

Использование алюминиевой пудры ПАП-2 для изготовления порошковых композиционных материалов: особенности технологии, структуры и физико-механические свойства композитов

Часть 2. Изучение свойств и структуры полученных композитов

© 2016 г. Д.А. Иванов, А.И. Ситников, А.В. Иванов, С.Д. Шляпин

Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского (РГТУ–МАТИ), г. Москва

Статья поступила в редакцию 24.06.14 г., доработана 20.04.15 г., подписана в печать 22.04.15 г.

Показана возможность армирования слоистой керметной матрицы Al/Al₂O₃ металлическими ВЗР-волокнами (сталь, титан, алюминий), а также дискретной дюралевой стружкой. Максимальный эффект армирования достигался при использовании титановых и стальных волокон при их содержании соответственно 20 и 10 об.% благодаря реализации нескольких энергоёмких механизмов разрушения. Полученные композиты характеризуются следующими свойствами: $\rho = 2,30 \pm 2,85 \text{ г/см}^3$, $\sigma_{\text{изг}} = 180 \pm 250 \text{ МПа}$, $K_{1c} = 7,5 \pm 15 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и $KSU = (18 \pm 35) \cdot 10^3 \text{ Дж/м}^2$. Композит «Al/Al₂O₃ – С_{кокс. остаток}» имеет $\rho = 2,21 \pm 2,23 \text{ г/см}^3$ при весьма низком коэффициенте трения скольжения – 0,17 (контртело – шарик из стали ШХ-15 под нагрузкой 1 Н). В композите «Al/Al₂O₃ – зерна электрокорунда» формируется оксидно-адгезионный тип связи, позволяющий удалить из рабочей шлифзоны отработанные зерна и реализовывать режим самозатачивания. Материал, содержащий каолиновые волокна, является ультралегковесной керамической теплоизоляцией ($0,25\text{--}0,5 \text{ г/см}^3$), $\lambda = 0,07 \pm 0,2 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$ в интервале 20–1000 °С. Материал, включающий алюмооксидные сферолиты, сочетает достаточно высокую прочность ($\sigma_{\text{изг}} = 10 \pm 50 \text{ МПа}$) и пористость (42–52 %), при этом отличается повышенной термостойкостью благодаря быстрой устранению температурного градиента на элементах структуры, имеющих микронное сечение.

Ключевые слова: композит, упрочненный волокнами; металлические волокна, полученные методом высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР-волокна); антифрикционный композиционный материал; абразивный композиционный материал; волокнистая теплоизоляция; термостойкая алюмооксидная керамика.

Иванов Д.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии обработки материалов РГТУ–МАТИ им. К.Э. Циолковского (121552, г. Москва, ул. Оршанская, 3.) E-mail: dali_888@mail.ru.

Ситников А.И. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории новых технологий керамики № 27 Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 49). E-mail: alexei.sitnikov@gmail.com.

Иванов А.В. – инженер той же кафедры РГТУ–МАТИ им. К.Э. Циолковского. E-mail: aleksandr.ivanov@gmail.com.

Шляпин С.Д. – докт. техн. наук, профессор той же кафедры РГТУ–МАТИ им. К.Э. Циолковского. E-mail: sshliapin@yandex.ru.

Для цитирования: Иванов Д.А., Ситников А.И., Иванов А.В., Шляпин С.Д. Использование алюминиевой пудры ПАП-2 для изготовления порошковых композиционных материалов: особенности технологии, структуры и физико-механические свойства композитов. Часть 2. Изучение свойств и структуры полученных композитов // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 1. С. 20–34. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-1-20-34.

Ivanov D.A., Sitnikov A.I., Ivanov A.V., Shlyapin S.D.

The use of PAP-2 aluminium powder when manufacturing powder composites: the features of technology, structure, physical and mechanical properties of the composites. Part 2: Study of composite properties and structure

This paper shows the possibility to reinforce the Al/Al₂O₃ laminated cermet matrix with metal fibres of rapidly solidified alloys (steel, titanium, and aluminium), as well as with discontinuous duralumin chips. Several energy-intensive destruction mechanisms resulted in the maximum reinforcement effect achieved by using titanium and steel fibres with their content of 20 and 10 vol.%, respectively. The resulting composites have the following properties: $\rho = 2,30 \pm 2,85 \text{ g/cm}^3$; $\sigma_{\text{bend}} = 180 \pm 250 \text{ MPa}$; $K_{1s} = 7,5 \pm 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ and $KSU = (18 \pm 35) \cdot 10^3 \text{ J/m}^2$. The composite «Al/Al₂O₃ – C_{coke residue}» has $\rho = 2,21 \pm 2,23 \text{ g/cm}^3$ with a very low sliding friction coefficient of 0,17 (the counter-face was a ball made of Steel ShKh-15 loaded by 1 N). The oxide-adhesive type of bonding is formed in the «Al/Al₂O₃ – alumina grains» composite which allows removing spent grains from the grinding work zone and achieving the self-sharpening mode. The material containing kaolin fibres is an ultra lightweight ($0,25\text{--}0,5 \text{ g/cm}^3$) ceramic insulation with $\lambda = 0,07 \pm 0,2 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$ in the 20–1000 °C range. The material comprising alumina spherulites combines both relatively high hardness ($\sigma_{\text{bend}} = 10 \pm 50 \text{ MPa}$) and porosity (42–52 %) with high thermal stability which is the result of rapid elimination of the temperature gradient from micron-size structure elements.

Keywords: fibre-reinforced composite, metal fibres produced by rapid alloy solidification (RSM-filaments), composite antifricion material, composite abrasive material, laminated composite, fibrous insulation, heat-resistant alumina ceramics.

Ivanov D.A. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of materials science, Russian State Technological University n.a. K.E. Tsiolkovsky (RSTU–MATI). E-mail: dali_888@mail.ru.

Sitnikov A.I. – Cand. Sci. (Eng.), senior researcher of the Institute of Metallurgy and Material Science n.a. A.A. Baykov of RAS (119991, Russia, Moscow, Leninsky pr., 49). E-mail: alexei.sitnikov@gmail.com.

Ivanov A.V. – engineer of the Department of materials science, RSTU–MATI. E-mail: aleksandr.ivanov@gmail.com.

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

Citation: Ivanov D.A., Sitnikov A.I., Ivanov A.V., Shlyapin S.D. Ispol'zovanie alyuminievoi pudry PAP-2 dlya izgotovleniya poroshkovykh kompozitsionnykh materialov: osobennosti tekhnologii, struktury i fiziko-mekhanicheskie svoystva kompozitov. Chast' 2. Izuchenie svoystv i struktury poluchennykh kompozitov. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2016. No. 1. С. 20–34. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-1-20-34.

В первой части статьи [1] были рассмотрены технологические подходы, обеспечивающие создание композиционных материалов (КМ) с использованием алюминиевой пудры ПАП-2, и применяемые методики для определения их физико-механических свойств. В данной части анализируются результаты реализации предложенных подходов, свойства и структура композитов с различными наполнителями.

Все известные способы получения композиционного материала Al–Al₂O₃ базируются, в основном, на твердофазном [2–7] и жидкофазном [8–11] совмещении металлического и оксидного компонентов.

Использование в данной работе метода реакционного спекания (РС) в режиме фильтрационного горения (ФГ) прессовок из ПАП-2, содержащих различные типы наполнителя, предполагает специфику технологического процесса, определяющую особенности структуры и свойств получаемых композитов.

Физико-механические свойства и особенности структуры КМ типа: слоистая керметная матрица Al/Al₂O₃ – дискретные ВЗР-волокна, выбранные из ряда: алюминий (В95), титан (ВТ1-0), нержавеющая сталь (12Х18Н9), а также слоистая керметная матрица Al/Al₂O₃ – дискретная дюралевая (Д16) стружка

Установлено, что существует оптимальное наполнение слоистой керметной матрицы Al/Al₂O₃ стальными ВЗР-волокнами (полученными методом высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР)), соответствующее 10 об.%, при котором обеспечивается их регулярное распределение, характеризующееся наличием непрерывных матричных прослоек между соседними волокнами. При этом достигаются максимальные значения плотности и механических свойств композита (рис. 1).

