

УДК 621.762.8 : 621.9 : 669.713.6

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-66-75

Изучение механизма разрушения алюмоматричного дисперсно-упрочненного композиционного материала $\text{Al}-\text{Al}_4\text{C}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$ со слоистой структурой при статическом и ударном нагружениях

© 2020 г. Д.А. Иванов, С.Д. Шляпин, Г.Е. Вальяно

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (МАИ), г. Москва, Россия

Объединенный институт высоких температур (ОИВТ) РАН, г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 30.06.20 г., доработана 24.07.20 г., подписана в печать 27.07.20 г.

Аннотация: Алюмоматричные дисперсно-упрочненные композиционные материалы находят широкое применение в технике благодаря сочетанию высоких прочностных характеристик и малой плотности, что позволяет создавать легкие и устойчивые к разрушению элементы конструкций различного назначения. Они используются для изготовления абразивных, триботехнических изделий, деталей поршневой группы двигателей внутреннего сгорания, планера самолета и других специальных изделий. Цель работы состояла в изучении механизма разрушения слоистого дисперсно-упрочненного композита $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_4\text{C}_3$ в условиях статического нагружения и удара. Его получали жидкофазным спеканием в вакууме порошковых заготовок из ПАП-2. Жидкая фаза образовывалась вследствие возникновения эвтектического расплава $\text{Al}-\text{Al}_4\text{C}_3$. Формирование слоистой структуры обеспечивалось благодаря жидкофазному сращиванию чешуйчатых частиц ПАП-2 по контактирующим плоскостям. Дисперсионное упрочнение алюминиевой матрицы достигалось в результате выделения из эвтектического расплава при охлаждении наноразмерных пластинчатых алюмокарбидных кристаллов. Синтез алюмооксидных кристаллов $-\delta-\text{Al}_2\text{O}_3-$ происходил вследствие взаимодействия алюминия с остаточными молекулами кислорода воздуха в процессе спекания при разрежении в печи -10^{-5} мм рт. ст. Установлено, что при статическом нагружении наблюдается стабильное разрушение образцов по механизму «расслоения сдвигом» с возникновением полостей за счет вырыва слоистых блоков под действием сдвиговых напряжений ($\sigma_{\text{изг}} = 430 \div 500$ МПа, $K_{1c} = 14,0 \div 15,5$ МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$). При ударном нагружении в разрушение вовлекается значительный объем материала с образованием ступенек скола между слоистыми блоками и протяженных областей ямок вязкого излома. Благодаря этому механизму достигается высокий показатель KCU ($1,1 \cdot 10^5$ Дж/м 2), сопоставимый с титановым сплавом ВТ-5Л. Разработанный композит может использоваться для изготовления легких элементов конструкций, эксплуатируемых в условиях динамического нагружения.

Ключевые слова: алюмоматричный композиционный материал, дисперсионное упрочнение частицами Al_4C_3 , слоистая структура, алюминиевый порошок ПАП-2, жидкофазное спекание, эвтектика, механизм разрушения, прочность, трещиностойкость, ударная вязкость, фрактограмма поверхности разрушения.

Иванов Д.А. – докт. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии обработки материалов МАИ (125993, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4). E-mail: dali_888@mail.ru.

Шляпин С.Д. – докт. техн. наук, профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материалов МАИ. E-mail: sshliapin@yandex.ru.

Вальяно Г.Е. – ст. науч. сотр. ОИВТ РАН (125412, г. Москва, ул. Ижорская, 13, стр. 2). E-mail: gev@ihed.ras.ru.

Для цитирования: Иванов Д.А., Шляпин С.Д., Вальяно Г.Е. Изучение механизма разрушения алюмоматричного дисперсно-упрочненного композиционного материала $\text{Al}-\text{Al}_4\text{C}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$ со слоистой структурой при статическом и ударном нагружениях. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2020. No. 4. С. 66–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-66-75.

Mechanism of destruction of the $\text{Al}-\text{Al}_4\text{C}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$ alumo-matrix dispersion-hardened composite material with a layered structure on static and shock loading

D.A. Ivanov, S.D. Shlyapin, G.E. Valiano

Moscow Aviation Institute (National Research University) (MAI), Moscow, Russia

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

Received 30.06.2020, revised 24.07.2020, accepted for publication 27.07.2020

Abstract: Alumo-matrix dispersion-hardened composite materials are widely used in engineering due to the combination of high strength and low density, allowing the production of lightweight durable structural elements for various purposes. They are used

for manufacturing abrasive, triboengineering products, parts of the internal combustion engine cylinder-piston group, airframe and other special products. The paper is aimed to study the fracture mechanism of a layered dispersion-hardened $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_4\text{C}_3$ composite on static loading and impact. Specimens were obtained by liquid phase sintering of PAP-2 powder blanks in a vacuum. The liquid phase was formed due to $\text{Al}-\text{Al}_4\text{C}_3$ eutectic melt. The layered structure appeared due to the liquid-phase splicing of PAP-2 scaly particles along the contacting planes. Dispersion hardening of aluminum matrix was achieved due to nanosized lamellar alumocarbide crystals precipitated from the eutectic melt on cooling. The synthesis of alumina crystals – $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ – occurred due to the interaction of aluminum with residual oxygen molecules of the air on sintering at the furnace rarefaction of 10^{-5} mm Hg. The stable destruction of samples by the «shear stratification» mechanism was found to occur under static loading accompanied by the formation of cavities due to tearing of layered blocks under the action of shear stresses ($\sigma_b = 430 \div 500$ MPa, $K_{1s} = 14.0 \div 15.5$ MPa·m^{1/2}). At shock loading, a significant amount of material is involved in the fracture accompanied by the formation of cleavage steps between layered blocks and extended regions of ductile fracture dimples. Thanks to this mechanism, a high KCU ($1.1 \cdot 10^5$ J/m²) is achieved comparable with that of the VT-5L titanium alloy. The developed composite can be used for manufacturing lightweight structural elements operated under dynamic loading.

