

01

Исследование теплофизических процессов получения различных алюмоматричных композитов

© В.В. Мыльников,¹ А.И. Пронин,² М.В. Мыльникова,¹ Е.А. Романова,¹ Д.И. Шетулов¹

¹ Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,
603950 Нижний Новгород, Россия

² Комсомольский-на-Амуре государственный университет,
681013 Комсомольск-на-Амуре, Россия
e-mail: mrmynikov@mail.ru

Поступило в Редакцию 7 сентября 2022 г.

В окончательной редакции 12 октября 2022 г.

Принято к публикации 14 октября 2022 г.

Рассмотрены возможности получения алюмоматричных композиционных материалов состава Al–Al₂O₃ методом жидкофазного окисления алюминия путем продувки расплава кислородом. Полученные материалы представляют собой двухфазную систему с различной концентрацией твердой фазы. Предложен алгоритм расчета кинетики окисления алюминия при получении оксидной фазы алюмоматричного композита. Установлено, что начало и полнота реакции на поверхности газового пузыря определяет синтез оксидной фазы и определяется функциями $T(t)$, $h(t)$ в области динамической задержки времени, которая, в свою очередь, выявляется как функция температуры в зоне контакта газового пузыря с расплавом с учетом длительности прогрева пузыря по сечению и радиуса собственно пузыря. Приведены микроструктуры полученных материалов с различным структурно-фазовым состоянием при вариациях времени продувки и подачи кислорода в расплав алюминия.

Ключевые слова: алюмоматричный композиционный материал, высокотемпературное окисление, газовый пузырь.

Введение

Одной из групп искусственно созданных материалов являются алюмоматричные композиционные материалы (АКМ) [1]. Они состоят из металлической фазы на основе чистых металлов, либо сплава на их основе, и упрочняющей фазы в виде оксидов, нитридов и т.д. При этом получаемый материал обладает свойствами, существенно отличными от свойств каждого отдельно взятого компонента, входящего в состав АКМ и, в то же время частично обладая свойствами металла (например, пластичностью) и керамики (например, высокой твердостью и термостойкостью). Многие АКМ демонстрируют такие физико-механические и эксплуатационные характеристики, которые недостижимы в традиционных материалах, даже с использованием современных упрочняющих технологий [2–6].

Получение АКМ изначально связывали с методом порошковой металлургии [7]. Современные технологии получения алюмоматричных материалов в основном применяют насыщение расплава с применением порошковых материалов [8,9]. Кроме того, в настоящее время особое внимание уделяется получению литых алюмоматричных композиционных сплавов вводом мелкодисперсных тугоплавких добавок непосредственно при литье (при заливке), что существенно увеличивает число центров кристаллизации при охлаждении расплава.

Основной проблемой при создании АКМ является обеспечение физико-химической совместимости матри-

цы и упрочняющей фазы. Их широкое применение сдерживается опасностью развития химического взаимодействия между матрицей и дискретными наполнителями, появлению охрупчивающих матрицу межфазных соединений и ослаблению связи на границе раздела матрица–упрочняющая фаза. Поскольку дисперсно-упрочненные композиционные сплавы являются гетерофазными системами с развитой сетью межфазных границ, их изготовление сопровождается активным протеканием таких процессов, как химические реакции и взаимная диффузия между матричным расплавом и наполнителем. Для получения качественных АКМ необходимо ограничивать это взаимодействие, исключая деградацию упрочняющей фазы, приводящую к снижению механических и эксплуатационных свойств литых деталей [10,11].

Наряду с межфазными границами, существенную роль в обеспечении прочностных характеристик играют размеры армирующих наполнителей, их форма и равномерность распределения в объеме материала. Следует отметить сложность технологий совмещения наполнителей с матрицами, а также трудности с механической обработкой готовых изделий из АКМ, что является дополнительными сдерживающими факторами, ограничивающими их внедрение в производство.

Наличие таких весомых недостатков подтолкнуло к разработке новых методов получения АКМ, одним из которых является „метод внутреннего окисления расплава“. При получении АКМ этим методом снижается стоимость материала за счет отказа от порошков, и появля-

ется возможность широкой вариативности структурно-фазового состава получаемого материала. Метод основан на физико-химических процессах окисления металла при высоких температурах расплава путем продувки жидкого металла кислородом [12]. В результате химического взаимодействия синтезируются твердые фазы: если металл продуваем кислородом, то получаем оксиды, азотом — нитриды.