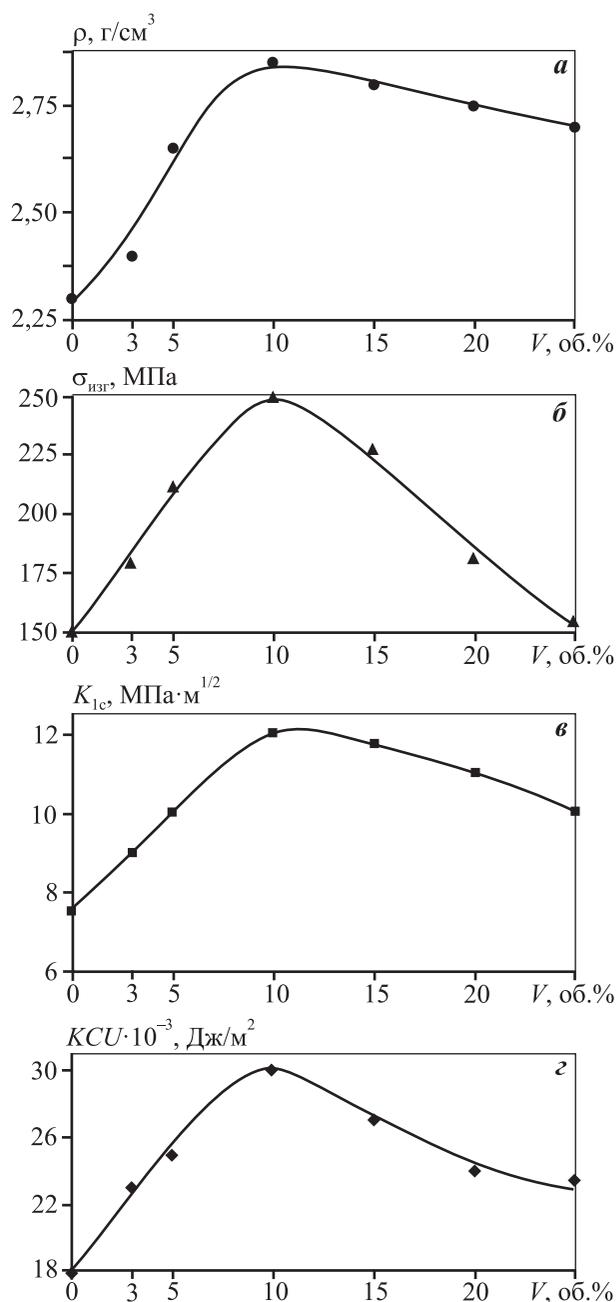


Рис. 1. Зависимость физико-механических свойств композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – сталь (волокно)» от объемной доли волокон (V)

a – плотность; **б** – прочность при изгибе;

в – трещиностойкость; **з** – ударная вязкость

С превышением объемной доли (V) стальных волокон более 10 об.% наблюдаются перехлесты между волокнами с образованием из них скоплений, не разделенных промежуточной матричной фазой. На этапе получения сырой заготовки, после снятия давления прессования, наличие таких скоплений приводит к проявлению эффекта упругого последствия, сопровождающегося увеличением объема образца и снижением его плотности. В то же время они являются концентраторами напряжений, на которых инициируется разрушение, что объясняет падение механических свойств при возрастании величины V более 10 об.%.

В случае использования в качестве арматуры алюминиевых и титановых ВЗР-волокон, а также дискретной дюралевой стружки максимальное наполнение матрицы указанными элементами, при котором между ними отсутствуют перехлесты, достигается при $V = 20$ об.%. Это объясняется их большей пластичностью (по сравнению со стальными волокнами) и, как следствие, более высокой способностью к регулярной укладке при более тонких непрерывных матричных прослойках между соседними элементами (для сравнения: жесткие стальные волокна при $V > 10$ об.% пререзают матричные прослойки с образованием перехлестов).

Далее рассмотрим физико-механические свойства композитов, содержащих оптимальное количество армирующих элементов в слоистой керметной матрице с оксидным типом связи по границе раздела «матрица—арматура» (рис. 2). Можно видеть, что использование алюминиевых ВЗР-волокон не обеспечивает эффекта армирования: наблюдается снижение трещиностойкости и ударной вязкости композита по сравнению с этими характеристиками для матричного материала. По-видимому, разупрочнение данного композита можно объяснить высокой активностью алюминиевых ВЗР-волокон по отношению к окислителю — кислороду атмосферного воздуха. Поэтому в процессе РС в режиме ФГ может происходить интенсивный синтез алюмооксидной фазы на поверхности волокон и по границе раздела «волокно—матрица». В результате при нагружении наблюдается поперечный излом армирующих волокон с образованием характерной ямочной структурой (3 на рис. 3) на его поверхности. Несмотря на то, что такая ямочная структура является признаком вязкого излома [12], проявления значительной пластической деформации, как высокоэнергетического механизма

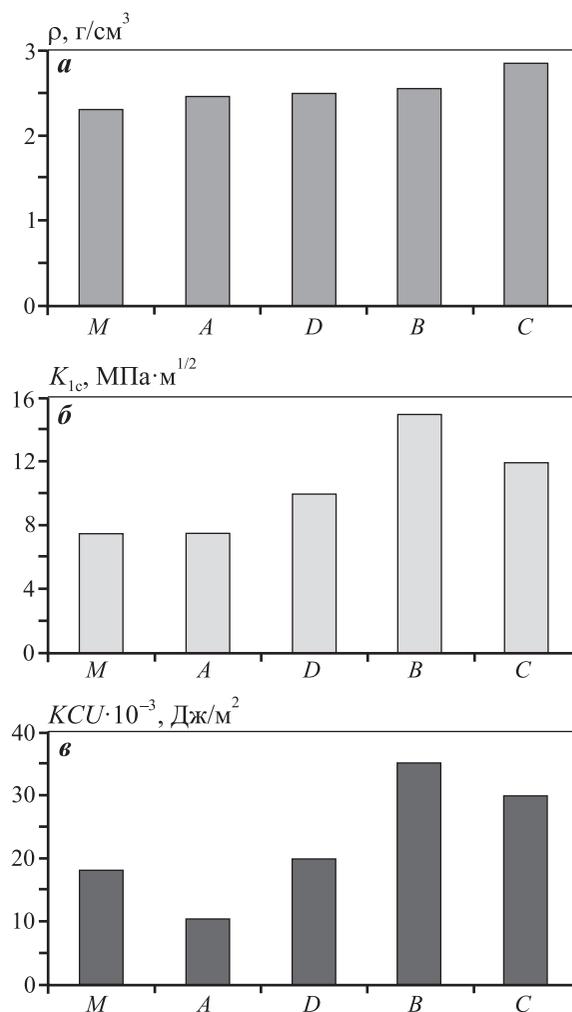


Рис. 2. Показатели физико-механических свойств композиционных материалов

a – плотность, b – трещиностойкость, c – ударная вязкость
 M – материал матрицы Al/Al₂O₃
 A – Al/Al₂O₃ (матрица) – 20 об.% Al (волокно)
 D – Al/Al₂O₃ (матрица) – 20 об.% Д16 (стружка)
 B – Al/Al₂O₃ (матрица) – 20 об.% Ti (волокно)
 C – Al/Al₂O₃ (матрица) – 10 об.% сталь (волокно)
 При изготовлении композитов давление прессования составляло 700 МПа

разрушения, не наблюдалось вследствие существенного охрупчивания поверхности волокон.

Введение в керметную слоистую матрицу дискретной дюралевой стружки позволило несколько повысить показатели механических свойств (K_{1c} и KCU) благодаря более плотной литой структуре используемых армирующих элементов, в большей степени инертных по отношению к окислителю (по сравнению с алюминиевыми ВЗР-волоконками). Наличие канавок (4 на рис. 4) на вязком изломе стружки свидетельствует о затратах энергии пластической деформации, препятствующей развитию разрушения.

Максимальный эффект армирования слоистой керметной матрицы достигается при использовании титановых ВЗР-волокон благодаря возможности реализации сразу нескольких энергоемких механизмов разрушения (рис. 5). Они связаны с затратами энергии распространяющейся трещины на процесс расслоения (3 на рис. 5) по границе раздела «волокно—матрица» (вскрытие границ), на преодоление сил трения для выдергивания волокон из матрицы, на их удлинение с возникновением шейки 4 вследствие значительной пластической деформации и на образование вязкого поперечного излома волокон с формированием ямочной структуры 5.

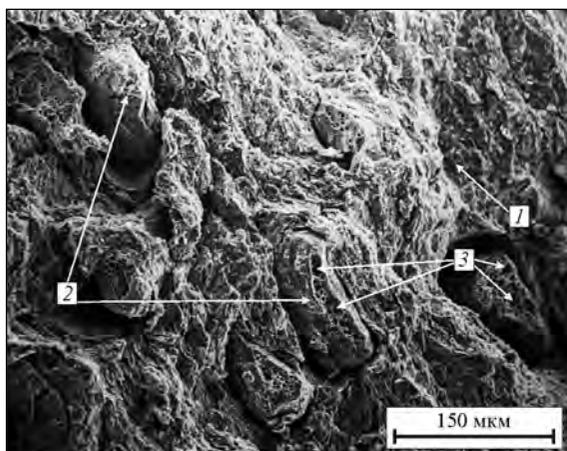


Рис. 3. Вид поверхности излома композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – 20 об.% Al (волокно)» после испытания на ударную вязкость

1 – слоистая керметная матрица Al/Al₂O₃
2 – алюминиевое волокно
3 – ямочная структура на изломе алюминиевого волокна

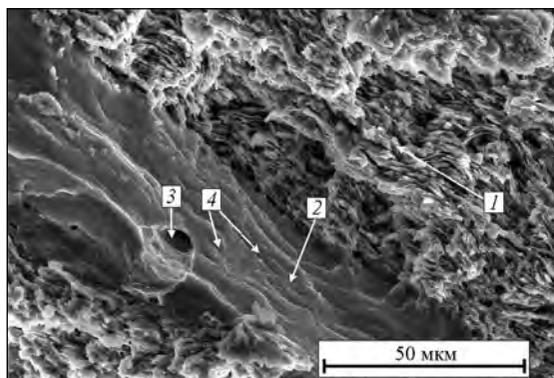


Рис. 4. Вид поверхности излома композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – 20 об.% Д16 (стружка)» после испытания на ударную вязкость

1 – слоистая керметная матрица Al/Al₂O₃;
2 – фрагмент дискретной стружки Д16; 3 – пора;
4 – канавки на изломе стружки Д16

