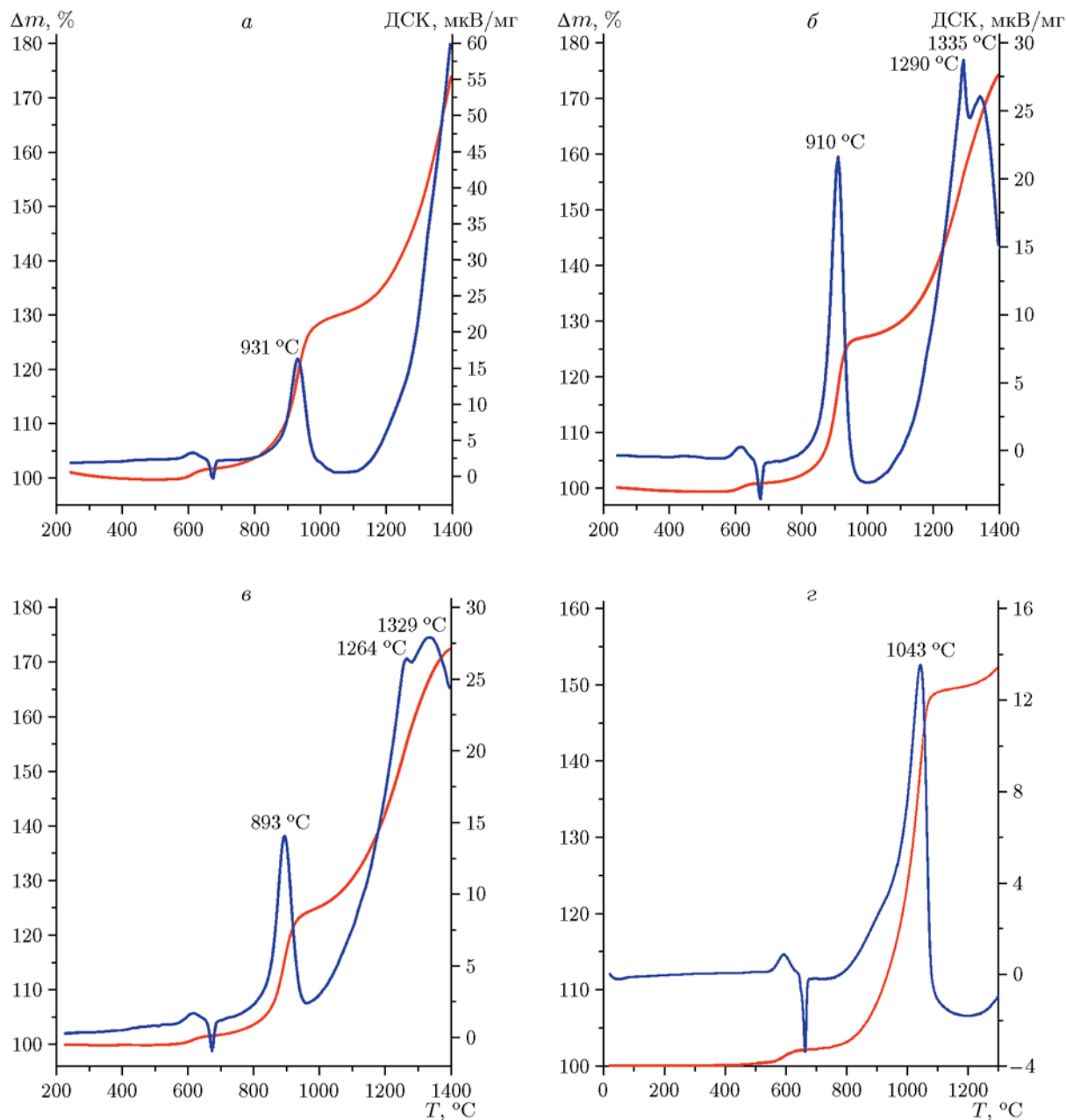


Рис. 6. Результаты термических анализов порошков АСД-4, модифицированных гелем  $\text{Fe}(\text{OH})(\text{HCOO})_2$ :

