



НОВЫЕ

ISSN 1683-4518

ОГНЕУПОРЫ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

Огнеупоры в тепловых агрегатах

Сырьевые материалы

Производство и оборудование

Теплотехника

Научные исследования и разработки

Экология

Экономика и рынок

9

СЕНТЯБРЬ 2020

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор **КАЩЕЕВ И. Д.**
Зам. главного редактора **АКСЕЛЬРОД Л. М.**

БЕЛЯКОВ А. В.	ПЕРЕПЕЛИЦЫН В. А.	ANEZIRIS CHRISTOS G. (ГЕРМАНИЯ)
БОРЗОВ Д. Н.	ПИВИНСКИЙ Ю. Е.	ANTONOVICH VALENTIN (ЛИТВА)
ВЕРЕЩАГИН В. И.	СОКОВ В. Н.	EMAD M. M. EWAIS (ЕГИПЕТ)
ВОРОНИНА О. Б.	СОКОЛОВ В. А.	GARTEN VICTORIA (ГЕРМАНИЯ)
ГОРБАНЕНКО В. М.	СОСКОВЕЦ О. Н.	JACEK SZCZERBA (ПОЛЬША)
ГОРОХОВСКИЙ А. М.	СТОЛИН А. М.	MARTYNENKO VALERY (УКРАИНА)
ДАВЫДОВ С. Я.	СУВОРОВ С. А.	PISCHEK STEFAN PAUL (АВСТРИЯ)
ДОРОГАНОВ В. А.	ТАРАСОВСКИЙ В. П.	RASCHMAN PAVEL (СЛОВАКИЯ)
ЗЕМЛЯНОЙ К. Г.	ФИЛОНОВ М. Р.	SMIRNOV ALEXEY N. (УКРАИНА)
КУЗНЕЦОВ Д. В.	ШЕВЧИК А. П.	STONYS RIMVYDAS (ЛИТВА)
ЛЕБЕДЕВ Ю. Н.	ШЕШУКОВ О. Ю.	WOHRMEYER CHRISTOPH (ГЕРМАНИЯ)
ЛУКИН Е. С.	ЮРКОВ А. Л.	
МОЖЖЕРИН В. А.		

Научные редакторы *Г. Г. Гаврик, Е. В. Костицына*
Художник-дизайнер *Т. П. Кошкина*
Компьютерная верстка *Т. П. Кошкиной*
Корректор *Ю. И. Королёва*

Журнал зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-65789 от 20.05.2016 г.

Адрес редакции:
119049, Москва, Ленинский проспект, д. 4 (п/я № 217)
Тел.: (495) 955-01-82
E-mail: ogneupor@imet.ru, ognemet@isis.ru



Статьи из журнала переводятся на английский язык и публикуются
в журнале «**Refractories and Industrial Ceramics**»,
издаваемом международным информационно-издательским
консорциумом «Springer»

Отпечатано с готового оригинал-макета
в ООО «Первая оперативная типография»
115114, Москва, 2-й Кожевнический пер., д. 12, стр. 5
Тел.: 8 (495) 604-41-54, 8 (495) 994-49-94

Журнал включен в перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, рекомендованных ВАК России
для публикации основных научных результатов диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук,
в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ РАН, в каталог российских электронных периодических изданий.
Журнал входит также в систему РИНЦ, а его переводная версия (Refractories and Industrial Ceramics) —
в международные базы цитирования Web of Science (раздел Science Citation Index Expanded) и Scopus.

Ответственность за достоверность информации в публикуемых
материалах и рекламе несут авторы и рекламодатели.
Мнение редакции не всегда совпадает с мнением авторов
опубликованных материалов

Подписано в печать 21.09.20. Формат 60×84 1/8.
Бумага мелованная.
Цифровая печать. Усл. печ. л. 9,25.
Заказ

СЫРЬЕВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Кадырова З. Р., Пурханатдинов А. П., Ниязова Ш. М. Исследование бентонитовых глин Каракалпакстана для получения керамических теплоизоляционных материалов...3

ПРОИЗВОДСТВО И ОБОРУДОВАНИЕ

Непочатов Ю. К., Плетнев П. М., Денисова А. А. Огнеупорная оснастка для обжига алюмонитридных подложек...7