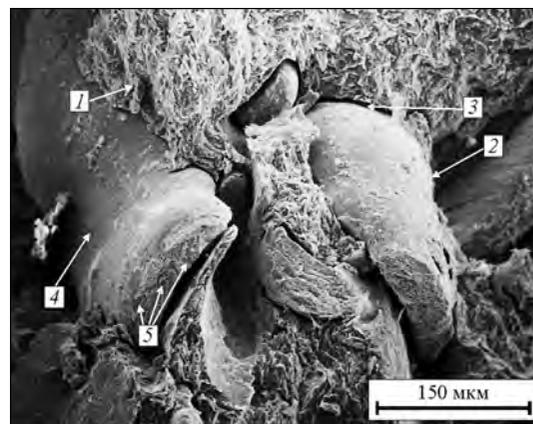


Рис. 5. Вид поверхности излома композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – 20 об.% Ti (волокно)» после испытания на ударную вязкость

1 – слоистая керметная матрица; 2 – титановое волокно;
3 – область расслоения по границе раздела матрица–волокно;
4 – шейка на титановом волокне;
5 – ямочная структура на изломе титанового волокна

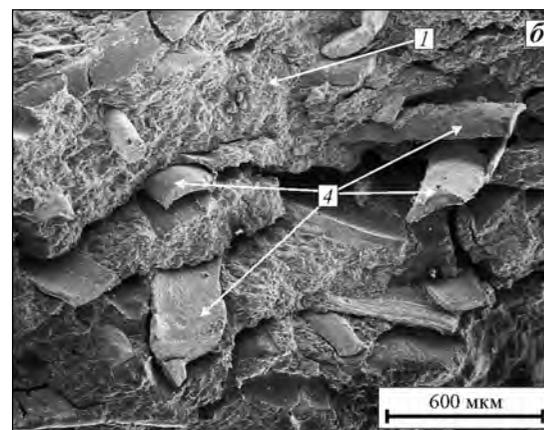
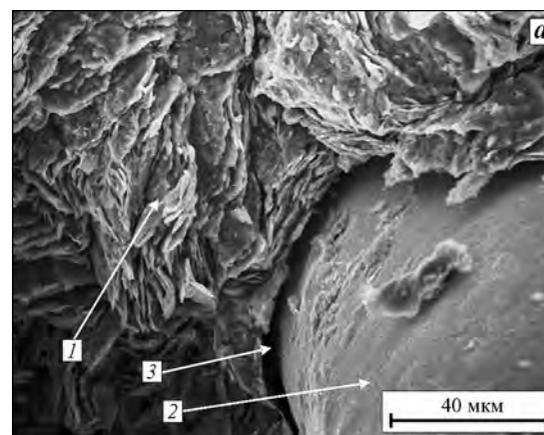


Рис. 6. Вид поверхности излома композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – 10 об.% сталь (волокно)» после испытания на ударную вязкость

1 – слоистая керметная матрица Al/Al₂O₃;
2 – стальное волокно; 3 – область расслоения по границе раздела матрица–волокно;
4 – стальные волокна, выдернутые из матрицы

Армирование слоистой керметной матрицы стальными ВЗР-волокнами также обеспечивает заметный эффект увеличения параметров K_{1c} и KCU , однако он ниже, чем в случае титановых волокон. Это объясняется тем, что при разрушении композита Al/Al_2O_3 —сталь наблюдаются преимущественно только два энергоёмких механизма разрушения (рис. 6): вскрытие границ (3) и выдергивание волокон из матрицы (4).

Следует отметить, что применение всех вышеуказанных типов армирующих элементов позволило получить достаточно легкие КМ (невысокая плотность $\rho = 2,30 \pm 2,85 \text{ г/см}^3$) со средними показателями механических свойств ($\sigma_{изг} = 180 \pm 250 \text{ МПа}$; $K_{1c} = 7,5 \pm 15 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$; $KCU = (18 \pm 35) \cdot 10^3 \text{ Дж/м}^2$). Перспектива данного технологического подхода может быть связана с использованием высокомодульных металлических непрерывных волокон и их направленной укладкой в объеме матрицы.

Физико-механические, трибологические свойства и особенности структуры антифрикционного композиционного материала Al/Al_2O_3 —С

Использовали два метода получения данного композита.

По первому методу в состав КМ вводили карандашный графит (ГК) в количестве 5 об.%. Наблюдалось закономерное повышение плотности и прочности (а также снижение открытой пористости и масловпитываемости) композита « Al/Al_2O_3 (матрица) — С (5 об.% ГК)» и собственно материала матрицы с возрастанием давления прессования порошковых заготовок (рис. 7). Это объясняется увеличением протяженности и площади контактных мостиков «Al—Al», образующихся в местах разрыва алюмооксидных пленок на чешуйчатых частицах, по мере роста давления прессования (рис. 8). При этом по местам контактных мости-

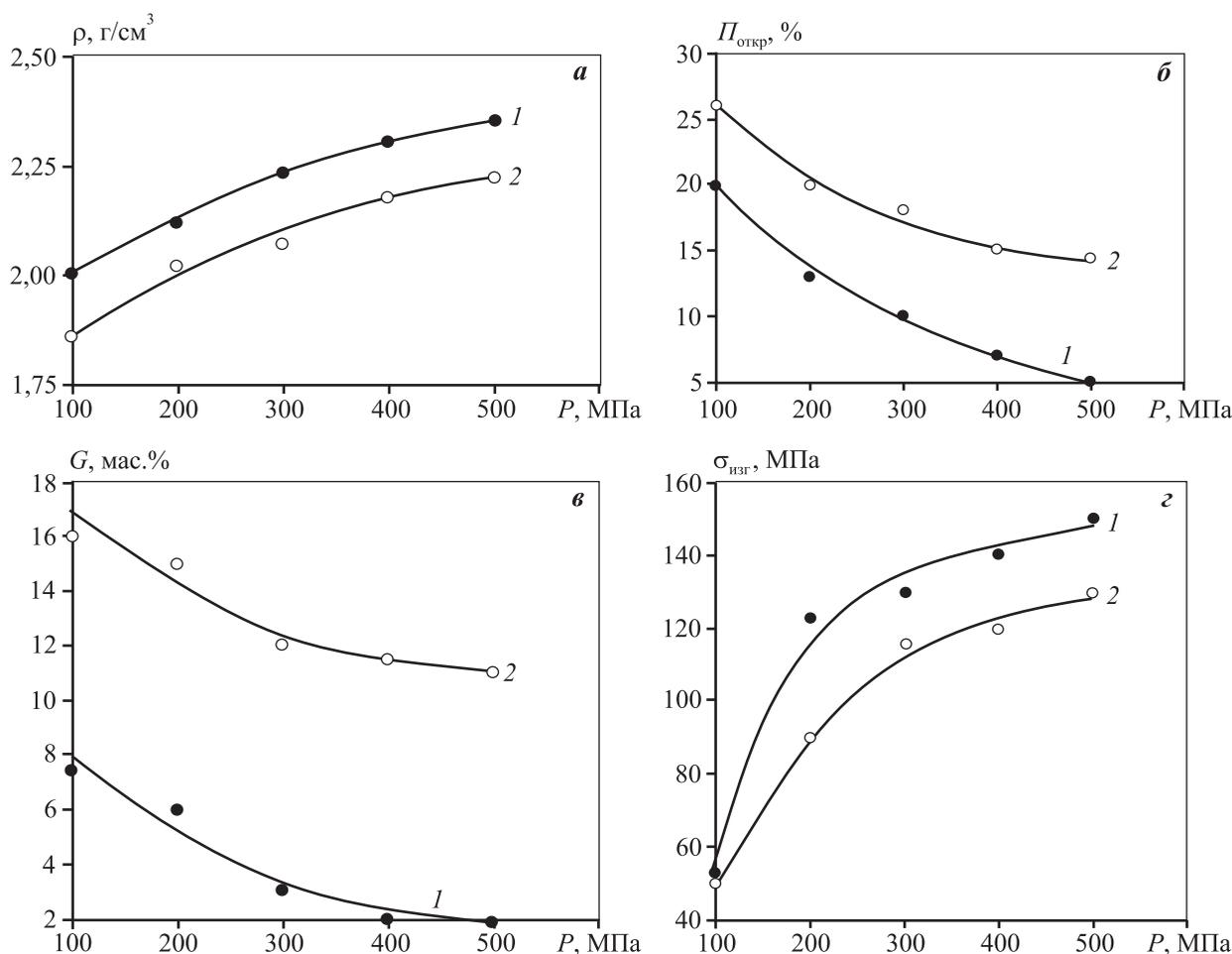


Рис. 7. Зависимость физико-механических свойств материалов от давления прессования

a – плотность, $б$ – открытая пористость, $в$ – масловпитываемость, $г$ – прочность при изгибе

1 – материал матрицы Al/Al_2O_3 ; 2 – композит « Al/Al_2O_3 (матрица) – С (5 об.% ГК)»

Таблица 1. Значения ударной вязкости (K_{CU}) и коэффициента трещиностойкости (K_{1c}) материалов ($P = 500$ МПа)

Материал	K_{CU} , 10^3 Дж/м ²	K_{1c} , МПа·м ^{1/2}
Композит «Al/Al ₂ O ₃ (матрица) – С (5 об.% ГК)»	9,8	2,8
Материал матрицы Al/Al ₂ O ₃	8,0	6,3

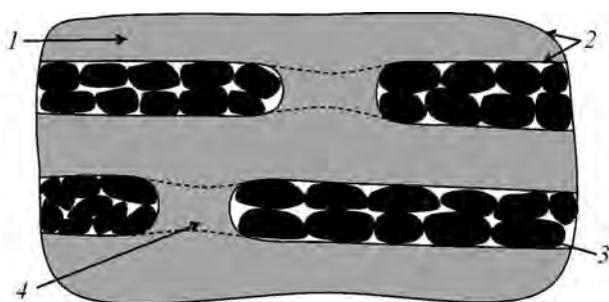


Рис. 8. Схематическое представление фрагмента структуры композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – С (5 об.% ГК)»

1 – чешуйчатые Al-частицы с поверхностной алюмооксидной пленкой 2; 3 – частицы графита (ГК); 4 – области контакта Al-частиц (контактный мостик «Al–Al») в местах разрыва алюмооксидных пленок

ков «Al–Al» имеет место холодная сварка соседних чешуйчатых частиц с образованием пакетов, в объеме которых содержатся промежуточные слои из частиц графита. В процессе ФГ по указанным контактным мостикам происходит жидкофазное сращивание.