Keywords: alumo-matrix composite material, dispersion hardening by Al_4C_3 particles, layered structure, PAP-2 aluminum powder, liquid phase sintering, eutectic, fracture mechanism, strength, crack resistance, impact strength, fracture surface fractograph.

Ivanov D.A. – Dr. Sci. (Eng.), associate prof., Department of materials science, Moscow Aviation Institute (National Research University) – MAI (125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe highway, 4).
E-mail: dali_888@mail.ru.

Shlyapin S.D. – Dr. Sci. (Eng.), prof., Department of materials science, MAI. E-mail: sshliapin@yandex.ru.

Valiano G.E. – senior researcher, Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences (125412, Russia, Moscow, Izhorskaya str., 13, build 2). E-mail: gev@ihed.ras.ru.

For citation: Ivanov D.A., Shlyapin S.D., Valiano G.E. Mechanism of destruction of the $\text{Al}-\text{Al}_4\text{C}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$ alumo-matrix dispersion-hardened composite material with a layered structure on static and shock loading. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2020. No. 4. P. 66–75 (In Russ.).
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-66-75.

Введение

Разработка новых технологий и составов алюмоматричных дисперсно-упрочненных композиционных материалов во многом обусловлена уникальной возможностью сочетания в них высоких прочностных характеристик и малой плотности, что делает возможным получение легких и прочных изделий, устойчивых к разрушению в различных условиях эксплуатации [1–3].

Дисперсионное упрочнение в указанных композициях реализуется за счет введения в состав алюминиевой матрицы равномерно распределенных высокомодульных микронных, субмикронных или наноразмерных частиц оксидов, карбидов или боридов (Al_2O_3 , SiC, TiC, B_4C , TiB_2), количество которых может варьироваться в значительных пределах (от нескольких % до 70 об.%) [4–6]. При этом для совмещения матричного компонента с частицами упрочнителя используются как твердофазные [6–10], так и жидкофазные методы [11–13].

Следует отметить, что достоинством алюмоматричных композитов является термостабильность их структуры в широком температурном интервале благодаря отсутствию коагуляции частиц упрочнителя и их взаимодействия с матрицей. Вследствие этого торможение дислокаций на этих частицах в напряженном материале наблюдается

при температуре, близкой к температуре плавления алюминия [2, 14].

Наличие в структуре данных композитов дисперсных частиц упрочнителя обеспечивает в них сочетание пластичности, свойственной матрице, и высокой твердости, присущей упрочняющим частицам. Это открывает перспективы их применения в качестве абразивных, триботехнических изделий и специальных элементов конструкций [15, 16].

Известно использование рассматриваемых материалов в авиационной и автомобильной отраслях промышленности для изготовления деталей поршневой группы, элементов планера самолета, а также для получения коррозионно-стойких изделий, эксплуатируемых в морской воде [6, 17, 18].

Для оценки работоспособности дисперсно-упрочненных алюмоматричных композитов при определенных условиях использования очень важным является исследование особенностей их разрушения при механическом нагружении.

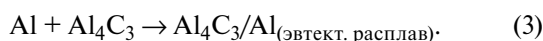
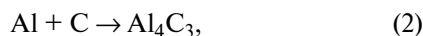
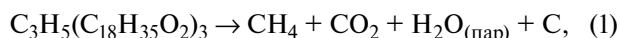
В рамках представленной работы изучен механизм разрушения алюмоматричного дисперсно-упрочненного композита со слоистой структурой состава $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_4\text{C}_3$ при статическом и ударном приложениях нагрузки.

Материалы и методы исследования

Для изготовления слоистого алюмоматричного дисперсно-упрочненного композиционного материала $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_4\text{C}_3$ в качестве исходного сырья использовали высокодисперсный алюминиевый порошок марки ПАП-2 (ГОСТ 5494-95). Чешуйчатые частицы данного порошка субмикронной толщины имеют следующие характерные размеры: 10–100 мкм — длина, 5–50 мкм — ширина, 250–500 нм — толщина. Они покрыты тонким слоем стеарина (~3 мас.%) — жировой добавкой, вводимой в измельчаемый материал на этапе его помола в шаровой мельнице [19].

Призматические образцы (балочки) для испытаний с конечными размерами после спекания порядка 10×10×55 мм (в соответствии с ГОСТами, представленными далее) получали прессованием порошка ПАП-2 под давлением 700 МПа с дальнейшим спеканием порошковых заготовок (ПЗ) в вакууме по следующему режиму: нагрев до 630 °С, изотермическая выдержка 1 ч, подъем температуры до 650 °С и затем изотермическая выдержка от 10 до 120 мин.

Спекание материала происходило по жидкофазному механизму благодаря появлению эвтектического расплава (эвтектика $\text{Al}/\text{Al}_4\text{C}_3$) [20], образующегося в результате последовательного протекания следующих химических реакций:



В соответствии с реакцией (1) реализуется термическое разложение стеарина в вакууме с формированием углеродного остатка на поверхности чешуйчатых алюминиевых частиц в объеме ПЗ, согласно реакции (2) имеет место синтез карбида алюминия, вследствие реакции (3) возникает эвтектический расплав.

Слоистая структура спекенного материала (рис. 1) формировалась благодаря жидкофазному срастанию расплавом эвтектики чешуйчатых алюминиевых частиц по их сопрягаемым плоскостям.

Дисперсионное упрочнение алюминиевой матрицы достигалось в результате выделения из эвтектического расплава при охлаждении пластинчатых алюмокарбидных кристаллов, принадлежащих наноразмерному диапазону (рис. 2).