Давыдов С. Я., Макаров В. Н., Апакашев Р. А., Макаров Н. В., Кожушко Г. Г. Универсальное бустерное устройство для перемещения и подъема сыпучих материалов в двух- и трехфазных потоках...10

НАУЧНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ

Памяти **Олега Владиславовича Романа**...14

Роман О. В., Шмурадко В. Т., Пантелеенко Ф. И., Реут О. П., Бендик Т. И., Шмурадко Н. А., Судник Л. В., Бородавко В. И., Кизимов А. Н., Клавкина В. В. Техническая керамика: материаловедческо-технологические принципы и механизмы разработки и реализации керамических электроизоляторов различного научно-практического назначения...16

Обзорная статья

Пивинский Ю. Е., Дороганов В. А., Дороганов Е. А. Бесцементные огнеупорные бетоны. Часть 6. Сопоставительная оценка природных (глины) и искусственных керамических вяжущих (ВКВС)...25

Закоржевский В. В., Ковалев И. Д., Мухина Н. И. Закономерности структуро- и фазообразования при синтезе композиций $AlN-Al_2O_3-Y_2O_3$ в режиме горения...32

Кравченко И. Н., Карцев С. В., Кузнецов Ю. А. Способ защиты плазменной наплавки газопорошковым потоком...37

Бесиса Д. Х. А., Заки З. И., Амин А. М. М., Ахмед Ю. М. З., Эвайс Е. М. М. Влияние упрочняющих добавок на характеристики композита $TiC-Al_2O_3$ трибологического назначения, полученного СВС...47

Долговечность керамических материалов возрастом более 100 лет

Абдрахимова Е. С., Абдрахимов В. З. Взаимосвязь фазового и химического составов с долговечностью керамического материала крепостной стены города Салоники (Греция) возрастом более 1000 лет...56

Юсубов Ф. Ф. Измерения трения и износа порошковых композиционных материалов по механизму «палец-диск»...60

Соков В. Н. Интенсификация пенотехнологии энергией электрогидротеплового поля. Часть 3. Исследование процессов тепло- и массопереноса в пеносистеме при воздействии ЭГТСП...64

Кузин В. В., Григорьев С. Н., Волосова М. А. Компьютерная инженерия поверхностного слоя шлифованной Al_2O_3-TiC -керамики. Комбинированный анализ...67

Abstracts...73

RAW MATERIALS

Kadyrova Z. R., Purkhanatdinov A. P., Niyazova Sh. M. Research of benonite clays of Karakalpakstan for producing ceramic heat-insulating materials...3

MANUFACTURING AND EQUIPMENT

Nepochatov Yu. K., Pletnev P. M., Denisova A. A. Refractory equipment for firing aluminum nitride substrates...7

Davydov S. Ya., Makarov V. N., Apakashev R. A., Makarov N. V., Kozhushko G. G. Universal booster device for moving and lifting bulk materials in two- and three-phase flows...10

SCIENTIFIC RESEARCH AND DEVELOPMENT

In memory of **Oleg Vladislavovich Roman**...14

Roman O. V., Shmuradko V. T., Panteleenko F. I., Reut O. P., Bendik T. I., Shmuradko N. A., Sudnik L. V., Borodavko V. I., Kizimov A. N., Klavkina V. V. Technical ceramics: material science and technology principles and mechanisms for the development and implementation of ceramic electrical insulators for various scientific and practical purposes...16

Review article

Pivinskii Yu. E., Doroganov V. A., Doroganov E. A. Cement free castable. Part 6. Comparative assessment of natural (clay) and artificial ceramic binders (HCBS)...25

Zakorzhhevsky V. V., Kovalev I. D., Mukhina N. I. Regularities of structure and phase formation at the synthesis of $AlN-Al_2O_3-Y_2O_3$ compositions in the combustion mode...32

Kravchenko I. N., Kartsev S. V., Kuznetsov Yu. A. Protection method of plasma-jet hard-facing by gas powder flow...37

Besisa D. H. A., Zaki Z. I., Amin A. M. M., Ahmed Y. M. Z., Ewais E. M. M. Influence of hardening additives on the characteristics of $TiC-Al_2O_3$ ceramic composite tribological applications, obtained by SHS...47