Следует отметить, что наличие промежуточных графитовых слоев несколько снижает несущую способность матрицы, поэтому механические характеристики ($\sigma_{изг}$, K_{1c}) композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – С (5 об.% ГК)», полученные при статическом нагружении, уступают матричному материалу (см. рис. 7, табл. 1). В этом случае разрушение сопровождается магистральным распространением трещины.

Однако ударная вязкость указанного композита превышает данный показатель для матричного материала. Это связано с проявлением энергоемкого механизма разрушения при приложении ударной нагрузки, в результате которого происходит вырыв многочисленных слоистых пакетов по границам раздела «графитовый слой – матрица» с образованием полостей (рис. 10, а). Таким образом, в процесс разрушения вовлекается значительный

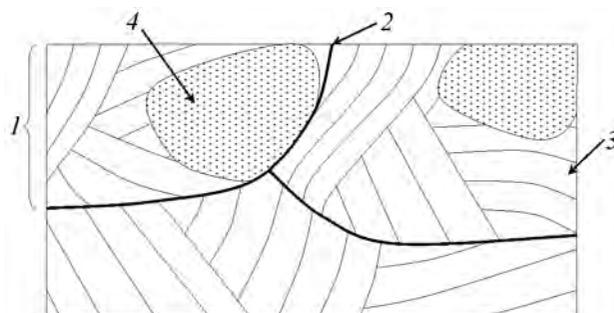


Рис. 9. Схематическое представление фрагмента структуры композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – С (коксовый остаток)»

1 – гранулы; 2 – межгранульные границы; 3 – чешуйчатые алюминиевые частицы; 4 – углерод (коксовый остаток) на поверхности чешуйчатых частиц 3

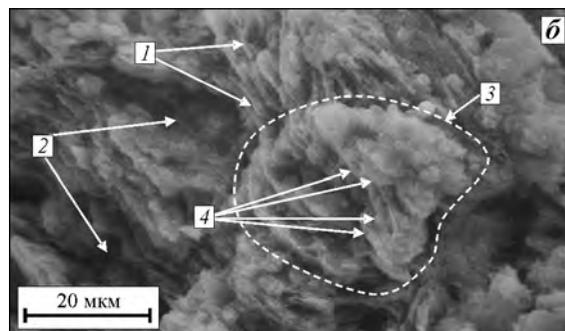
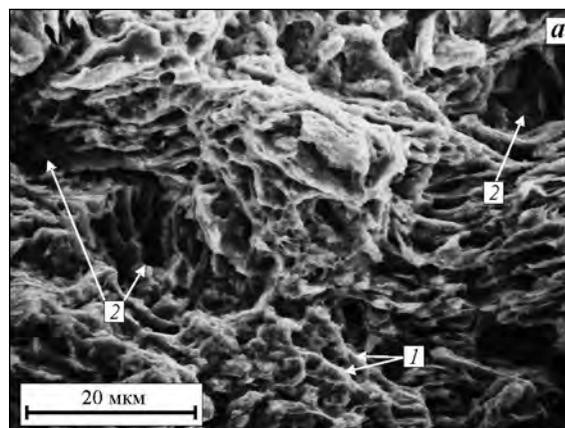


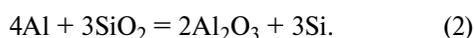
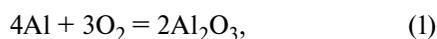
Рис. 10. Вид поверхности излома композитов Al/Al₂O₃–С после испытания на ударную вязкость

а – Al/Al₂O₃ (матрица) – С (5 об.% ГК)
б – Al/Al₂O₃ (матрица) – С (коксовый остаток)
1 – чешуйчатые частицы; 2 – полости, образованные вследствие вырыва слоистых пакетов; 3 – слоистые гранулы; 4 – ступеньки, появившиеся в результате сдвига чешуйчатых частиц внутри слоистых гранул 3

объем материала, что сопровождается затратами энергии трещины на преодоление сил трения на сдвиг слоистых пакетов.

Второй метод предполагает наличие в составе материала углерода — коксового остатка, образующегося вследствие термического разложения на воздухе стеарата натрия и глицерина (см. реакции (2) и (3) в [1]) на поверхности чешуйчатых частиц в объеме гранул. Рентгенофазовый анализ фиксирует сохранение углерода в композиционном материале после завершения РС.

Фазовый состав композита был следующим (об.%): Al (90); γ -Al₂O₃ (7,5); Si (1,0); C (1,5) (для случая предварительной термообработки гранулированной шихты на воздухе при $t = 350$ °С, $\tau = 1$ ч). Образование алюмооксидной фазы и кремния связано с протеканием экзотермических реакций в процессе ФГ:



Коксовый остаток равномерно распределен в виде тонких молекулярных слоев по поверхностям чешуйчатых частиц, слагающих структуру спеченного материала (рис. 9). Он выполняет функцию твердой смазки, обеспечивая возможность работы данного композита в условиях перманентного самосмазывания.

Второй метод представляется более перспективным по сравнению с первым, поскольку по-

зволяет добиваться равномерного распределения в матрице весьма малой добавки углерода (1,5 об.%) и специально не использовать порошок графита как ингредиент в составе шихты.

Для композита «Al/Al₂O₃ (матрица) — С (коксовый остаток)» установлено возрастание плотности и механических свойств с увеличением температуры термообработки гранулированной шихты на воздухе (табл. 2). Этот факт, по-видимому, можно объяснить наиболее плотным сращиванием чешуйчатых частиц по контактирующим плоскостям в объеме гранул при термическом разложении органического компонента шихты с ростом температуры. Следует отметить также, что ударная вязкость данного композита выше, чем у материала «Al/Al₂O₃ (матрица) — С (5 об.% ГК)», благодаря реализации дополнительного энергоемкого механизма разрушения, связанного со сдвигом чешуйчатых частиц внутри гранул 3 с образованием ступенек 4 (см. рис. 10, б).

Трибологические свойства композиционного материала «Al/Al₂O₃ (матрица) — С (коксовый остаток)» по сравнению с матричным материалом (табл. 3) являются наиболее предпочтительными. Это обеспечивается эффективным действием коксового остатка как твердой смазки, распределенной по упругопластичному рабочему поверхностному слою композита. Такой поверхностный слой

Таблица 2. Физико-механические свойства композита «Al/Al₂O₃ (матрица) — С (коксовый остаток)»

Тип материала	$t_T, ^\circ\text{C}$	$P_{\text{общ}}$	$\rho, \text{г/см}^3$	$\sigma_{\text{изг}}, \text{МПа}$	$KCU, 10^3 \text{ Дж/м}^2$	$H_V, 10^2 \text{ МПа}$
1	150	18	2,21	67	10	10,0
2	250	18	2,21	117	12	10,5
3	350	17	2,23	160	15	12,5

Примечание. Давление прессования образцов составляло $P = 500$ МПа.

t_T — температура термообработки на воздухе гранулированной шихты в течение 1 ч; $P_{\text{общ}}$ — общая пористость; ρ — плотность; $\sigma_{\text{изг}}$ — прочность при изгибе; KCU — ударная вязкость; H_V — микротвердость по Виккерсу.