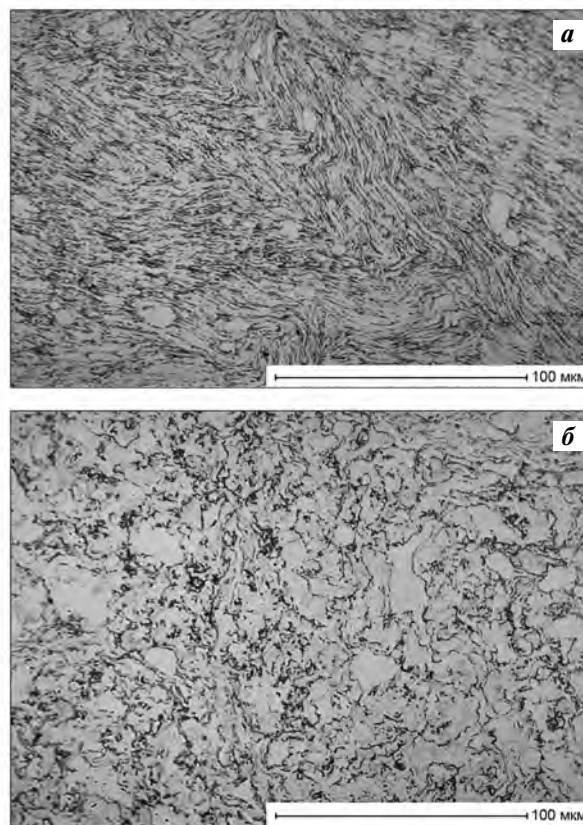


Рис. 1. Вид структуры спекенного материала с поверхности шлифа под оптическим микроскопом
а, б — вид взаимно перпендикулярных плоскостей шлифа

Fig. 1. Sintered material structure view from the microsection surface under the optical microscope
а, б — view of mutually perpendicular microsection planes

Синтез алюмооксидных кристаллов — $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ — происходил в результате взаимодействия алюминия с остаточными молекулами кислорода воздуха в процессе спекания при разрезании в печи (10^{-5} мм рт. ст.), способствуя повышению твердости получаемого композита.

Механические испытания для определения предела прочности при поперечном изгибе ($\sigma_{\text{изг}}$) и критического коэффициента интенсивности напряжений (параметра трещиностойкости K_{Ic}) проводили при комнатной температуре на установке TIRATEST-2300 (Германия) при скорости деформирования 1 мм/мин (условие статического нагружения).

При этом величину $\sigma_{\text{изг}}$ оценивали в соответствии с ГОСТ 18228-94 на балочках прямоугольного сечения.

Параметр трещиностойкости K_{Ic} получали согласно ГОСТ 25.506-85 путем изгиба сосредоточен-

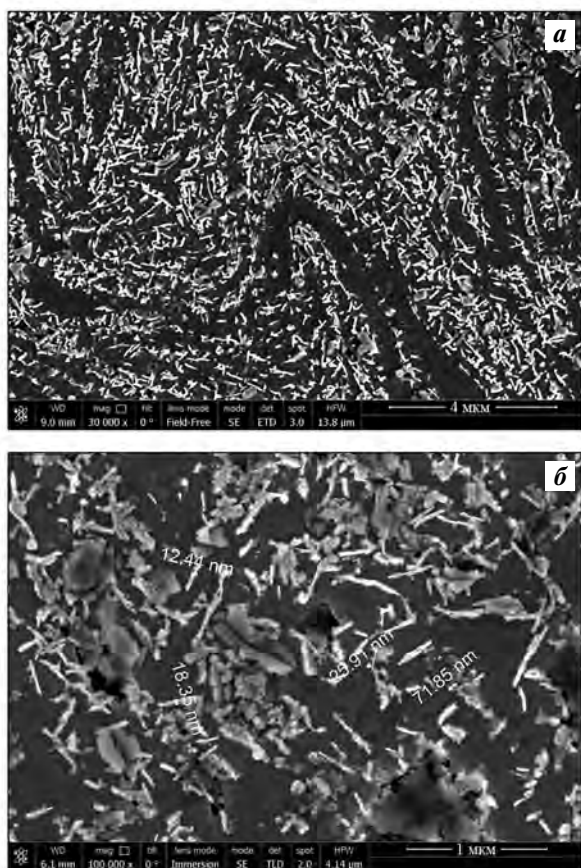


Рис. 2. Вид структуры спеченного материала с поверхности шлифа, полученный методом растровой электронной микроскопии

а — общий вид поверхности шлифа (белое поле — закристаллизованные из эвтектического расплава кристаллы Al_4C_3 , темное поле — алюминий)
б — вид наноразмерных пластинчатых кристаллов Al_4C_3 , выходящих на поверхность шлифа ребрами и плоскостями (белые частицы)

Fig. 2. Sintered material structure view from the microsection surface obtained using scanning electron microscopy

а — general view of the microsection surface (white field is Al_4C_3 crystals solidified from eutectic melt, dark field is aluminum)
б — view of Al_4C_3 nanosized lamellar crystals with ribs and planes (white particles) exposed on the microsection surface

ченной нагрузкой призматических образцов с иницирующим боковым надрезом (радиус кривизны его вершины составлял 50 мкм). Надрез создавали путем прорезания образца алмазным кругом на глубину 0,5 от его высоты.

Ударную вязкость (KCU) определяли на призматических образцах с U -образным надрезом по ГОСТ 9454-78 с помощью маятникового копера «Zwick HIT50P» (Германия). Скорость ножа маят-

ника в момент удара составляла ~ 7 м/с (условие ударного приложения нагрузки).

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили с поверхности шлифов после их химического травления. Для съемки дифракционных спектров использовали дифрактометр ARLXTRA (Швейцария), который позволяет в автоматическом режиме обеспечить идентификацию имеющихся фаз и оценить их содержание.

Структуру материала с поверхности травленных шлифов и фрактограммы поверхностей разрушения образцов изучали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе «Nova NanoSem 650» (США) и оптической микроскопии с помощью микроскопа «Axio Observer. A1m» (Германия).