Цель настоящей работы — исследования теплофизического процесса синтеза керамической фазы в расплаве алюминия при реализации метода внутреннего окисления с выявлением основных параметров этого процесса, влияющих на структурно-фазовый состав получаемого материала и получение алюмоматричного материала с разнообразной структурной конфигурацией с учетом этих параметров.

1. Методика проведения исследования

В качестве исходного сырья для получения АКМ был взят алюминий марки А6. Химический состав марки А6 по ГОСТ 11069-2001: (Al) 99.6%; (Fe) 0.25%; (Si) 0.2%; (Ti) 0.03%; (Cu) 0.01%; (Zn) 0.06%.

Был разработан и сконструирован оригинальный стенд для реализации разрабатываемого метода внутреннего окисления, состоящий из высокотемпературной индукционной печи (рис. 1. поз. I), системы хранения и подачи кислорода. Экспериментальный стенд также включал в себя высокоточный газовый щит, на выходе из которого был смонтирован игольчатый клапан для точной регулировки подачи газа, соединенный с манометром для контроля давления после иголки, переходящий в обычный шаровый клапан и ротаметр. Алюминиевые чушки загружали в печь (рис. 1. поз. I, тигель 4) и расплавляли. Далее в расплав алюминия вводили карбидокремниевую трубку (рис. 1. поз. I, трубка 3), имеющую систему регулировки по вертикали 1 и по углу 2, которая герметично соединялась со стальной трубкой, которая, в свою очередь, крепилась к ротаметру. По этой системе подавали кислород в расплав алюминия. Для защиты от нежелательного окисления алюминия формировали среду инертного газа путем подачи по трубке 5, показанной на рис. 1. В результате высокотемпературной химической реакции $4Al + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3$ синтезировали керамическую фазу непосредственно в самом расплаве в одну стадию осуществляемого процесса. Для устранения литейных дефектов и дегазации проводили продувку агроном получаемого материала непосредственно перед разливкой в стальные кокилы небольшого размера.

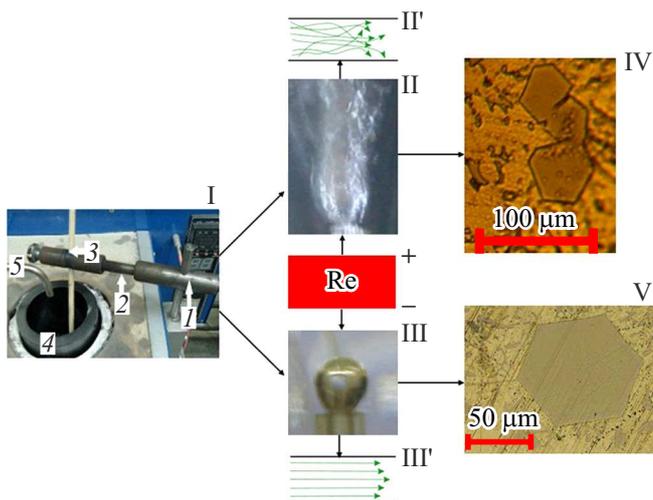


Рис. 1. Схема получения упрочняющей фазы: I — рабочая часть печи с демонтированной теплоизоляцией; II — струя подаваемого газа-окислителя с характерным турбулентным режимом движения II'; III — единичный пузырек газа-окислителя с характерным ламинарным режимом движения III'; IV — микроструктура, получаемая при реализации процесса II; V — микроструктура, получаемая при реализации процесса III.

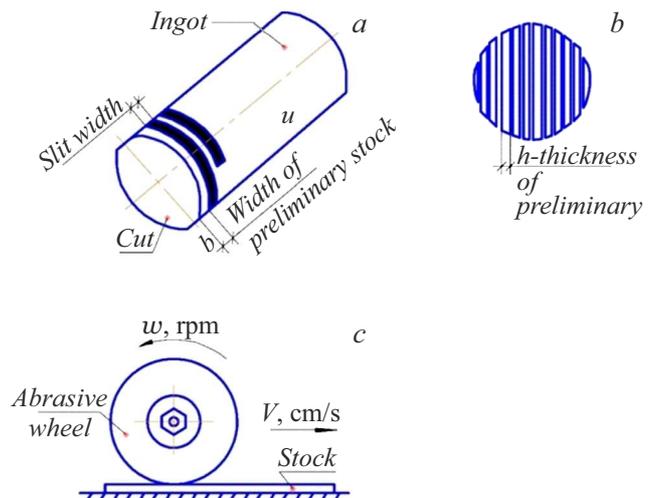


Рис. 2. Схема изготовления образцов для микроскопических исследований.