*a* —  $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 1\%$ , *б* —  $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 5\%$ , *в* —  $\text{Fe}_2\text{O}_3 = 10\%$ , *г* — исходный АСД-4

ления возрастает до 7423 Дж/г, а температура экзотермического максимума снижается до 910 °С. При дальнейшем росте температуры формируются второй (1290 °С) и третий (1335 °С) экзотермические максимумы. Для образца, содержащего 10 % Fe, интенсивность тепловыделения и температура, соответствующая экзотермическому максимуму, понижаются до 4290 Дж/г и 893 °С, а положения пиков

второго и третьего максимумов немного смещаются в низкотемпературную зону (рис. 6, в). Для сравнения на рис. 6, г приведены данные для исходного АСД-4.

Анализируя результаты приведенных исследований, можно сделать заключение о том, что добавка оксида железа в количествах, не приводящих к значительному снижению содержания алюминия в порошках, активизи-

рует окисление порошкообразного металлического горючего кислородом воздуха. Термитное взаимодействие на поверхности частиц (пики на кривых ДСК при 931, 920 и 893 °С) способствует повышению удельного тепловыделения и полноты окисления алюминия. При этом температура воспламенения термитной смеси состава Al + Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в вакууме составляет 965 °С [22].

### ВЫВОДЫ

1. Микроразмерный порошок алюминия марки АСД-4 был модифицирован Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> путем нанесения на поверхность его частиц сольвогеля на основе Fe(OH)(НСОО)<sub>2</sub>, трансформирующегося в оксид при нагревании.

2. Исследование последовательности превращения фаз в модифицированных порошках в процессе их окисления при нагревании в воздухе до 1000 °С методом рентгеновской дифрактометрии с использованием источника синхротронного излучения показало наличие в них фаз Al, γ- и α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, γ- и α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. При температуре выше 500 °С оксид железа стабилизируется в виде высокотемпературной модификации α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Другие оксиды железа или интерметаллиды не обнаружены. Модификатор инициирует процесс фазового перехода γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> → α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, что свидетельствует о влиянии дополнительного разогрева за счет термитной реакции на поверхности частиц.

3. Увеличение концентрации оксида железа, нанесенного на поверхность частиц порошка, приводит к значительному снижению температуры максимума тепловыделения при его окислении от 1045 °С (для исходного порошка алюминия) до 934 (1 % Fe), 910 (5 % Fe) и 893 °С (10 % Fe).

Работа частично выполнена с использованием инфраструктуры ЦКП «СЦСТИ» на базе ВЭПП-3 ИЯФ СО РАН.