Результаты исследования и их обсуждение

Установлено, что увеличение времени изотермической выдержки (τ) при температуре спекания (650°C) приводит к постепенному возрастанию плотности материала (рис. 3, а). Это объясняется повышением выхода алюмокарбидной и алюмооксидной фаз с увеличением τ , что установлено методом РФА (см. таблицу). Данный факт указывает также на изотермическую кинетику процесса синтеза Al_4C_3 при взаимодействии рентгеноаморфного углеродного остатка — продукта термического разложения стеарина — с алюминием. То есть для полного связывания этого углеродного остатка в алюмокарбидную фазу при заданной температуре спекания требуется определенное время.

Кроме того, с ростом τ увеличение содержания кристаллов $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ в составе получаемого материала связано с повышением степени окисления алюмоматричного компонента при его взаи-

Фазовый состав материала в зависимости от режима его спекания в вакууме

Phase composition of the material depending on its vacuum sintering parameters

Режим спекания		Содержание кристаллических фаз, мас. %		
$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{мин}$	Al	Al_4C_3	$\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$
650	10	93	6	1
650	60	89	8	3
650	120	80	14	6

модействии с остаточными молекулами кислорода воздуха в объеме печи в условиях созданного раз-
режения.

Максимальное количество алюмокарбидной и
алюмооксидной фаз было зафиксировано для об-
разца, спеченного при $\tau = 120$ мин (рис. 4).

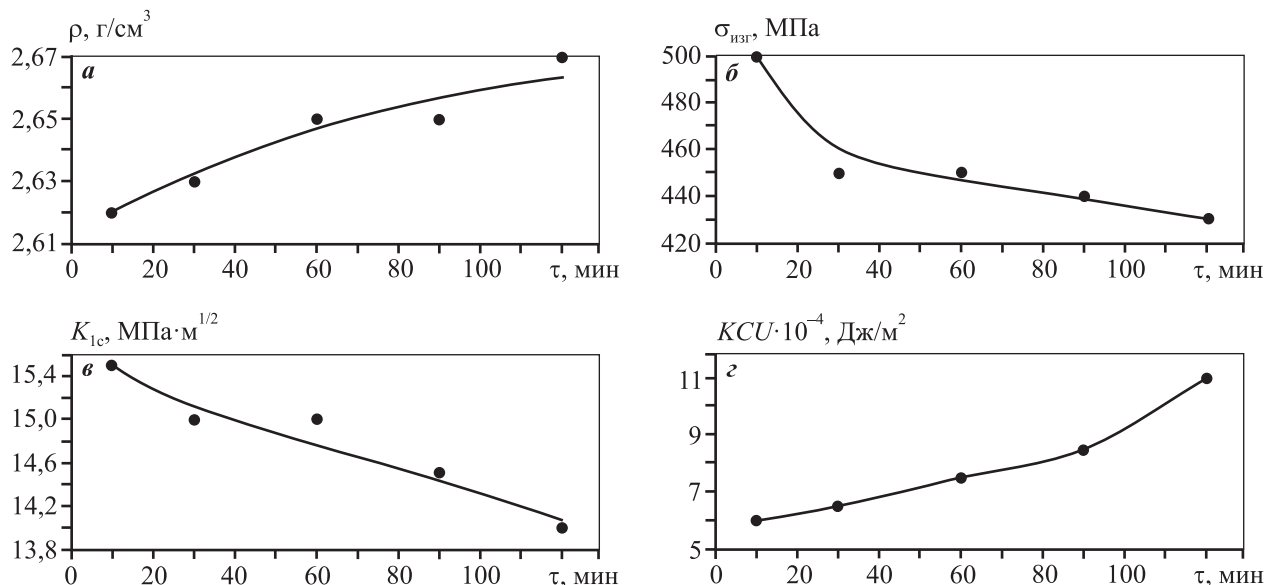


Рис. 3. Зависимости физико-механических свойств спеченных образцов – плотности (а), прочности при изгибе (б), трещиностойкости (в), ударной вязкости (г) – от времени изотермической выдержки (τ)

Fig. 3. Dependences of physical and mechanical properties of sintered samples – density (a), flexural strength (б), crack resistance (в), impact strength (г) – on isothermal time (τ)

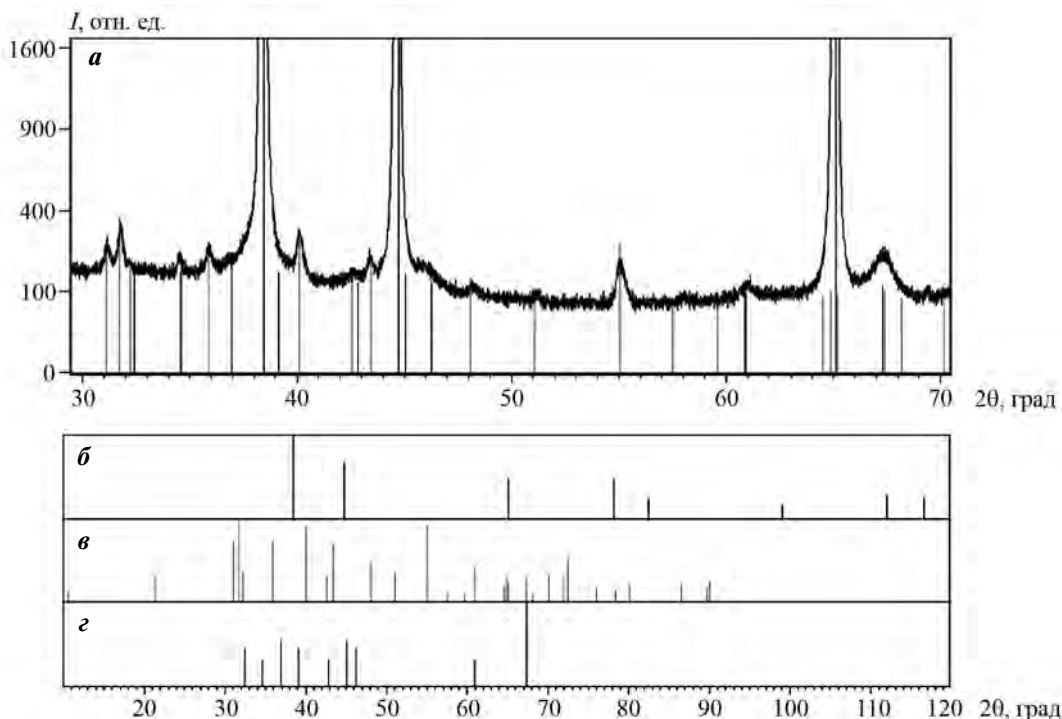


Рис. 4. Дифрактограмма (а) с поверхности шлифа спеченного образца (650 °С, 120 мин)