Таблица 3. Трибологические свойства материалов

Материал	Износ контртела	Износ образца, мм ³ /Н/м	Коэффициент трения скольжения				Пробег, циклы/м
			начальный	максимальный	средний	конечный	
Композит «Al/Al ₂ O ₃ (матрица) — С (коксовый остаток)»	Отсутствует	Шероховатость поверхности сопоставима с глубиной бороздки износа	0,35	0,35	0,17	0,18	401/20,2
Материал матрицы Al/Al ₂ O ₃	Налипание продуктов износа	$18,70 \cdot 10^{-3}$	0,76	0,91	0,51	0,48	401/20,2

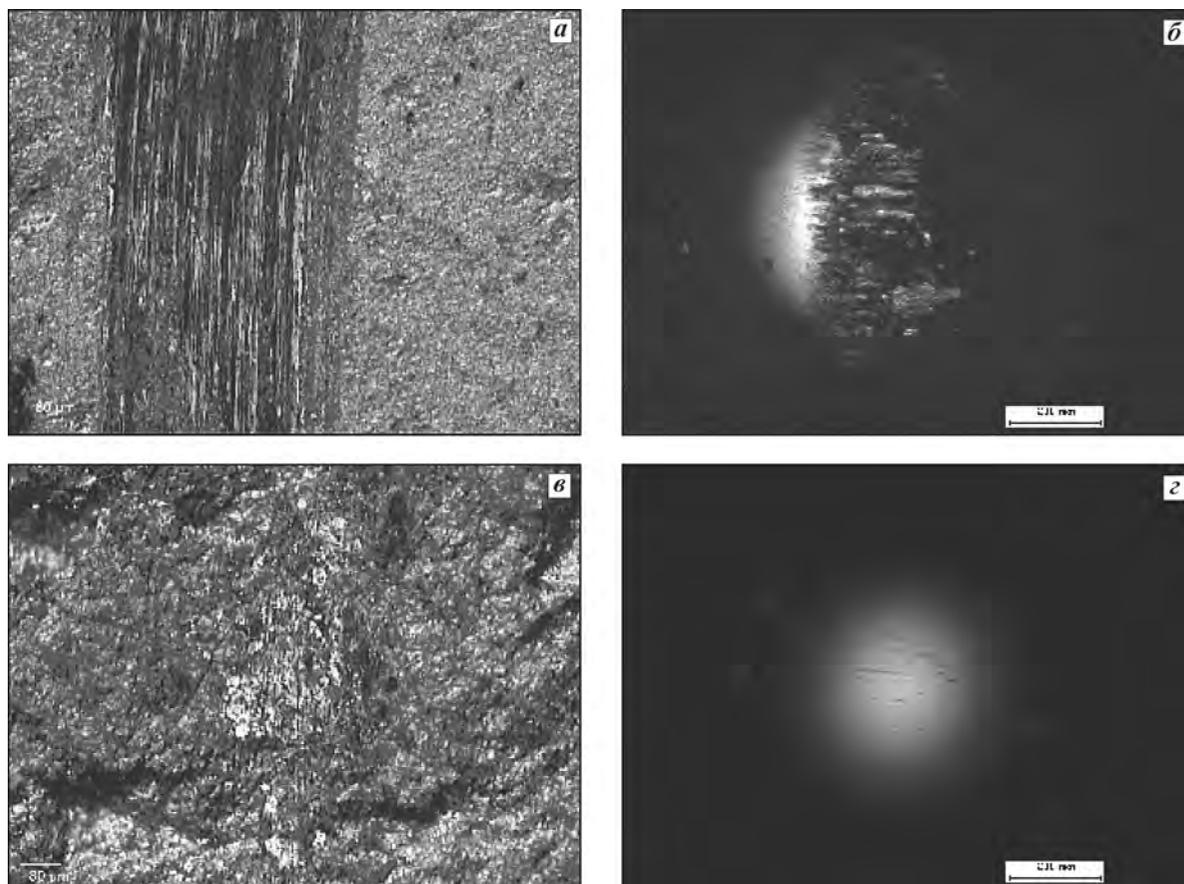


Рис. 11. Вид бороздок износа на поверхности материала и контртела

a, б – пара трения: материал матрицы Al/Al_2O_3 (*a*) – контртело сталь ШХ-15 (*б*)
в, г – пара трения: композит « Al/Al_2O_3 матрица— $C_{\text{кок. ост.}}$ » (*в*) – контртело сталь ШХ-15 (*г*)

способен препятствовать глубокому внедрению в него контртела, предотвращает адгезионное взаимодействие пары трения, образование и налипание на поверхность контртела продуктов износа (рис. 11).

Физико-механические свойства и особенности структуры абразивного композита «слоистая керметная матрица Al/Al_2O_3 – зерна электрокорунда (фракции 0,08–0,1 мм)»

Рассматриваемый абразивный композиционный материал состоит из керметной слоистой матрицы Al/Al_2O_3 , которая выполняет функцию связки, удерживающей высокотвердые зерна электрокорунда. Такая керметная связка обладает высокой теплопроводностью, что весьма важно для обеспечения интенсивных режимов шлифования [13].

По границе раздела « Al/Al_2O_3 (матрица) – зер-

но электрокорунда» реализуется оксидно-адгезионный тип связи [14], прочность которой является оптимальной для возможности удаления из рабочей шлифзоны отработанных зерен и проявления режима самозатачивания [13]. Формирование такой связи по границе раздела «зерно—матрица» (3 на рис. 12, б) реализуется на этапе ФГ образца. В этом случае оксидная связь достигается путем припекания поверхностной алюмооксидной пленки чешуйчатых алюминиевых частиц к плоскостям зерен электрокорунда, а адгезионная — в результате растекания (при условии ограниченного смачивания) и последующей кристаллизации перегретого алюминиевого расплава по поверхности зерен электрокорунда в областях разрывов в поверхностных алюмооксидных пленках чешуйчатых алюминиевых частиц.

Установлено, что наполнение керметной слоистой матрицы Al/Al_2O_3 зернами электрокорунда приводит к некоторому понижению механических свойств получаемого абразивного материала по

Таблица 4. Физико-механические свойства материалов

Материал	$P_{откр}$, %	ρ , г/см ³	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	KCU , 10 ³ Дж/м ²
Композит «Al/Al ₂ O ₃ (матрица) – зерна электрокорунда (10 об.%)»	17	2,6	40	1,7	6,3
Материал матрицы Al/Al ₂ O ₃	7	2,3	150	6,3	8,0

Примечание. Давление прессования образцов $P = 500$ МПа.

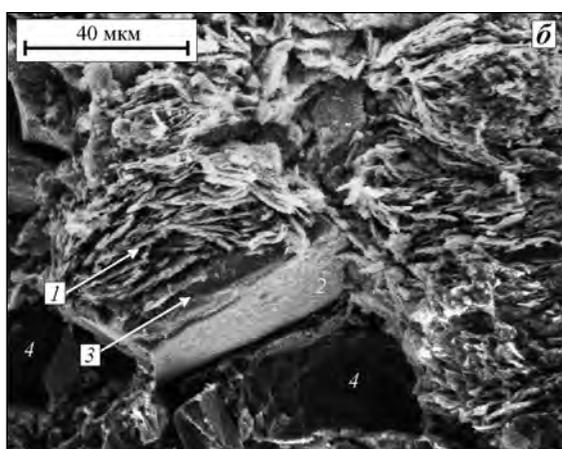
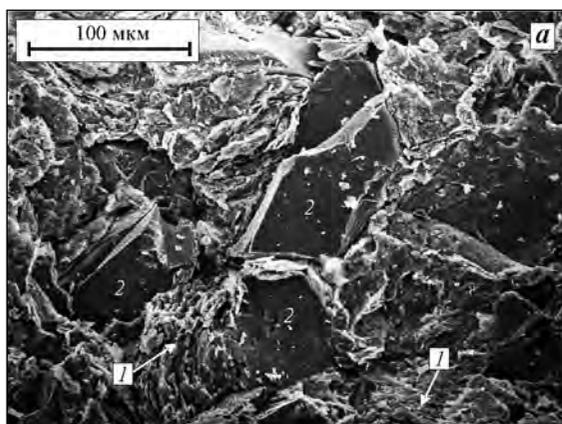


Рис. 12. Вид поверхности разрушения композита «Al/Al₂O₃ (матрица) – зерна электрокорунда (10 об.%)» после испытания на ударную вязкость

1 – слоистая керметная матрица Al/Al₂O₃; 2 – зерна электрокорунда; 3 – граница раздела «зерно электрокорунда – слоистая керметная матрица»; 4 – полости, образованные в результате вырыва зерен электрокорунда из слоистой матрицы

сравнению с материалом матрицы (табл. 4). Это происходит вследствие высокой концентрации напряжений на острых углах и ребрах зерен, имеющих «осколочную» форму (2 на рис. 12, а), в условиях приложения внешней нагрузки.

При этом достаточно высокая открытая пористость ($P_{откр} = 17$ %) слоистой матрицы 1 компо-

зита может позволить эффективно использовать смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ) в зоне трения благодаря возможности пропитки СОЖ поверхностного слоя.

Наличие полостей 4 (см. рис. 12, б), образованных вследствие вырыва из матрицы зерен электрокорунда, указывает на возможность обновления рабочей поверхности абразивного материала в условиях эксплуатации за счет сдвига и удаления затупившихся зерен.

Физико-механические свойства, теплопроводность и особенности структуры волокнистой теплоизоляции, полученной из композитной порошковой смеси «ПАП-2 – каолиновые волокна»

Разработанная теплоизоляция относится к классу ультралегковесных [15] или ультрапористых [16] материалов с плотностью 0,25–0,5 г/см³ (общая пористость составляет 88–93 %), при этом наблюдается закономерный рост плотности с увеличением объемной доли пудры ПАП-2 в шихте (рис. 13).