Durability of ceramic materials over 100 years old

Abdrakhimova E. S., Abdrakhimov V. Z. The relationship of phase and chemical compositions of a durable ceramic material of the fortification wall of the city of Thessaloniki (Greece) age more than 1000 years...56

Yusubov F. F. Measurements of friction and wear of powder composite materials by the «pin-on-disc» mechanism...60

Sokov V. N. Intensification of foam technology by the energy of the electrohydrothermal power field. Part 3. Investigation of the processes of heat and mass transfer in the foam system under the influence of EHTPF...64

Kuzin V. V., Grigor'ev S. N., Volosova M. A. Computational engineering of surface layer ground Al_2O_3-TiC ceramic. Combined analysis...67

Abstracts...73

Д. х. н. **З. Р. Кадырова**¹ (✉), **А. П. Пурханатдинов**², **Ш. М. Ниязова**¹

¹ *Институт общей и неорганической химии АН РУз, Ташкент, Республика Узбекистан*

² *Каракалпакский государственный университет, г. Нукус, Республика Узбекистан*

УДК 533.611.6(575.175):662.998-492

ИССЛЕДОВАНИЕ БЕНТОНИТОВЫХ ГЛИН КАРАКАЛПАКСТАНА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Приведены результаты комплексного исследования бентонитовых глин Северо-Джамансайского месторождения Каракалпакстана для получения керамических теплоизоляционных материалов. По данным химико-минерального и фракционного составов, а также физико-химических характеристик бентонитовой глины установлена возможность ее использования в производстве керамических теплоизоляционных материалов разного назначения.

Ключевые слова: бентонитовая глина, керамический теплоизоляционный материал, керамзитовые гранулы, монтмориллонит, физико-химические характеристики, вспучивание.

ВВЕДЕНИЕ

Стратегическая направленность развития производства теплоизоляционных материалов требует новых подходов к технологии их производства. Преобладание облегченных конструкций обеспечивает низкий удельный расход сырьевых материалов и, как следствие, невысокую удельную энергоемкость изготовления и значительное снижение расхода тепла при эксплуатации зданий.

Потребляемые в настоящее время теплоизоляционные изделия производятся в основном из сырьевых материалов, которые находятся за пределами регионов и требуют транспортировки к местам производства и потребления, что существенно повышает себестоимость. В связи с быстрым развитием химической и других отраслей промышленности и ростом жилищного строительства в Узбекистане неуклонно растет потребность в керамических теплоизоляционных материалах. Доставка их в различные регионы осуществляется железнодорожным транспортом, что приводит к значительному удорожанию этой нетранспортабельной продукции. Поэтому особую актуальность получает разработка новых составов теплоизоляционных материалов из местного минерального сырья, в том числе из техногенных отходов, в частности опок, трепелов, диа-

томитов, зол, шлаков, шламов, пыли газоочистки. Керамзитовые гранулы получают вспучиванием из вышеуказанных сырьевых материалов с порообразующими и выгорающими добавками.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве сырьевых компонентов при изготовлении керамических масс для керамзитовых гранул использованы бентонитовые глины Северо-Джамансайского месторождения Каракалпакстана (табл. 1). Химико-минеральный состав используемого сырья и физико-химические характеристики опытных образцов на его основе изучали с применением химического и рентгенофазового анализов (РФА).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В настоящей статье приведены результаты исследования бентонитовых глин Северо-Джамансайского месторождения Каракалпакстана для получения керамзитовых гранул. Следует отметить, что перспективы промышленного использования бентонитовых глин для получения из них теплоизоляционных керамзитовых гранул оценены еще недостаточно полно. Известно [1, 2], что в качестве сырья для получения керамзитового гравия могут служить бентониты и бентонитовые глины, состоящие в основном из минералов группы монтмориллонита $Al_2[Si_4O_{10}](OH)_2 \cdot nH_2O$ и способные вспучиваться при обжиге. Керамические гранулы являются экологически чистыми теплоизоляционными материалами, представля-