б, в, г – линии, соответствующие пикам Al (80 мас.%), Al_4C_3 (14 %) и $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ (6 %)

Fig. 4. XRD pattern (a) from the sintered sample microsection surface (650 °С, 120 min)

б, в, г – lines corresponding to Al (80 wt.%), Al_4C_3 (14 %) and $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ (6 %) pikes

Показано, что в условиях статического нагружения наблюдается снижение показателей прочности при изгибе и трещиностойкости материала с повышением τ (рис. 3, б, в). В то же время при приложении ударной нагрузки фиксируется обратная картина, по сравнению со статическим нагружением образцов: имеет место увеличение показателя ударной вязкости с возрастанием τ (рис. 3, г). Это объясняется реализацией различных механизмов разрушения разработанного материала при статическом и ударном приложениях нагрузки. При этом следует отметить, что отличие этих механизмов определяется особенностями формируемой структуры и фазового состава получаемых композитных образцов.

Так, падение параметров $\sigma_{изг}$ и K_{Ic} с повышением τ можно объяснить протеканием процесса частичного растворения алюминия (эффект «контактного растворения») расплавом эвтектики преимущественно по межзеренным границам в плоских чешуйчатых частицах.

В этом случае по мере роста τ имеет место увеличение глубины проникновения расплава эвтектики по межзеренным границам. Тогда при охлаждении будет происходить кристаллизация эвтектического расплава (Al/Al_4C_3), включающего высокотвердые алюмокарбидные частицы, определяющие хрупкость закристаллизованной эвтектики.

Такие межзеренные границы, содержащие закристаллизованную эвтектику, становятся концентраторами напряжений, на которых инициируется разрушение при статическом нагружении. По-видимому, чем больше глубина проникновения эвтектического расплава, тем в более значительной степени будет достигаться ослабление структуры спеченного материала.

Указанный процесс приводит к постепенному нивелированию эффекта дисперсионного упрочнения алюминиевой матрицы частицами Al_4C_3 при статическом нагружении.

В данном случае для всех образцов, спеченных в выбранном интервале τ (10–120 мин), наблюдали стабильное разрушение, сопровождающееся медленным развитием трещины, по механизму «расслоение сдвигом» (рис. 5). Образующиеся полости (I) возникали за счет вырыва слоистых блоков, сформированных из жидкофазно-связанных чешуйчатых частиц, под действием сдвиговых напряжений.

Замечено, что при приложении ударной нагруз-

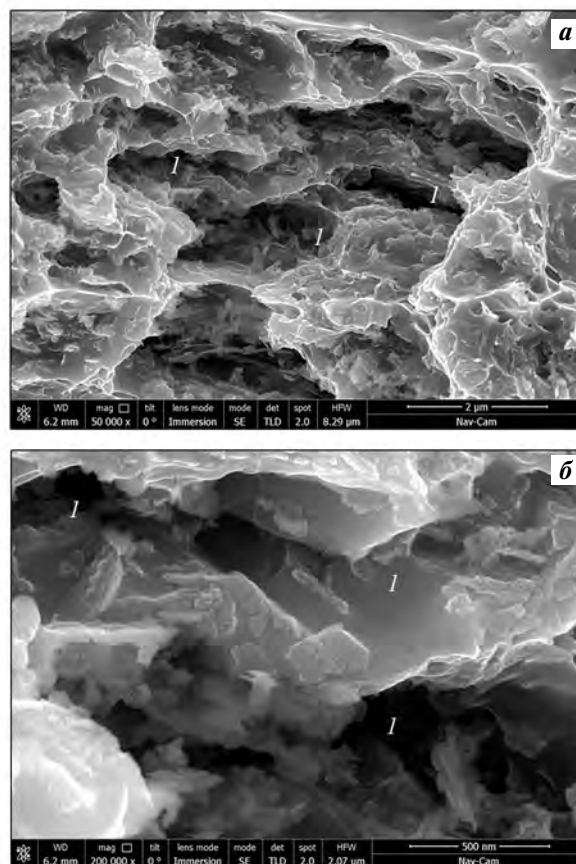


Рис. 5. Фрактограммы поверхностей разрушения материала при изгибе сосредоточенной нагрузкой

а – общий вид поверхности разрушения
б – структура полостей I, образованных по механизму «расслоение сдвигом»

Fig. 5. Fractographs of material fracture surfaces at point loading bending

а – general view of fracture surface, **б** – structure of cavities I formed by the «shear stratification» mechanism

ки, когда скорость движения дислокаций в алюминиевой матрице сопоставима или уступает скорости удара, возможно проявление иных механизмов разрушения по сравнению со статическим нагружением.