метром для контроля давления после иголки, переходящий в обычный шаровый клапан и ротаметр. Алюминиевые чушки загружали в печь (рис. 1. поз. I, тигель 4) и расплавляли. Далее в расплав алюминия вводили карбидокремниевую трубку (рис. 1. поз. I, трубка 3), имеющую систему регулировки по вертикали 1 и по углу 2, которая герметично соединялась со стальной трубкой, которая, в свою очередь, крепилась к ротаметру. По этой системе подавали кислород в расплав алюминия. Для защиты от нежелательного окисления алюминия формировали среду инертного газа путем подачи по трубке 5, показанной на рис. 1. В результате высокотемпературной химической реакции $4Al + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3$ синтезировали керамическую фазу непосредственно в самом расплаве в одну стадию осуществляемого процесса. Для устранения литейных дефектов и дегазации проводили продувку агроном получаемого материала непосредственно перед разливкой в стальные кокилы небольшого размера.

Размер получаемых частиц оксида алюминия варьировали сменными наконечниками в виде сопла с разным выходным диаметром для получения пузырьков различного размера подаваемого газа в расплав, в результате чего получали упрочняющую фазу в широком диапазоне размеров — от нанометрового до миллиметрового.

Из полученных отливок изготавливали образцы (рис. 2) для микроскопических исследований. Получаемые слитки механически разрезали поперек на предварительные заготовки (рис. 2, a), из которых вырезали образцы (рис. 2, b) и шлифовали их (рис. 2, c).

Далее подготовку образцов для исследования микроструктуры проводили по стандартной методике. Для этого обработка микрошлифов производилась на вращающемся горизонтально расположенном диске станка СШПМ-1 с регулированием числа оборотов. Образец при этом для удобства работы устанавливался в специальное приспособление.

Алгоритм расчета кинетики окисления алюминия при получении керамической фазы металлокерамического композита

Номер операции	Содержание операции					
I	Начальный расчет системы Al–Al ₂ O ₃					
II	Эффективность и контроль получения керамической фазы Al ₂ O ₃					
III	Расчет зоны скорости прогрева окисления	Оценка зоны горения	Интенсивность тепловыделения	Расчет времени начала реакции	Оценка необходимого времени реакции	Гидродинамика системы металл (твердое/жидкое/пар)-окислитель (газ)-керамика (пар/жидкое/твердое)

После шлифования образцы механически полировались. При механическом полировании диск обтягивали сукном или фетром, которые в процессе полирования смачивались суспензией окиси хрома. Поверхность отполированных образцов промывалась, обезжиривалась и высушивалась.

Для исследования микроструктуры использовали оптический прямой микроскоп CRAFTTEST CL-720e, цифровой материаловедческий микроскоп Keyence VHX-1000 и растровые электронные микроскопы JEOL JSM-IT300LV и Hitachi S-3400N.

В некоторых случаях для обнаружения и уточнения конфигурации структурно-фазового состава образцы разрушали либо разрывом, либо изгибом и исследовали полученные изломы в зонах отрыва и долома для исключения деформационного вклада при разрушении материала.

2. Результаты и их обсуждение

Известно, что конфигурация, размер и взаимное расположение фаз в структуре материалов кардинальным образом влияют на механические свойства и эксплуатационные характеристики. Для того чтобы получить частицу оксида алюминия заданного размера, необходимо, чтобы в расплаве образовался пузырек кислорода, который, окисляясь, схлопывается, в результате чего образуется частица керамики, изображенная на рис. 1, поз. V. Такая форма оксида в виде прямого шестиугольника практически идеальной формы связана с тетраэдральным расположением сфер в плотной гексагональной упаковке в условиях невысоких температур и стабильного ламинарного движения (рис. 1, поз. III'). В случае подачи струи газа в расплав (рис. 1, поз. II) наблюдается рост температуры, и частицы начинают сплавляться между собой, образуя структуру, показанную на рис. 1, поз. IV, что можно устранить обеспечением циркуляции металла. Изменение температуры, размера и массы пузырей газа, а также полиморфизм алюминия и большое количество модификаций атомно-кристаллической решетки корунда должны приводить к разнообразию получаемых структур АКМ, а следовательно, и различных физико-механических свойств, что также представляет большой интерес.