З. Р. Кадырова
E-mail: kad.zulayho@mail.ru

Таблица 1. Химический состав северо-джамансайской глины

Номер пробы	Содержание оксида, % (на воздушно-сухое вещество)											$\Delta m_{\text{прк}}^*$, %
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	FeO	TiO ₂	CaO	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	SO ₃	P ₂ O ₅	
СЖ-1	60,85	16,95	4,92	1,34	0,79	0,58	1,67	1,65	2,54	0,51	0,09	8,98
СЖ-2	60,60	16,06	4,39	1,80	0,77	0,90	1,85	1,53	2,70	0,96	0,12	8,48
СЖ-3	59,80	15,22	4,48	1,54	0,81	1,16	1,91	1,58	2,68	0,39	0,11	9,37
СЖ _{сред}	60,41	16,07	4,60	1,56	0,79	0,88	1,81	1,59	2,64	0,62	0,11	8,94

* Включают гигроскопическую, конституционную, кристаллизованную воду, органические и летучие вещества и оксид углерода (IV).

ющими собой легкие пористые материалы ячеистого строения в виде шариков различных размеров, получаемых при обжиге бентонитовых глин, способных вспучиваться при быстром нагревании их до 1050–1300 °С в течение 25–45 мин [3–5].

Глины Северо-Джамансайского месторождения, представляющие полиминеральную породу, расположены в Берунийском районе в 20 км к юго-востоку от поселка Каратау и в 9 км юго-восточнее железнодорожной станции Караузак [6, 7]. По внешнему виду порода светло-коричневато-желтого цвета, по минеральному составу — монтмориллонито-гидролюдистая. При взаимодействии с 10 %-ным раствором соляной кислоты глина вскипает. По огнеупорности северо-джамансайская глина относится к группе легкоплавкого сырья, по содержанию красящих оксидов в прокаленном состоянии — к группе глин с высоким содержанием красящих оксидов. Число пластичности проб глины 4–18 (по Аттербергу) следовательно, глина относится к умеренно-пластичной группе сырья. По величине коэффициента чувствительности к сушке глина принадлежит к малочувствительной группе сырья, ее КЧС (по А. Ф. Чижскому) составляет 0,413. Мощность глинистого пласта Северо-Джамансайского месторождения колеблется от 5 до 24 м. Химический состав проб глины, взятых из разных участков месторождения, приведен в табл. 1.

Результаты сопоставления химического состава бентонитовой глины, в частности содержания в ней кремнезема, глинозема, оксидов железа, кальция, щелочных металлов, карбонатов и $\Delta m_{\text{прк}}$, с требованиями к химическому составу сырья для получения керамических гранул [8] показали, что исследуемая глинистая порода пригодна для получения керамзитовых теплоизоляционных материалов (табл. 2).

Судя по количеству основных оксидов в исследуемой бентонитовой глине (см. табл. 2), можно

утверждать, что она относится к глинистой породе с высокой степенью вспучивания, поскольку содержание основных оксидов (кроме CaO) укладывается в пределы требований, предъявляемых к глинистому сырью. При этом следует отметить, что глинистые породы, используемые в качестве сырья для приготовления керамзитовых гранул, должны иметь тонкодисперсную структуру; сравнительно небольшую запесоченность — не более 26 %; содержать частицы размерами до 0,005 мм — не менее 20 %; интервал размягчения не ниже 50 °С; огнеупорность не выше 1350 °С; не должны содержать включений карбонатных пород в виде конкреций; $\Delta m_{\text{прк}}$ в пределах 6–10 %. Кроме того, основным требованием, которому должно отвечать сырье для производства керамзита, является способность вспучиваться при термообработке в интервале от 1050 до 1250 °С, образуя при этом материал ячеистого строения с равномерно распределенными закрытыми порами.

Ниже приведены важнейшие физико-химические характеристики бентонитовой глины Северо-Джамансайского месторождения: набухаемость 200–800 %, предел текучести 74,3–160,5, предел пластичности 25,5–40,0, число пластичности 45,3–145,6, огнеупорность 1190–1250 °С, содержание частиц размерами менее 0,005 мм 35,17–40,68 %, температура вспучивания 1100–1130 °С, интервал размягчения 70–90 °С. Бентонитовую глину с такими характеристиками можно использовать в качестве основного сырьевого компонента для производства керамических теплоизоляционных материалов.