На основании анализа фрактограмм поверхностей разрушения образцов после их испытания на ударную вязкость (рис. 6) было установлено, что значительная диссипация энергии удара обеспечивается путем вовлечения в разрушение большого объема материала. Это достигается вследствие образования многочисленных ступенек скола между слоистыми блоками (I), разделенными границей (2), локальная прочность которой меньше прочности блоков (I), сформир-

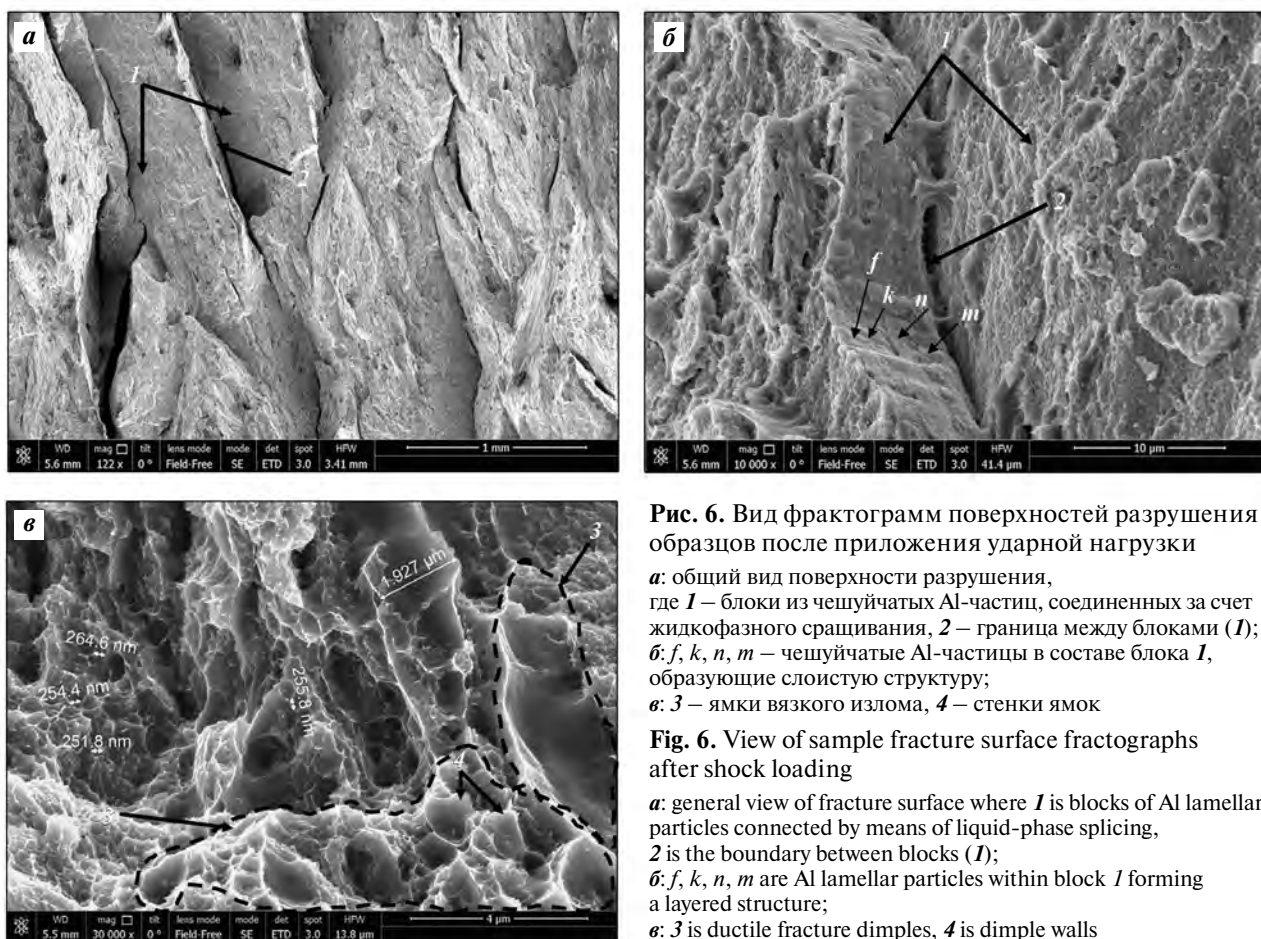


Рис. 6. Вид фрактограмм поверхностей разрушения образцов после приложения ударной нагрузки

а: общий вид поверхности разрушения, где **1** — блоки из чешуйчатых Al-частиц, соединенных за счет жидкофазного сращивания, **2** — граница между блоками (**1**); **б:** **f, k, n, m** — чешуйчатые Al-частицы в составе блока **1**, образующие слоистую структуру; **в:** **3** — ямки вязкого излома, **4** — стенки ямок

Fig. 6. View of sample fracture surface fractographs after shock loading

a: general view of fracture surface where **1** is blocks of Al lamellar particles connected by means of liquid-phase splicing, **2** is the boundary between blocks (**1**); **б:** **f, k, n, m** are Al lamellar particles within block **1** forming a layered structure; **в:** **3** is ductile fracture dimples, **4** is dimple walls

рованных из чешуйчатых частиц (**f, k, n, m**) благодаря их жидкофазному сращиванию (рис. 6, **а, б**). Такие границы появляются в структуре материала вследствие эффекта «зонального уплотнения» блоков при спекании в процессе усадки (такой эффект был также зафиксирован нами ранее при спекании наноразмерных порошковых систем [21]).

В результате этого формируется сеть локально ослабленных границ в объеме образца, по которым реализуется многократное ветвление трещины и излом блоков с образованием ступенек. Протяженность такой сети может возрастать по мере увеличения τ с нарастанием усадки.

Кроме того, существенная диссипация энергии удара достигается за счет образования областей из ямок вязкого излома (**3**), характеризующихся определенной высотой стенок (**4**) (см. рис. 6, **в**) (ширина таких ямок составляет 1,0–1,9 мкм, а толщина их стенок — 250–264 нм).

Механизм образования ямок вязкого излома (рис. 7) связан с деформацией и разрывом пла-

стичной алюминиевой матрицы (**1**) на твердых дисперсных включениях — частицах Al_4C_3 (**2**), попадающих во фронт (**4**) движущейся трещины (**3** или **5**), что подтверждается данными работы [22]. Можно полагать, что чем выше стенки ямок, тем в большей степени реализуются затраты энергии трещины на пластическую деформацию.