Предварительные теоретические исследования и начальные расчеты показали, что для определения эффективности системы взаимодействия алюминий-кислород с учетом особенностей горения, окисления и контроля получения упрочняющих включений Al₂O₃ необходимо выявить основные расчетные критерии и воздействующие на них основополагающие явления. В результате проведенного анализа нами был предложен алгоритм такого расчета, показанный в таблице в виде схемы последовательных математических операций.

Кроме того, необходимо помнить об известных свойствах алюминия:

— окисляемость в процессе плавки, с образованием вредных пленок, что осложняет диффузию кислорода к металлу;

— полиморфизм при повышенных температурах, сопровождаемый переходом из γ -модификации в α -Al₂O₃.

Для описания окисления пузырьков алюминия на их поверхности в расплаве при температуре T_{liq} применили уравнение теплофизики, определяющие зависимость обмена энергией пузыря и расплава:

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{dH}{dt} - \frac{1}{p} \frac{dp}{dt}, \quad (1)$$

в котором источник тепла и изменения энтальпии пузырька определяются следующими формулами:

$$\frac{dQ}{dt} = \alpha S(T_{liq} - T), \quad (2)$$

$$\frac{dH}{dt} = \sum H_i \frac{dy_i}{dt} + mc_p \frac{dT}{dt}. \quad (3)$$

Отсюда получаем

$$\sum H_i \frac{dy_i}{dt} + mc_p \frac{dT}{dt} = \alpha S(T_{liq} - T), \quad (4)$$

где изменение массовых долей компонентов выражается как

$$\frac{dy_i}{dt} = \frac{\omega_i M_i}{p}$$

с учетом

$$\omega_i = \left(\frac{dN_i}{dt} \right)_{p,T}.$$

При анализе рис. 1 было показано, что изменение режимов III' (ламинарный) и II' (турбулентный) приводит

к существенным структурным перестроениям, при этом наблюдаются изменения коэффициентов теплоотдачи (КТ), зависящие от скорости потока и определяемые значениями критерия Рейнольдса:

— при увеличении (рис. 1) $Re \geq 0.92 \cdot 10^4$ наблюдается режим II' с КТ:

$$\alpha_{liq} = \lambda_{liq} \left[2.5 + 3.6 \left(\frac{\omega l}{a_{liq}} \right)^{2/3} / l \right]; \quad (5)$$

— при снижении (рис. 1) $Re \leq 0.92 \cdot 10^3$ наблюдается режим III' с КТ:

$$\alpha_{liq} = 0.75 \lambda_{liq} \left[\left(1 + \frac{\omega l}{a_{liq}} \right)^{1/3} \frac{\omega l}{a_{liq}} \right]^{1/2} / l, \quad (6)$$

где λ_{liq} — коэффициент кинематической вязкости, ω — скорость потока, l — характерный размер, a_{liq} — температуропроводность расплава.

В расплаве алюминия при скоростях потока, близких к нулю, температуропроводность расплава достигает $a_{liq} \sim 100 \text{ kW}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, а с увеличением скорости до $\omega = 0.1 \text{ m/s}$ расплава алюминия значение a_{liq} растет и достигает $420 \text{ kW}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$.

Для решения задачи прогрева воспользуемся уравнением теплового баланса:

$$q F_{\text{эф}} d\tau = Mc dT, \quad (7)$$

где q — плотность теплового потока на поверхность, $[W/\text{m}^2]$; $F_{\text{эф}}$ — эффективная тепловоспринимающая поверхность, $[\text{m}^2]$; τ — время, $[\text{s}]$; M — масса, $[\text{kg}]$; c — удельная теплоемкость, $[\text{kJ}/(\text{kg} \cdot \text{K})]$; T — температура, $[\text{K}]$.

Выражая q через эффективный коэффициент теплоотдачи от расплава к всплывающему пузырьку α_{liq} , интегрируя уравнение (7) и решая относительно $T_{b,f}$, получим

$$T_{b,f} = (T_{liq} - T_{b,b}) [1 - \exp(-\alpha_{liq} F_{\text{эф}} \tau / Mc)] + T_{b,b}, \quad (8)$$

где T_{liq} , $T_{b,b}$ и $T_{b,f}$ — температура расплава, начальная и конечная температуры пузырька.

Решая это уравнение относительно времени, получим

$$\tau = (Mc / \alpha_{liq} F_{\text{эф}}) \ln [(T_{liq} - T_{b,b}) / (T_{liq} - T_{b,f})]. \quad (9)$$

Таким образом, уравнение прогрева пузырька примет следующий вид:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{2}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \quad (0 < r < R(t)), \quad (10)$$

где ρ — плотность газа, $[\text{kg}/\text{m}^3]$; c_p — удельная теплоемкость газа при $P = \text{const}$, $[\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})]$; T — температура, $[\text{K}]$; t — время, $[\text{s}]$; $R(t)$ — радиус пузырька; λ — коэффициент теплопроводности, $[\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})]$.