Фазовый состав исследуемых сырьевых материалов определяли методом РФА на установке ДРОН-2,0 при Cu K_α -излучении, Ni-фильтр. Скорость съемки рентгенограммы 2 град/мин. В качестве внутреннего эталона использовали монокристаллический кварц. Условия съемки всех образцов выдерживали постоянными. В расчетах и при идентификации фаз использовали таблицы и международную картотеку по рентгеновским порошкограммам [9, 10]. На рис. 1 показана рентгенограмма исходной бентонитовой глины Северо-Джамансайского месторождения. Как видно, в опытных образцах установлено присутствие дифракционных максимумов, относящихся к кварцу (0,427, 0,335, 0,181 и 0,157 нм); полевоому шпату (0,325 и 0,321 нм); иллититу (0,495, 0,377, 0,334 и 0,323 нм); монтмориллониту (0,448, 0,325, 0,258, 0,199 и 0,167 нм); высокоглиноземистой форме монтмориллонита — бейделиту

Таблица 2. Требования к химическому составу исследуемой глины и сырья для получения керамзитовых гранул

Оксид	Содержание оксида, мас. %, в глинистых породах со степенью вспучивания			Показатели пробы СЖ _{сред} (см. табл. 1)
	высокой	средней	слабой	
SiO ₂	50–60	60–70	>70	60,41
Al ₂ O ₃	16–24	10–16	<10	16,07
Fe ₂ O ₃ + FeO	6–10	4–6	<4	6,16
Na ₂ O + K ₂ O	3–6	1,5–3	<1,5	4,23
CaO	3–4	3–4	>4	0,88

(0,725, 0,363 и 0,229 нм); доломиту (0,290 и 0,180 нм) и кальциту (0,495, 0,377, 0,334, 0,318 и 0,245 нм).

Микроструктуру образцов и морфологию кристаллических фаз проб бентонитовых глин Северо-Джамансайского месторождения исследовали на лабораторном оптическом микроскопе МБС-10 с установленной цифровой камерой при 600-кратном увеличении (рис. 2). В пробах обнаружены в основном щелочные и щелочноземельные монтмориллониты в виде мелких агрегированных частиц, а также в виде комковых агрегатов. Наблюдается также присутствие аморфного кремнезема и частиц карбонатов и доломитов в виде белых пятен. Кроме того, обнаружены крупные жилистые включения соединений железа и кварца, а также гипсовые включения в виде кристаллов двухводного гипса, равномерно распределенные в пробах.

Термический анализ опытных образцов проводили на дериватографе Паулик-Паулик-Эрдей со скоростью 10 град/мин, масса навески 0,093 г. Запись проводили при атмосферных условиях. Держателем служил платиновый тигель диаметром 10 мм без крышки. В качестве эталона использовали оксид алюминия.

Результаты дифференциального термического анализа опытных образцов показали десять эндотермических эффектов при 90, 110, 147, 167, 329, 335, 378, 400, 428 и 477 °С и четыре экзотермических эффекта при 205, 440, 565 и 625 °С. Эндотермические эффекты в интервале 90–167 °С соответствуют удалению воды из межслоевой структуры бентонитовых глин, в интервале 329–477 °С — удалению гидратной воды, разложению структурных гидроксильных групп и переходу их в безводное состояние. Экзотермический эффект в интервале 250–440 °С соответствует выгоранию органических включений в породе бентонитовых глин, при 565 °С — удалению кристаллизационной воды с разложением структуры монтмориллонита, при 625 °С — перекристаллизации аморфных продуктов разложения, имеющих в составе бентонитовых глин. При этом общая потеря массы в диапазоне 70–900 °С, по данным кривой термогравиметрии, составляет 3,92 %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучены химико-минеральный и фракционный составы, а также характеристики бентонитовых глин Северо-Джамансайского месторождения Каракалпакстана для получения из них керамических теплоизоляционных материалов. Установлено, что исследуемые бентонитовые глины по физико-химическим и технологическим показателям пригодны для получения керамических теплоизоляционных материалов разного назначения.