### ЛИТЕРАТУРА

1. **Металлические** порошки алюминия, магния, титана и кремния. Потребительские свойства и области применения / В. Г. Гопаенко и др. / под ред. А. И. Рудского. — СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012.
2. **Beckstead M. W.** A Summary of Aluminum Combustion // Paper presented at the RTO/VKI Special Course on «Internal Aerodynamics in Solid Rocket Propulsion», held in Rhode-Saint-Genese. Belgium, 27–31 May 2002. — RTO-EN-023.
3. **Рогов Н. Г., Ищенко М. А.** Смесевые ракетные твердые топлива: Компоненты. Требования. Свойства: учеб. пособие. — СПб.: СПбГИ (ТУ), 2005.
4. **Кононенко В. И., Шевченко В. Г.** Физико-химия активации дисперсных систем на основе алюминия. — Екатеринбург: УрО РАН, 2006.
5. **Ng Hsiao Yen, Lee Yiew Wang.** Reactive metals in explosives // Propell., Explos., Pyrotech. — 2012. — V. 37. — P. 143–155.
6. **Wenchao Zhang, Baoqing Yin, Ruiqi Shen, Jiahai Ye, et al.** Significantly enhanced energy output from 3D ordered macroporous structured Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al nanothermite film // ACS Appl. Mater. Interfaces. — 2013. — V. 5. — P. 239–242.
7. **Han-Su Seo, Jae-Kyeong Kim, Jun-Woo Kim et al.** Thermal behavior of Al/MoO<sub>3</sub> xerogel nanocomposites // J. Ind. Eng. Chem. — 2014. — V. 20. — P. 189–193.
8. **Levitas V. I.** Mechanochemical mechanism for reaction of aluminium nano- and micrometer-scale particles // Roy. Soc. J. — 2013. — P. 1–14.
9. **Шевченко В. Г., Еселевич Д. А., Конюкова А. В., Красильников В. Н.** Влияние ванадийсодержащих активирующих добавок на окисление порошков алюминия // Хим. физика. — 2014. — Т. 33, № 10. — С. 10–17.
10. **Шевченко В. Г., Еселевич Д. А., Попов Н. А., Красильников В. Н., Винокуров З. С., Анчаров А. И., Толочко Б. П.** Окисление порошка АСД-4, модифицированного V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> // Физика горения и взрыва. — 2018. — Т. 54, № 1. — С. 65–71.
11. **Шевченко В. Г., Красильников В. Н., Еселевич Д. А., Конюкова А. В.** Окисление порошкообразного алюминия после модификации поверхности формиатами Mn, Fe, Co и Ni // Физикохимия поверхности и защита материалов. — 2019. — Т. 55, № 1. — С. 1–8.
12. **Шевченко В. Г., Красильников В. Н., Еселевич Д. А., Конюкова А. В.** Способ модифицирования порошка алюминия. Решение о выдаче патента на изобретение по заявке № 2018114407/02(022523). Приоритет от 19.04.2018.
13. **Ancharov A. I., Manakov A. Yu., Mezentsev N. A., et al.** New station at the 4<sup>th</sup> beamline of the VEPP-3 storage ring // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. A. — 2001. — V. 470, N 12. — P. 80–83.
14. **A Rietveld** extended program to perform the combined analysis: diffraction, fluorescence and reflectivity data using X-ray, neutron, TOF or electrons // Access mode: <http://maud.radiographema.eu> (10.10.2018).
15. **Open-access** collection of crystal structures of organic, inorganic, metal-organic compounds and minerals, excluding biopolymers // Access mode: <http://www.crystallography.net> (12.10.2018).

16. **Shannon R. D.** Revised effective ionic radii and systematic studies of interatomic distances in halides and chalcogenides // *Acta Cryst. A.* — 1976. — V. 32. — P. 751–767.
17. **Rahman M. M., Mukheadkar V. A., Venkataraman A., et al.** Studies on the formation of  $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by thermal decomposition of ferrous malonate dihydrate // *Thermochim. Acta.* — 1988. — V. 125. — P. 173–190.
18. **Yey X., Liny D., Jiaoz Z., Zhang L.** The thermal stability of nanocrystalline maghemite Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // *J. Phys. D: Appl. Phys.* — 1998. — V. 31. — P. 2739–2744.
19. **Duraes L., Costa D. F. O., Santos R., et al.** Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/aluminum thermite reaction intermediate and final products characterization // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2007. — V. 465. — P. 199–210.
20. **Liu Y., Qian Q., Xu C., et al.** Synthesis of FeAl/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites by thermite reaction // *Asian J. Chem.* — 2013. — V. 25. — P. 5550–5552.
21. **Wang Y., Song X. I., Jiang W., et al.** Mechanism for thermite reactions of aluminum/iron-oxide nanocomposites based on residue analysis // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* — 2014. — V. 24. — P. 263–270.
22. **Monogarov K. A., Pivkina A. N., Grishin L. I., et al.** Uncontrolled re-entry of satellite parts after finishing their mission in LEO: Titanium alloy degradation by thermite reaction energy // *Acta Astronaut.* — 2017. — V. 135. — P. 69–75.

*Поступила в редакцию 22.01.2019.*

*После доработки 20.05.2019.*

*Принята к публикации 29.05.2019.*

---