Известно, что окисная пленка, которой покрыта поверхность алюминия при нормальных условиях окружающей среды, существенно препятствует диффузии кислорода к металлу, поэтому толщина этой пленки сильно влияет на процесс высокотемпературного окисления.

Воспользуемся уравнениями кинетики для описания процесса с ускоренным ростом оксидной пленки. Наиболее часто используются уравнения экспонциального закона:

$$\frac{dh}{dt} = KC_{ox}^m \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \exp\left(-\frac{h}{h_0}\right) \quad (11)$$

или

$$\frac{dh}{dt} = \frac{KC_{ox}^m}{h^n} \exp\left(-\frac{E}{RT}\right), \quad (12)$$

где h — толщина оксидной пленки, h_0 — толщина оксидной пленки в начальный момент времени, E — энергия активации, R — универсальная газовая постоянная, K — предэкспоненциальный множитель в законе окисления, C_{ox} — концентрация окислителя у поверхности пузырька, m — порядок реакции по окислителю.

Уравнение теплового баланса будет выражаться следующим равенством:

$$m_p c_p \frac{dT}{dt} = -Sk(T - \tilde{T}) + Sq\rho_{Al_2O_3} \frac{dh}{dt} \quad (13)$$

с начальными условиями $t = 0$, $T = T_0$, $h = h_0$, где индексом „0“ обозначены начальные условия; m_p , S , c_p — соответственно масса, площадь поверхности и теплоемкость; $\rho_{Al_2O_3}$ — плотность оксида; q — тепловой эффект



Рис. 3. Отливки АКМ системы Al–Al₂O₃ с ростом, слева направо, процентного содержания керамической фазы.



Рис. 4. Образец АКМ системы Al–Al₂O₃, нагретый до 1040°C.