Структура материала формируется на стадии смешивания ингредиентов шихты. Методом опти-

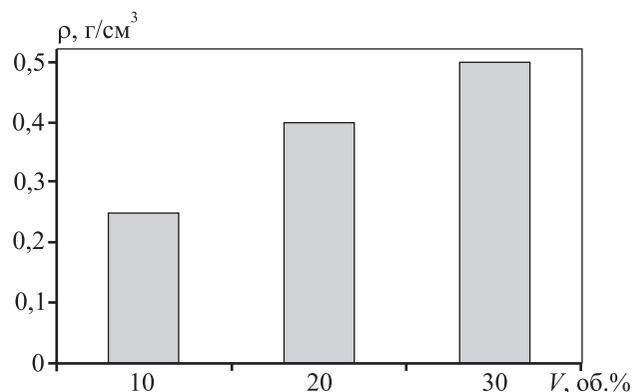


Рис. 13. Зависимость плотности теплоизоляции от содержания пудры ПАП-2 в шихте

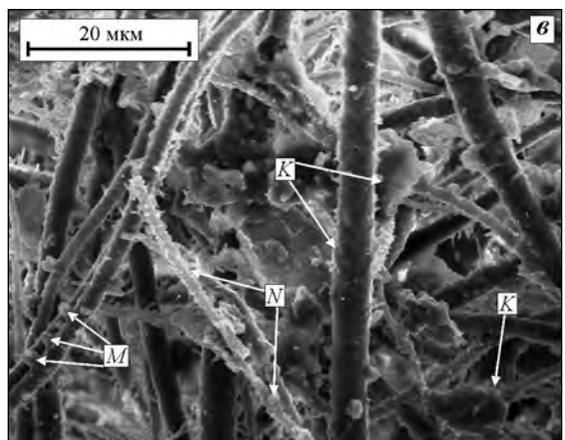
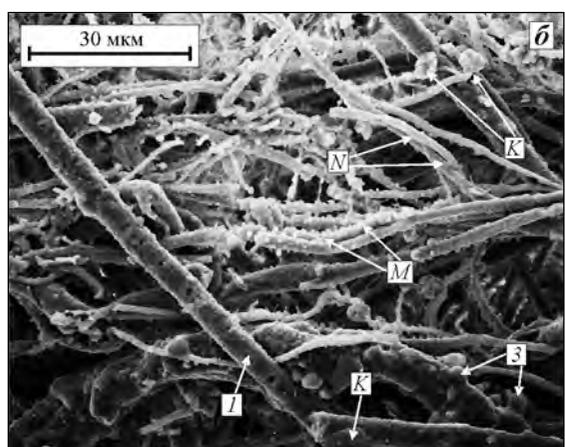
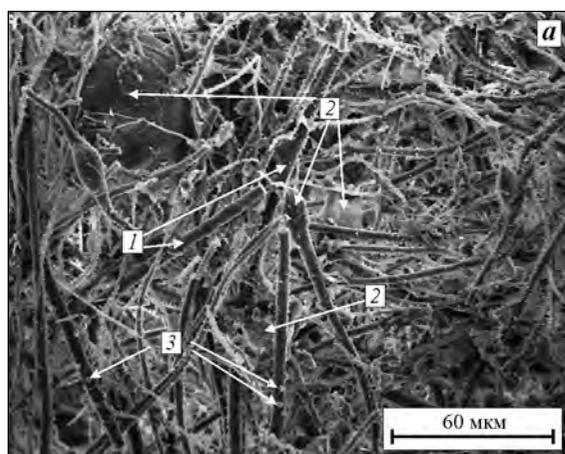


Рис. 14. Вид поверхности разрушения волокнистой теплоизоляции

1 – каолиновые волокна; *2* – чешуйчатые алюмооксидные частицы; *3* – полусферические алюмооксидные частицы («сидячие капли»); *К* – области связывания каолиновых волокон чешуйчатыми алюмооксидными частицами *2*; *М* – области связывания каолиновых волокон «сидячими каплями» *3*; *Н* – области связывания каолиновых волокон за счет припекания по поверхностной алюмооксидной фазе

ческой микроскопии установлено, что часть пылевидных и мелкодисперсных частиц пудры ПАП-2 агломерируются, адсорбируясь на поверхности каолиновых волокон. Неагломерированные мелкодисперсные частицы образуют на каолиновых волокнах равномерные по толщине слои, а средние и более крупные чешуйчатые частицы заполняют промежутки между волокнами.

В процессе ФГ заготовок, при резком перегреве выше температуры плавления алюминия, агломерированные частицы образуют «сидячие капли», ограниченно смачивающие поверхности волокон. Поверхность таких капель пассивирована алюмооксидной пленкой. Слои из неагломерированных частиц формируют на волокнах тонкие покрытия из алюмооксидной фазы, а средние и крупные чешуйчатые частицы сохраняют свою геометрическую форму. В их объеме расплав алюминия находится под поверхностной алюмооксидной пленкой.

При последующей термообработке материала на воздухе при $t = 1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит полное окисление расплава алюминия в составе «сидячих капель» и чешуйчатых частиц за счет диффузии атомарного кислорода через поверхностные алюмооксидные пленки. При этом образуются полусферические (*3*) и чешуйчатые (*2*) алюмооксидные частицы (рис. 14, *а, б*).

Описанные процессы обеспечивают связывание каолиновых волокон в объеме изделия (рис. 14, *б, в*): имеют место припекание чешуйчатых частиц к поверхности волокон с перекрытием нескольких волокон (области *К*), припекание «сидячих капель» к соседним волокнам с образованием мостиков связи (области *М*), а также соединение контактирующих волокон вследствие спекания по поверхностной алюмооксидной фазе (области *Н*).

Разрушение теплоизоляции при сжатии происходит путем смятия (рис. 15) и сопровождается ее постепенной осадкой и уплотнением поверхностных слоев в результате дробления волокон и попадания образующихся осколков в поровое пространство. На этой начальной стадии деформирования контактное сечение цилиндрического образца, воспринимающего нагрузку, значительно увеличивается, поэтому на кривых *1–3* (см. рис. 15) наблюдаются участки ($0d_1, 0d_2, 0d_3$), близкие к линейным.

Дальнейшее деформирование приводит к образованию по высоте образца кольцевых фрагментов, разделенных плоской границей вследствие

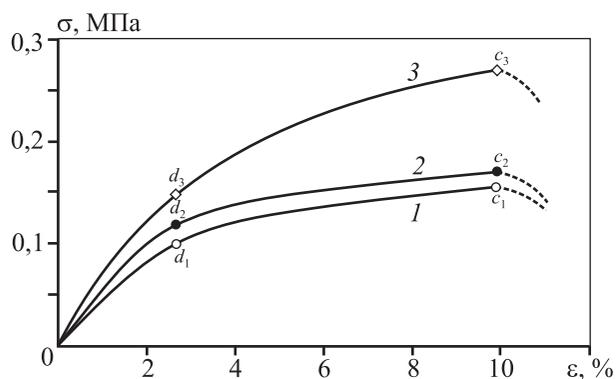


Рис. 15. Кривые смятия образцов теплоизоляции при сжатии

σ – напряжение, ε – деформация

Содержание в шихте пудры ПАП-2, об.% – 10 (1), 20 (2) и 30 (3)

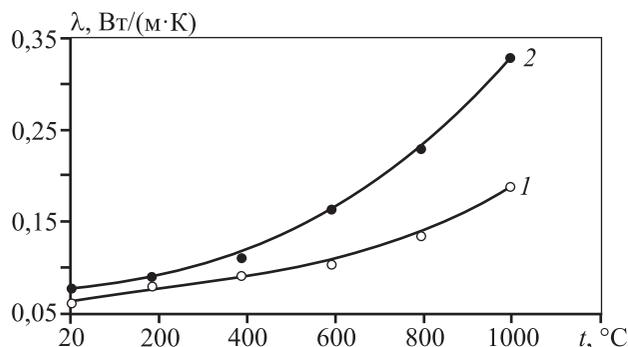


Рис. 16. Зависимость эффективного коэффициента теплопроводности от температуры

1 – разработанный материал

(каолиновые волокна + 20 об.% пудры ПАП-2);

2 – корундовый ультралегковесный материал «Valox-1750»

действия сдвиговых напряжений. Кромки торцев образца обрушаются, при этом продолжается заполнение свободного порового пространства осколками волокон. Это обеспечивает уплотнение образца и возрастание контактного несущего сечения при его неизменном диаметре, что иллюстрируется участками d_1c_1 , d_2c_2 , d_3c_3 кривых 1–3 на рис. 15.

Продолжение деформирования (штриховые линии на рис. 15) сопровождается монотонным падением нагрузки вследствие образования трещин нормального отрыва, ориентация которых совпадает с направлением приложения нагрузки.

Более высокая эффективность разработанной теплоизоляции по сравнению с промышленно производимой «Valox-1750» (рис. 16) объясняется экранирующим действием чешуйчатых алюмооксидных частиц, плоскости которых расположены нормально по отношению к тепловому потоку.

Физико-механические свойства, термостойкость и особенности структуры высокопористой алюмооксидной керамики, полученной из композитной порошковой смеси «ПАП-2 – сферолиты технического глинозема»

Структура данного материала формируется на стадии сухого смешивания сферолитов с пудрой ПАП-2: пылевидные и мелкодисперсные частицы пудры проникают внутрь сферолитов, заполняя часть их порового пространства, а чешуйчатые частицы, размер которых превышает размер пор, распределяются по поверхности сферолитов.

В процессе ФГ порошковых заготовок перегретый расплав алюминия на воздухе ограниченно смачивает оксид алюминия (краевой угол смачивания составляет 47–90 град) [17]. Он образуется внутри порового пространства сферолитов в виде удлинённых, вытянутых капель столбчатой формы, поверхность которых сразу пассивируется плотной алюмооксидной пленкой. В объеме чешуйчатых частиц, распределённых по границам сферолитов, также образуется расплав алюминия под алюмооксидными пленками.