В описанном случае энергия трещины, образующейся при ударе, в значительной степени затрачивается на пластическую деформацию матрицы. Таким образом реализуется блокирующее действие дисперсных частиц Al_4C_3 , содержание которых возрастает с увеличением τ , по отношению к фронту трещины.

В результате максимальное значение ударной вязкости наблюдается у образцов, спеченных при $\tau = 120$ мин (см. рис. 3, **а**), и составляет $1,1 \cdot 10^5$ Дж/м². Это значение несколько ниже, чем, например, у титанового сплава ВТ-5Л — $(3 \div 7) \cdot 10^5$ Дж/м² [3], но с учетом значительно меньшей плотности композитных образцов (2,67 г/см³) представляется весьма существенным результатом.

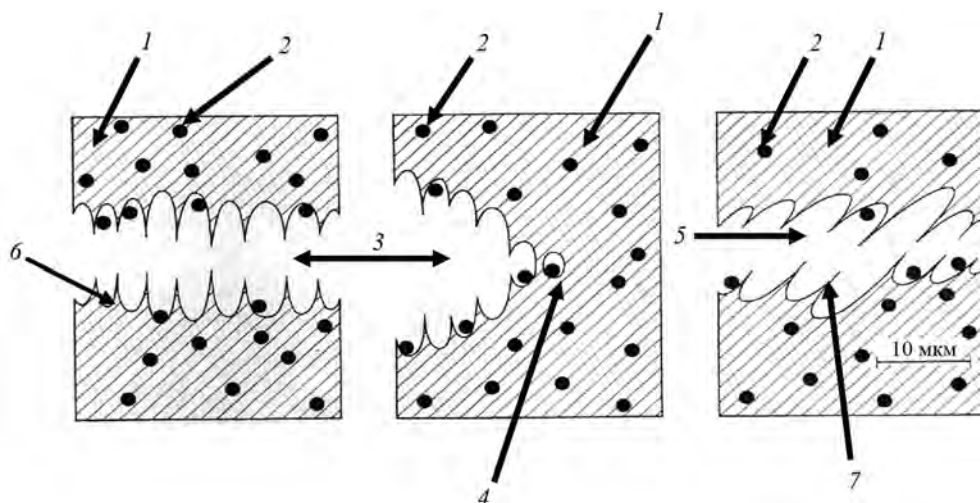


Рис. 7. Схематическое изображение образования ямок вязкого излома

1 – пластичная алюминиевая матрица, 2 – наноразмерные высокотвердые частицы Al_4C_3 , 3 – трещина нормального отрыва, 4 – фронт трещины, 5 – трещина продольного сдвига, 6 – ямка вязкого излома, 7 – стенка ямки вязкого излома

Fig. 7. Schematic view of ductile fracture dimple formation

1 – plastic aluminum matrix, 2 – nanosized hard Al_4C_3 particles, 3 – opening mode crack, 4 – crack front, 5 – tearing mode crack, 6 – ductile fracture dimple, 7 – ductile fracture dimple wall

Разработанный в рамках данной работы композиционный материал может быть использован в качестве легких элементов конструкций, эксплуатируемых в условиях динамического нагружения.

Выводы

1. Изучены механизмы формирования слоистой структуры дисперсно-упрочненного композиционного алюмоматричного материала $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}_4\text{C}_3$ при спекании и его разрушения в условиях статического приложения нагрузки и удара.

Установлено, что формирование слоистой структуры связано с жидкофазным сращиванием чешуйчатых алюминиевых частиц по контактирующим плоскостям. При этом дисперсионное упрочнение алюминиевой матрицы достигается в результате выделения из эвтектического расплава при охлаждении наноразмерных пластинчатых алюмокарбидных кристаллов. Синтез алюмооксидных кристаллов $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ происходит вследствие взаимодействия алюминия с остаточными молекулами кислорода воздуха в процессе спекания.

2. Показано, что с повышением времени спекания образцов при их статическом нагружении наблюдается снижение показателей прочности ($\sigma_{\text{изг}}$) с 500 до 430 МПа и трещиностойкости (K_{IC}) с 15,5 до 14,0 МПа·м^{1/2}, тогда как при их ударном

нагружении фиксируется увеличение ударной вязкости (KCU) с $6 \cdot 10^4$ до $1,1 \cdot 10^5$ Дж/м². На основании анализа фрактограмм поверхностей разрушения образцов полученные результаты объясняются реализацией различных механизмов разрушения образцов разработанного композита при статическом и ударном приложениях нагрузки.

3. Разработанный композиционный материал может быть рекомендован для применения в качестве легких деталей и элементов конструкций, эксплуатируемых в условиях динамического нагружения.

Исследования выполнены в рамках базовой части государственного задания вузам № 11.7568.2017/Б4 с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.

Микроскопический анализ выполнен в ОИВТ РАН по субсидии на выполнение государственного задания в соответствии с программой фундаментальных исследований РАН (тема ГР № АААА-А-16-116051810082-7).

Acknowledgments: The studies were conducted as part of the basic part of Government University Task № 11.7568.2017/Б4 using the equipment provided by the MAI Aerospace Materials and Technology resource common use center.

Microscopic analysis was conducted at the Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences with the subsidy for government task implementation in accordance with the RAS Fundamental Research Program (Topic State Registration № АААА-А-16-116051810082-7).