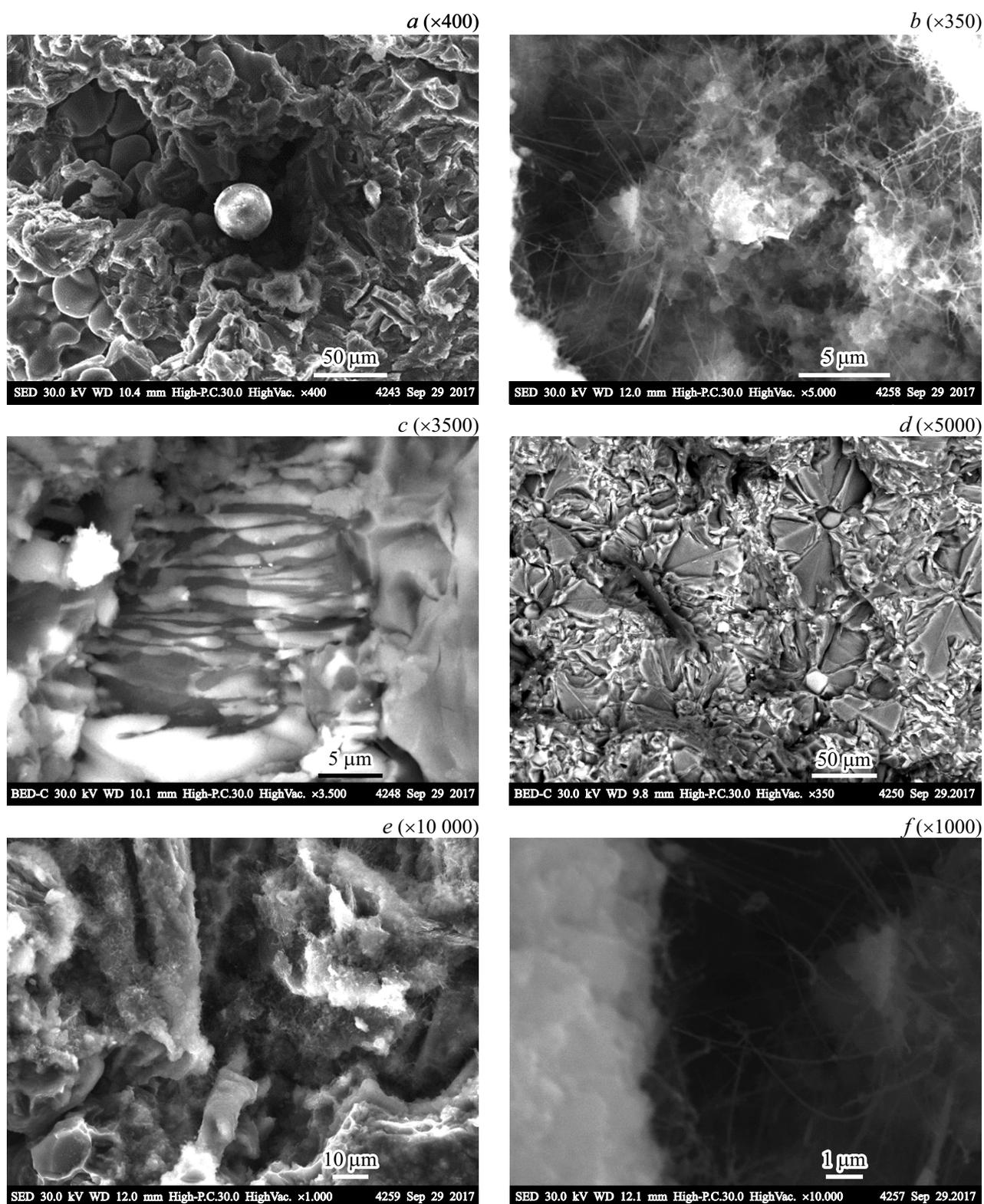


Рис. 5. Микроструктуры материалов с различными структурными состояниями, полученные при различных вариациях предложенного технологического процесса.

реакции; $k = \lambda Nu/d$ — коэффициент теплоотдачи: λ — коэффициент теплопроводности газа, Nu — число Нуссельта.

Как видно из приведенных формул, начало и полнота реакции на поверхности газового пузыря (что, в конечном итоге, определяет синтез упрочняющей фазы)