После завершения ФГ проводили спекание материала на воздухе при $t = 1500$ °С, в результате которого достигается полное окисление алюминиевого расплава в объеме удлинённых столбчатых капель и в объеме чешуйчатых частиц.

В результате в спечённом пористом материале образуются столбчатые (2) и чешуйчатые (3) алюмооксидные кристаллические частицы (см. рис. 17), которые можно рассматривать как армирующие элементы в его структуре. Этим объясняется возможность достижения для столь высокопористого материала ($P_{\text{общ}} = 42 \div 52$ %) весьма удовлетворительной прочности ($\sigma_{\text{изг}} = 10 \div 50$ МПа) (табл. 5).

Для него характерны также повышенная термостойкость (см. табл. 5), зафиксированная после 1 и 10 последовательных термоциклов (1200 °С–воздух), и значительное сопротивление возникновению термических повреждений при повышении температурного градиента (Δt) вплоть до 800 °С по сравнению с плотным Al_2O_3 -материалом (рис. 18). Это объясняется быстрым устранением температурного перепада при высокоскоростном нагреве и охлаждении на элементах структуры пористой керамики, имеющих микронное сечение.

Таблица 5. Физико-механические свойства алюмооксидной керамики

Тип материала	V , об. %	ρ , г/см ³	$P_{\text{общ}}$, %	$P_{\text{откр}}$, %	$\sigma_{\text{изг}}$, МПа	X_1 , %	X_{10} , %
1	30	1,9	52	50	10–20	1	3
2	50	2,1	47	42	22–28	2	5
3	70	2,32	42	38	30–50	3	7
4	–	3,80	5	0	250–300	15	50

Примечание. 1–3 – разработанный высокопористый Al_2O_3 -материал; 4 – плотный Al_2O_3 -материал, полученный спеканием на воздухе (1700 °С, 1 ч) прессовок из порошка $\text{Al}_2\text{O}_3+0,5\text{мас.}\%\text{MgO}$;
 V – содержание пудры ПАП-2 в шихте;
 X_1 и X_{10} – относительная потеря прочности образцов соответственно после 1 и 10 термоциклов в режиме 1200 °С – воздух.

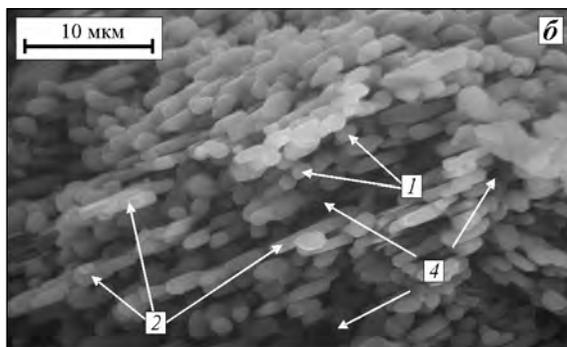
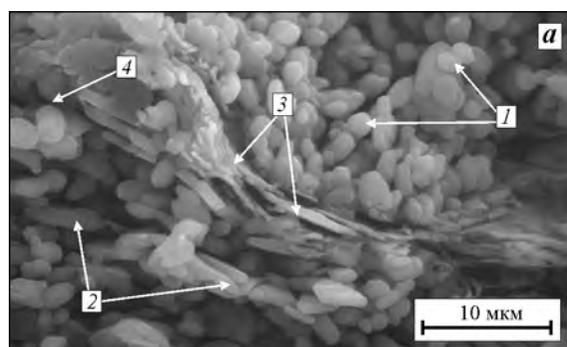


Рис. 17. Вид поверхности излома образца (поля *a* и *б*) пористой алюмооксидной керамики после испытания на изгиб

1 – алюмооксидные кристаллы, входящие в состав сферолита
 2 – столбчатые алюмооксидные кристаллические частицы
 3 – чешуйчатые алюмооксидные кристаллические частицы
 4 – поры

Для плотного алюмооксидного материала типа 4 (см. табл. 5) наблюдаются значительная относительная потеря прочности (50 %) после 10 термоциклов (1200 °С–воздух) и резкое падение прочности при $\Delta t = 800$ °С (см. рис. 18). Данный факт связан с накоплением в структуре плотного

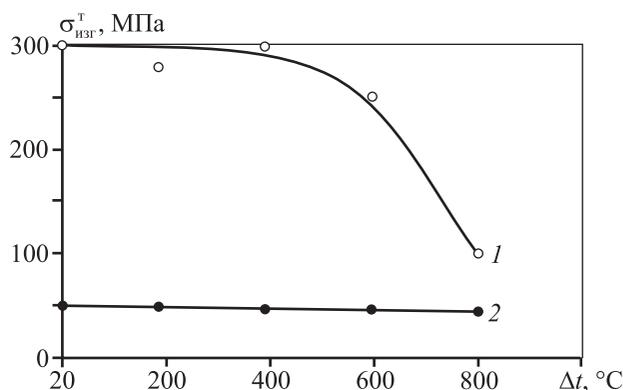


Рис. 18. Диаграмма сопротивления материала термическим повреждениям

$\sigma_{\text{изг}}^T$ – прочность образца после термоцикла $\Delta t = t - t_{\text{ос}}$, где t – температура нагрева образца на воздухе, $t_{\text{ос}} = 20$ °С – температура охлаждающей воздушной среды

1 – плотный Al_2O_3 -материал типа 4 (см. табл. 5)
 2 – разработанный высокопористый материал (содержание пудры ПАП-2 в шихте – 70 об.%)

массивного образца большого количества термических повреждений (микротрещин) вследствие продолжительного действия температурного перепада в его объеме.

Заключение

Максимальный эффект армирования слоистой керметной матрицы $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ достигался при использовании титановых и стальных ВЗР-волокон при их содержании 20 и 10 об. % соответственно. Его проявление наблюдалось благодаря реализации нескольких энергоемких механизмов разрушения, связанных с затратами энергии распространяющейся трещины на процесс расслоения

по границе раздела «волокно—матрица», на преодоление сил трения для выдергивания волокон из матрицы и их удлинение с образованием шейки вследствие пластической деформации.

Использование в составе матрицы всех типов армирующих элементов позволило получить достаточно легкие КМ с невысокой плотностью ($\rho = 2,30 \div 2,85 \text{ г/см}^3$) и средними показателями механических свойств ($\sigma_{\text{изг}} = 180 \div 250 \text{ МПа}$; $K_{1c} = 7,5 \div 15 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$; $KCU = (18 \div 35) \cdot 10^3 \text{ Дж/м}^2$).

Введение в керметную матрицу графита сделало возможным изготовление антифрикционного КМ. Наполнение матрицы карандашным графитом в количестве 5 об.% обеспечивало создание композита с плотностью $1,8\text{—}2,3 \text{ г/см}^3$, прочностью при изгибе $50\text{—}130 \text{ МПа}$ и показателем маслостойкости $12\text{—}17 \text{ мас.}\%$.

Более перспективным является композит «Al/Al₂O₃ (матрица) — С (коксовый остаток, 1,5 об.%)». В его составе коксовый остаток (от термического разложения на воздухе органических компонентов шихты) равномерно распределен в виде тонких молекулярных слоев по поверхностям чешуйчатых частиц, слагающих структуру спеченного материала. Он выполняет функцию твердой смазки, обеспечивая возможность работы данного композита в условиях перманентного самосмазывания. Такой антифрикционный композит ($\rho = 2,21 \div 2,23 \text{ г/см}^3$, $\sigma_{\text{изг}} = 67 \div 160 \text{ МПа}$) демонстрирует весьма низкий (0,17) коэффициент трения скольжения (контртело — шарик из стали ШХ-15 под нагрузкой 1 Н) при практическом отсутствии износа и налипания его продуктов на контртело.

Углеродсодержащие композиты имеют достаточно высокие показатели ударной вязкости [$(9,8 \div 15) \cdot 10^3 \text{ Дж/м}^2$] вследствие значительных затрат энергии трещины на вырыв слоистых пакетов по углеродным слоям и сдвиг чешуйчатых частиц внутри гранул.

Введение в керметную матрицу зерен электрокорунда обеспечивало получение абразивного КМ. В этом случае матрица выполняет функцию связки, удерживающей высокотвердые зерна электрокорунда. По границе раздела «Al/Al₂O₃ (матрица) — зерно электрокорунда» реализуется оксидно-адгезионный тип связи, прочность которой является оптимальной для возможности удаления из рабочей шлифзоны отработанных зерен и проявления режима самозатачиваивания. Полученный абразивный композит имел плотность $2,6 \text{ г/см}^3$, прочность при изгибе 40 МПа и открытую пори-

стость 17 %, которая позволит использовать СОЖ в зоне трения благодаря пропитке поверхностного слоя.

Из порошковой композитной смеси «ПАП-2 (10—30 об.%) — каолиновые волокна» изготовлена ультралегковесная теплоизоляция с плотностью $0,25\text{—}0,5 \text{ г/см}^3$ (при пористости 88—93 %). В результате ФГ и последующего спекания порошковых заготовок на воздухе при $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ происходило связывание волокон полусферическими и чешуйчатыми алюмооксидными частицами, а также наблюдалось припекание по поверхности контактирующих волокон. Напряжение смятия при сжатии цилиндрических образцов теплоизоляции находилось в пределах $0,15\text{—}0,3 \text{ МПа}$, эффективный коэффициент теплопроводности в температурном интервале $20\text{—}1000 \text{ }^\circ\text{C}$ составлял $0,07\text{—}0,2 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$.