Литература/References

1. Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г., Рыжов Н.М., Силаева В.И. Материаловедение. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001.
Arzamasov B.N., Makarova V.I., Mukhin G.G., Ryzhov N.M., Silaeva V.I. Materials science. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Bauman, 2001 (In Russ.).
2. Иванов Д.А., Ситников А.И., Шляпин С.Д. Композиционные материалы. М.: Юрайт, 2019.
Ivanov D.A., Sitnikov A.I., Shlyapin S.D. Composite materials. Moscow: Yurait, 2019 (In Russ.).
3. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003.
Lyasotskaya V.S. Heat treatment of welding seams of titanium alloys. Moscow: Ekomet, 2003 (In Russ.).
4. Surappa M.K. Aluminum matrix composites: Challenges and opportunities. *Sadhana*. 2003. Vol. 28. Pt. 1—2. P. 319—334.
5. Шарма П., Дарба В., Шарма С., Хандуя Д., Сайни К. Микроструктура и свойства гибридных композитов AA6082/(SiC + Графит). *Новые огнеупоры*. 2018. No. 9. С. 40—46.
Sharma P., Darba V., Sharma S., Handuya D., Saini K. Microstructure and properties of hybrid composites AA6082 / (SiC + Graphite). *Novye огнеупоры*. 2018. No. 9. P. 40—46 (In Russ.).
6. Луц А.Р., Галочкина И.А. Алюминиевые композиционные сплавы — сплавы будущего. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013.
Luts A.R., Galochkina I.A. Aluminum composite alloys — alloys of the future. Samara: Samar. gos. tekhn. univ. 2013 (In Russ.).
7. Dinesh K., Geeta A., Rajesh P. Properties and characterization of Al—Al₂O₃ composites processed by casting and powder metallurgy routes (review). *Int. J. Latest Trends Eng. Technol.* 2013. Vol. 2. Iss. 4. P. 486—496.
8. Аксенов А.А., Солонин А.Н., Истомин-Кастровский В.В. Структура и свойства композиционных материалов на основе алюминия, получаемых методом механического легирования в воздушной атмосфере. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2004. No. 4. С. 58—66.
Aksenov A.A., Solonin A.N., Istomin-Kastrovskii V.V. The structure and properties of aluminum-based composite materials obtained by mechanical alloying in air atmosphere. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2004. No. 4. P. 58—66 (In Russ.).
9. Самошина М.Е., Аксенов А.А., Истомин-Кастровский В.В., Гостев Ю.В. Структура и свойства дисперсно-упрочненных механически легированных композиционных материалов из алюминиевого смешанного вторичного сырья. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2006. No. 1. С. 47—54.
Samoshina M.E., Aksenov A.A., Istomin-Kastrovskii V.V., Gostev Yu.V. The structure and properties of dispersion-hardened mechanically alloyed composite materials from aluminum mixed secondary raw materials. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2006. No. 1. P. 47—54 (In Russ.).
10. Woo K.D., Lee H.B. Fabrication of Al alloy matrix composite reinforced with submicron-sized Al₂O₃ particles by the in situ displacement reaction using high-energy ball-milled powder. *Mater. Sci. Eng.* 2007. Vol. A 449—451. P. 829—832.
11. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. Перспективы применения алюмоматричных композиционных сплавов в машиностроении. *Литейщик России*. 2012. No. 9. С. 16—19.
Prusov E.S., Panfilov A.A., Kechin V.A. Prospects for the use of alumo-matrix composite alloys in mechanical engineering. *Liteishchik Rossii*. 2012. No. 9. P. 16—19 (In Russ.).
12. Hartaj S., Sarabjit N., Jit A., Tyagi A.K. An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties. *J. Eng. Res. Studies*. 2011. Vol. II. Iss. IV. P. 72—78.
13. Mula S., Padhi P., Panigrahi S.C., Pabi S.K. On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al—2%Al₂O₃ nanocomposite. *Mater. Res. Bull.* 2009. Vol. 44. P. 154—160.
14. Кузмич Ю.В., Колесникова И.Г., Серба В.И., Фрейдлин Б.М. Механическое легирование. Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН, 2004.
Kuzmich Yu.V., Kolesnikova I.G., Serba V.I., Freidin B.M. Mechanical alloying. Apatity: Kola Scientific Center RAS, 2004 (In Russ.).
15. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К. Дискреетно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства. *Металлы*. 2001. No. 6. С. 85—98.
Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Bolotova L.K. Discretely reinforced composite materials with matrices of aluminum alloys and their frictional properties. *Metally*. 2001. No. 6. P. 85—98 (In Russ.).
16. Durai T.G., Das K., Das S. Wear behavior of nano structured Al(Zn)/Al₂O₃ and Al(Zn)—4Cu/Al₂O₃ composite materials synthesized by mechanical and thermal process. *Mater. Sci. Eng.* 2007. Vol. A 471. P. 88—94.

17. Sundaresan R., Froes F.H. Mechanical alloying. *J. Met.* 1987. No. 8. P. 22—27.
18. Darrell R., Herling R., Carpenter J.A. Low-cost cast aluminum metal matrix composites. *Automotive Lightweight Mater.* 2004. FY Progress Report. P. 62—67.
19. Гопиенко В.Г., Смагоринский М.Е., Григорьев А.А., Белавин А.Д. Спеченные материалы из алюминиевых порошков. М.: Metallurgiya, 1993.
Gopienko V.G., Smagorinskii M.E., Grigor'ev A.A., Belavin A.D. Sintered materials from aluminum powders. Moscow: Metallurgiya, 1993 (In Russ.).
20. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Metallurgiya, 1979.
Mondolfo L.F. Structure and properties of aluminum alloys. Moscow: Metallurgiya, 1979 (In Russ.).
21. Иванов Д.А., Ситников А.И., Вальяно Г.Е., Бородин Т.И., Шляпин С.Д. Получение пористой керамики на основе Al_2O_3 в результате зонального уплотнения при спекании порошковых заготовок из высокодисперсных продуктов сгорания алюминиевого порошка. *Новые огнеупоры*. 2018. No. 9. С. 28—34.
Ivanov D.A., Sitnikov A.I., Val'yano G.E., Borodina T.I., Shlyapin S.D. Preparation of porous ceramics based on Al_2O_3 as a result of zonal compaction during sintering of powder workpieces of very fine aluminum powder PAP-2 combustion products. *Refract. Ind. Ceram.* 2019. Vol. 59. No. 5. P. 459—465.
22. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. М.: Metallurgiya, 1986.
Engel L., Klingele G. Scanning electron microscopy. Destruction. Moscow: Metallurgiya, 1986 (In Russ.).