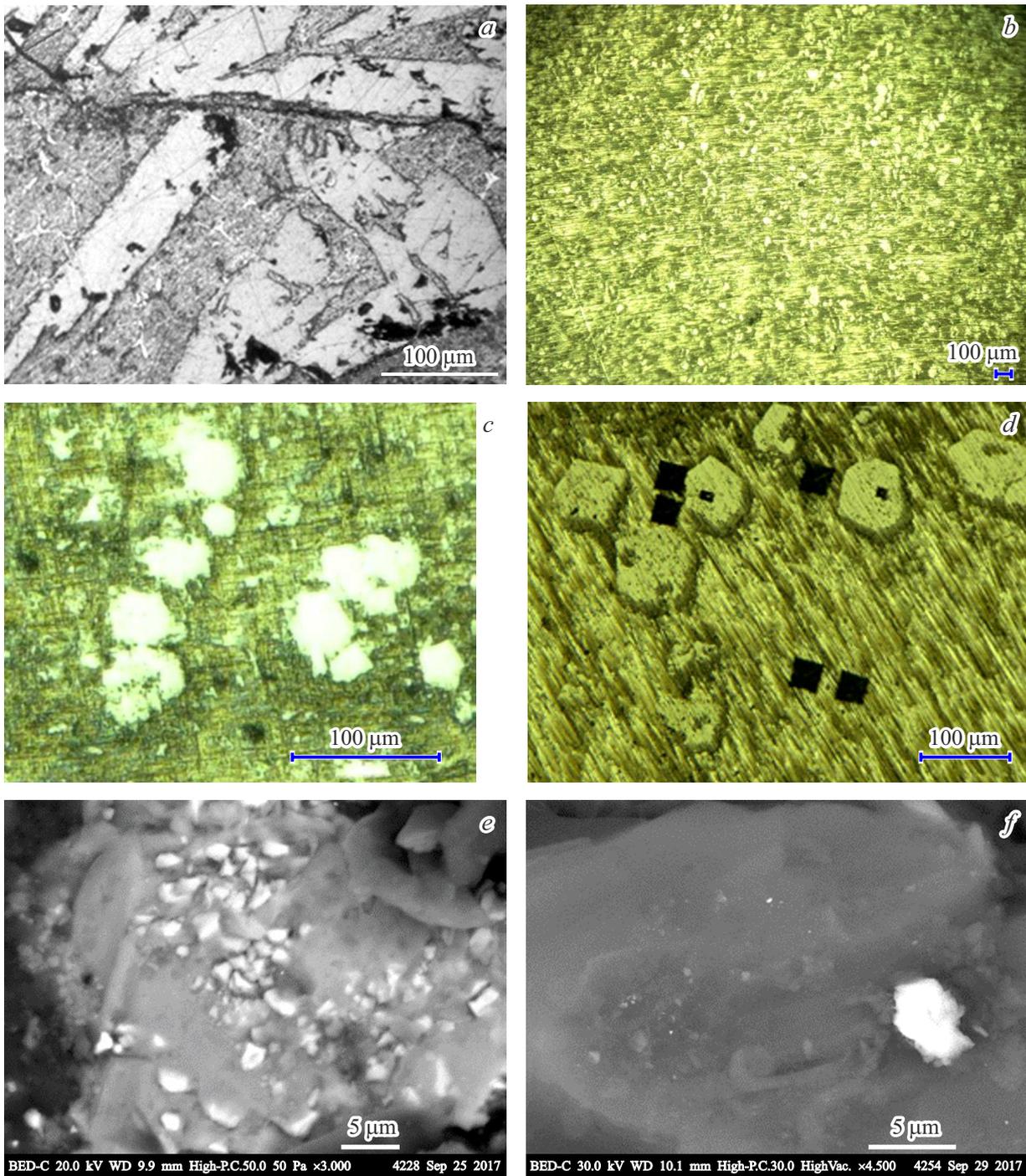


Рис. 6. Структуры АКМ с различным размером керамической фазы: *a* — пример твердой фракции размером включений более 1 μm пластинчатой формы; *b* — микроструктура полученного материала, средний размер частиц преимущественно шаровидной формы — 10 μm; *c* — средний размер частиц хлопьевидной формы — 40 μm; *d* — частицы преимущественно шестигранной формы и незначительное количество — четырехгранной. Средний размер частиц — 40 μm. Видны отпечатки измерений микротвердости на ПМТ-3; *e* — средний размер частиц — 1 μm (×3000); *f* — наноразмеры (×4500). Видна конгломерация дисперсной фазы.

определяется функциями $T(t)$, $h(t)$ в области динамической задержки времени, которая, в свою очередь, выявляется как функция температуры в зоне контакта газового пузыря с расплавом с учетом длительности

прогрева пузыря по сечению и радиуса собственно пузыря. Необходимо отметить, что предэкспоненциальный множитель K и энергия активации скорости окисления E хоть и считаются физико-химическими константами, но

в литературных источниках [13–15] имеют существенное отличие, что также связывают с трудностями определения функциональной связи изменения температуры с радиусом пузырьков.

Таким образом, основополагающими параметрами получения керамики Al_2O_3 в расплаве Al при получении АКМ будут являться радиус (r) и масса (m) пузырька, что неразрывно связано функциональной связью с давлением (P) внутри пузырька и объемом (V) в условиях действующей температуры (T):

$$m = f(P, V, T), \quad \text{где } V = 3/4\pi r^3. \quad (14)$$

Для случая частиц прямой шестиугольной формы, как изображены на рис. 1, с высотой (b) объем можно определить следующим образом:

$$V = (3a^2\sqrt{3})b, \quad (15)$$

где a — сторона шестиугольника.

Эти теоретические исследования подтвердили результаты поисковых экспериментов получения АКМ с различными структурно-фазовыми и процентными содержаниями керамической составляющей сплавов.

На рис. 3 показаны слитки АКМ на основе алюминия с различным содержанием упрочняющей фазы, полученные при разной величине времени продувки расплава газом. Увеличение времени продувки приводит к росту процентного содержания Al_2O_3 в получаемом материале.

Следует отметить, что увеличение Al_2O_3 -фазы в составе АКМ выше 50% (значение ориентировочное, так как необходимо учитывать и размер фазы) приводит практически к исчерпанию литейных свойств материала и получение образцов или деталей выполнить литейными технологическими методами становится затруднительно. На рис. 4 показан сплав при температуре $1040^\circ C$, по которому осуществили рез ножом для наглядности.

Изменения скорости подачи и количества газа в расплав приводит к значительным изменениям температуры в зоне окисления, что, в свою очередь, приводит к различного рода полиморфным переходам, сопровождающимся изменениями атомного расположения в структуре и, в конечном итоге, выявляется в виде различного рода геометрической конфигурации твердой фазы. В ходе проведения экспериментов количество упрочняющей фазы в составе АКМ регулировали временем продувки, которое составило от 10 min до 2 h. Для увеличения производительности и сокращения времени процесса применяли сопловые насадки с несколькими отверстиями.