Высокая эффективность разработанной теплоизоляции объясняется экранирующим действием чешуйчатых алюмооксидных частиц, плоскости которых расположены нормально по отношению к тепловому потоку.

Из порошковой композитной смеси «ПАП-2 (30—70 об.%) — сферолиты технического глинозема» была изготовлена высокопористая алюмооксидная керамика (общая пористость 42—52 %, плотность $1,90\text{—}2,32 \text{ г/см}^3$). Зафиксирован эффект армирования структуры спеченного материала столбчатыми и чешуйчатыми алюмооксидными кристаллическими частицами. Столбчатые частицы формируются внутри порового пространства сферолитов, а чешуйчатые — распределены по поверхности сферолитов. Этим объясняется возможность достижения для столь высокопористого материала весьма удовлетворительной прочности ($\sigma_{\text{изг}} = 10 \div 50 \text{ МПа}$). Разработанный материал демонстрирует повышенную термостойкость благодаря быстрому устранению температурного градиента на элементах структуры, имеющих микронное сечение.

Авторы выражают благодарность сотруднику ОИВТ РАН Вальяно Г.Е. за сотрудничество при изучении структуры материала.

Работа выполнена с использованием оборудования ресурсного центра РГТУ—МАТИ им. К.Э. Циолковского.

Литература

1. Иванов Д.А., Ситников А.И., Иванов А.В., Шляпин С.Д. Использование алюминиевой пудры ПАП-2 для изготовления порошковых композиционных мате-

- риалов: особенности технологии, структуры и физико-механические свойства композитов. Часть 1. Технологические подходы, обеспечивающие создание композиционных материалов, и применяемые методики для определения их физико-механических свойств // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2015. No. 4. С. 21—27.
2. Kang Yuan-Chang, Chan Sammy Lap-Ip. Tensile properties of nanometric Al₂O₃ particulate — reinforced aluminum matrix composites // Mater. Chem. Phys. 2004. Vol. 85. P. 438—443.
 3. Razavi Hesabi Z., Simch A., Seyed Reihani S.M. Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al₂O₃ reinforced Al matrix composites // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 428. P. 159—168.
 4. Ozdemir Ismail, Ahrens Sascha, Mucklich Silke, Wielage Bernhard. Nanocrystalline Al—Al₂O₃p and SiCp composites produced by high-energy ball milling // J. Mater. Process. Technol. 2008. Vol. 5. P. 111—118.
 5. Poirier Dominique, Drew Robin A.L., Trudeau Michel L., Gauvin Raynald. Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminium nanocomposites // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527. P. 7605—7614.
 6. Tabandeh Khorshid M., Jenabali Jahromi S.A., Moshksar M.M. Mechanical properties of tri-modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized Al₂O₃ particulates developed by wet attrition milling and hot extrusion // Mater. Design. 2010. Vol. 31. No. 8. P. 3880—3884.
 7. Razavi-Tousi S.S., Yazdani-Rad R., Manafi S.A. Effect of volume fraction and particle size of alumina reinforcement on compaction and densification behavior of Al—Al₂O₃ nanocomposites // Mater. Sci. Eng. A. 2011. Vol. 528. P. 1105—1110.
 8. Mazahery A., Abdizaden H., Baharvandi H.R. Development of high-performance A 356/nano-Al₂O₃ composites // Mater. Sci. Eng. A. 2009. Vol. 518. P. 61—64.
 9. Ali Mazahery, Ostadshabani Mohsen. Investigation on mechanical properties of nano-Al₂O₃—reinforced aluminium matrix composites // J. Composite Mater. 2011. Vol. 45. No. 24. P. 2579—2586.
 10. Mula S., Padhi P., Panigrahi S.C., Pabi S.K., Ghosh S. On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al—2%Al₂O₃ nanocomposite // Mater. Res. Bull. 2009. Vol. 44. P. 154—160.
 11. Sajjadi S.A., Ezatpour H.R., M. Torabi Parizi. Coparison of microstructure and mechanical propertries of A 356 aluminum alloy/Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes // Mater. Design. 2012. Vol. 34. P. 106—111.
 12. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник / Пер. с нем. М.: Металлургия, 1986.
 13. Беляков А.В. Механическая обработка неорганических неметаллических материалов: Учеб. пос. М.: Изд. центр РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2001.
 14. Иванов Д.А., Ситников А.И., Шляпин С.Д. Дисперсно-упрочненные, волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы: Учеб. пос. для вузов. М.: МГИУ, 2010.
 15. Химическая технология керамики: Учеб. пос. для вузов / Подред. И.Я. Гузмана. М.: ООО РИФ «Строй-материалы», 2003.
 16. Иванов А.Б., Бакунов В.С. Показатели качества и теплофизические свойства огнеупоров. М.: КМС ИВТАН, 1982.
 17. Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г. Стойкость неметаллических материалов в расплавах: Справочник. Киев: Наук. думка, 1986.

References

1. Ivanov D.A., Sitnikov A.I., Ivanov A.V., Shlyapin S.D. Ispol'zovanie alyuminievoi pudri PAP-2 dlya izgotovleniya poroshkovikh kompozitsionnikh materialov: osobennosti tehnologii, struktury i fiziko-mekhanicheskie svoistva kompozitov. Chast' 1. Tekhnologicheskie podkhody, obespechivayushchie sozdanie kompozitsionnykh materialov, i primenyaemye metodiki dlya opredeleniya ikh fiziko-mekhanicheskikh svoistv. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2015. No. 4. P. 21—27.
2. Kang Yuan-Chang, Chan Sammy Lap-Ip. Tenzil properties of nanometric Al₂O₃ particulate — reinforced aluminum matrix composites. *Mater. Chem. Phys.* 2004. Vol. 85. P. 438—443.
3. Razavi Hesabi Z., Simch A., Seyed Reihani S.M. Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al₂O₃ reinforced Al matrix composites. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol. 428. P. 159—168.
4. Ozdemir Ismail, Ahrens Sascha, Mucklich Silke, Wielage Bernhard. Nanocrystalline Al—Al₂O₃p and SiCp composites produced by high-energy ball milling. *J. Mater. Process. Technol.* 2008. Vol. 5. P. 111—118.
5. Poirier Dominique, Drew Robin A.L., Trudeau Michel L., Gauvin Raynald. Fabrication and properties of mechanically milled alumina-aluminium nanocomposites. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. Vol. 527. P. 7605—7614.
6. Tabandeh Khorshid M., Jenabali Jahromi S.A., Moshksar M.M. Mechanical properties of tri-modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized Al₂O₃ particulates developed by wet attrition milling and hot

- extrusion. *Mater. Design*. 2010. Vol. 31. No. 8. P. 3880—3884.
7. *Razavi-Tousi S.S., Yazdani-Rad R., Manafi S.A.* Effect of volume fraction and particle size of alumina reinforcement on compaction and densification behavior of Al—Al₂O₃ nanocomposites. *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. Vol. 528. P. 1105—1110.
 8. *Mazahery A., Abdizaden H., Baharvandi H.R.* Development of high-performance A 356 nano-Al₂O₃ composites. *Mater. Sci. Eng. A*. 2009. Vol. 518. P. 61—64.
 9. *Ali Mazahery, Ostadshabani Mohsen.* Investigation on mechanical properties of nano-Al₂O₃—reinforced aluminum matrix composites. *J. Composite Mater.* 2011. Vol. 45. No. 24. P. 2579—2586.
 10. *Mula S., Padhi P., Panigrahi S.C., Pabi S.K., Ghosh S.* On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al—2%Al₂O₃ nanocomposite. *Mater. Res. Bull.* 2009. Vol. 44. P. 154—160.
 11. *Sajjadi S.A., Ezatpour H.R., Parizi M. Torabi.* Coparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy-Al₂O₃ composites fabricated by stir and compo-casting processes. *Mater. Design*. 2012. Vol. 34. P. 106—111.
 12. *Engel L., Klingele G.* Rastrovaya elektronnaya mikroskopiya. Razrushenie: Spravochnik [Scanning electron microscopy. Destruction]. Moscow: Metallurgiya, 1986.
 13. *Belyakov A.V.* Mekhanicheskaya obrabotka neorganicheskikh nemetallicheskih materialov: Ucheb. pos. [Mechanical processing of inorganic non-metallic materials]. Moscow: RKhTU im. D.I. Mendeleeva, 2001.
 14. *Ivanov D.A., Sitnikov A.I., Shlyapin S.D.* Dispersnoupochennyye, voloknistyye i sloistyye neorganicheskie kompozitsionnyye materialy: Ucheb. pos. dlya vuzov [Dispersion strengthened, fibrous and layered composite materials of inorganic]. Moscow: MGIU, 2010.
 15. *Khimicheskaya tekhnologiya keramiki: Ucheb. pos. dlya vuzov* [Chemical technology of ceramics]. Moscow: OOO RIF «Stroimaterialy», 2003.
 16. *Ivanov A.B., Bakunov V.S.* Pokazateli kachestva i teplofizicheskie svoystva ognepuporov [Indicators of quality and thermophysical properties of refractories]. Moscow: KMS IVTAN, 1982.
 17. *Panasyuk A.D., Fomenko V.S., Glebova G.G.* Stoykost' nemetallicheskih materialov v rasplavakh: Spravochnik [The resistance of nonmetallic materials in melts]. Kiev: Naukova dumka, 1986.