На рис. 5 представлены микроструктуры получаемого материала при различных вариациях технологического процесса с целью подтверждения возможностей изменения конфигураций структуры в широком диапазоне размеров и формы: шаровидной (рис. 5, *a*) и лепестковой

(рис. 5, *d*) формы микроразмерного масштаба, столбчатой (рис. 5, *c*) и нитевидной формы наноразмерного масштаба (рис. 5, *b, f*), со структурой „ваты“ (рис. 5, *e*).

Разновидности микроструктур полученных материалов с различным размером упрочняющей фазы показаны на рис. 6.

Заключение

В работе получены алюмоматричные композиты методом высокотемпературного окисления с различным процентным содержанием и различными формами упрочняющей фазы. Экспериментально показано, что размер синтезируемой в расплаве алюминия твердой фазы определяется радиусом пузырька пропускаемого кислорода. При этом скорость и подача газа в расплав оказывает ключевое влияние на температуру системы алюминий–кислород, сопровождаемую полиморфными превращениями, что, в конечном итоге, проявляется в получении упрочняющих фаз в различной геометрической конфигурации микроструктуры получаемого материала.

Анализ особенностей окисления и физики горения алюминия при высокотемпературной реакции с кислородом и оценка контроля получения керамической фазы показали, что начало и полнота реакции на поверхности газового пузыря в конечном итоге определяет генерацию упрочняющей фазы и определяется функциями температуры и толщины оксидной пленки в области динамической задержки времени, которая, в свою очередь, выявляется как функция температуры в зоне контакта газового пузыря с расплавом с учетом длительности прогрева пузыря по сечению и радиуса собственно пузыря.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-13-20009, <https://rscf.ru/project/22-13-20009/>.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Е.Н. Каблов. *Авиационные материалы и технологии* (ВИАМ, М., 2012), с. 7–17.
- [2] В.Б. Деев, Е.С. Прусов, Э.Х. Ри. Изв. вуз. Цветная металлургия, **28** (2), 43 (2022). <https://doi.org/10.17073/0022-3438-2021-2-43-59>
- [3] Z. Yu, G. Wu, L. Jiang, D. Sun. *Mater. Lett.*, **59** (18), 2281 (2005).
- [4] С.-Н. Jeon, Y.-Н. Jeong, J.-J. Seo, H.N. Tien, S.-T. Hong, Y.-J. Yum, S.-H. Hur, K.-J. Lee. *Intern. J. Precision Engineer. Manufacturing*, **15** (6), 1235 (2014).

- [5] R. Purohit, M.M.U. Qureshi, B. Kumar. Mater. Today: Proceedings, **4** (4), 5357 (2017).
- [6] S. Mavhungu, E. Akinlabi, M. Onitiri, F. Varachia. Procedia Manuf., **7**, 178 (2017). DOI: 10.1016/j.promfg.2016.12.045
- [7] P.K. Rohatgi, P. Ajay Kumar, N.M. Chelliah, T.P.D. Rajan. JOM, **72** (8), 2912 (2020). DOI:10.1007/s11837-020-04253-x
- [8] Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.А. Кечин, И.В. Гаврилин. Литейщик России, **9**, 16 (2012).
- [9] V. Deev, E. Prusov, E. Ri, O. Prihodko, S. Smetanyuk, X. Chen, S. Kononov. Metals, **11** (9), 1353 (2021). <https://doi.org/10.3390/met11091353>
- [10] Т.А. Чернышова, Ю.А. Курганова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова. *Литые дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы: изготовление, свойства, применение* (УГТУ, Ульяновск, 2012)
- [11] Y.A. Kurganova, A.G. Kolmakov, Chen' Itszin', S.V. Kurganov. Inorganic Materials: Appl. Research. **13** (1), 157 (2022). DOI: 10.1134/S2075113322010245
- [12] Е.А. Чернышов, А.Д. Романов, Е.А. Романова, В.В. Мыльников. Изв. вуз. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, **4**, 29 (2017).
- [13] А.Г. Мержанов, А.С. Мукасян. *Твердопламенное горение* (Торус Пресс, М., 2007)
- [14] А.С. Рогачев, А.С. Мукасян. *Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетику* (Физматлит, М., 2012)
- [15] Ю.Е. Шелудяк, Л.Я. Кашпоров, Л.А. Малинин, В.Н. Цалков. *Термофизические свойства компонентов горючих систем* (Информ ТЭИ, М., 1992)