Библиографический список

1. Аксельрод, Л. М. Развитие производства огнеупоров в мире и в России, новые технологии / Л. М. Аксельрод // Новые огнеупоры. — 2011. — № 3. — С. 106–120.
2. Пат. 2494068 Российская Федерация. Сырьевая смесь для изготовления строительных теплоизоляцион-

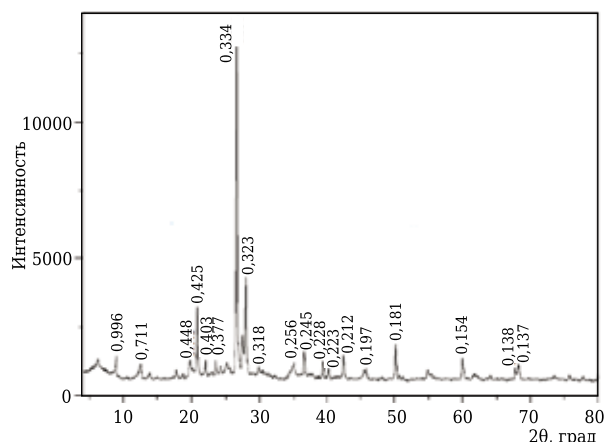


Рис. 1. Рентгенограмма бентонитовой глины Северо-Джамансайского месторождения



Рис. 2. Структура бентонитовой глины Северо-Джамансайского месторождения в виде порошка. ×600

ных материалов / Щепочкина Ю. А. ; опубл. 2013.09.27, Бюл. № 27.

3. Химическая технология керамики ; под ред. проф. И. Я. Гузмана. — М. : РИФ «Стройматериалы», 2003. — 496 с.
4. Мороз, И. И. Технология строительной керамики : уч. пособие / И. И. Мороз. — М. : Эколит, 2011. — 384 с.
5. Онацкий, С. П. Производство керамзита / С. П. Онацкий. — 3-е изд., перераб. и доп. — М. : Стройиздат, 1987. — 335 с.
6. Кадырова, З. Р. Исследование глинистых сырьевых ресурсов Каракалпакстана для получения теплоизоляционных материалов / З. Р. Кадырова, А. П. Пурханатдинов, Ш. М. Ниязова // Огнеупоры и техническая керамика. — 2018. — № 1/2. — С. 19–24.
7. Курбаниязов, К. К. Бентониты Каракалпакии / К. К. Курбаниязов, М. З. Закиров. — Ташкент : Фан, 1979. — 160 с.
8. Бурлаков, Г. С. Основы технологии керамики и искусственных пористых заполнителей / Г. С. Бурлаков. — М. : Высшая школа, 1972. — 424 с.
9. Толкачев, С. С. Таблицы межплоскостных расстояний / С. С. Толкачев. — Л. : Химия, 1968. — 132 с.
10. X-Ray Powder Diffraction Data File American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa, 1988. ■

Получено 29.04.20
© З. Р. Кадырова, А. П. Пурханатдинов,
Ш. М. Ниязова, 2020 г.

ПАМЯТКА ДЛЯ АВТОРОВ

ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ СТАТЕЙ

- В статье следует сообщить цель проведения работы, привести фактические данные, их анализ и дать заключение (выводы). Текст статьи должен быть дополнен кратким рефератом и ключевыми словами. Для оформления рукописи используйте 12-й размер шрифта через 1,5 интервала. Рекомендованное максимальное число страниц рукописи (A4) — 15. Формулы, оформляемые отдельной строкой, должны набираться с использованием редактора формул (Equation). Библиографический список следует оформлять в соответствии с ГОСТ 7.1–2003. Использование в библиографическом списке DOI обязательно. Рисунки должны быть четкими, упрощенными и не загроможденными надписями. На графики желательно не наносить масштабную сетку (за исключением номограмм).
- В статье должны быть указаны ученая степень, адрес и телефон каждого автора. Также следует указать контактное лицо, чей E-mail будет указан при публикации. Все материалы редакция просит предоставлять в электронном виде.
- Если статья отправлена по E-mail, допускается оформление изображений в виде отдельных файлов формата TIF (цветные и тоновые — 300 dpi, штриховые — 600 dpi), JPEG, EPS. Изображения (за исключением диаграмм Excel), внедренные в файлы формата DOC, в качестве оригиналов не принимаются, как не обеспечивающие стандартного качества полиграфического исполнения.
- Представляя рукопись в редакцию, авторы передают издателю авторское право на публикацию ее в журнале. В качестве гонорара авторы могут получить отгисс своей статьи в формате PDF, который высылается первому автору или любому другому (по указанию авторов). Направление в редакцию работ, опубликованных или посланных для напечатания в редакции других журналов, не допускается.
- Статья, пришедшая в редакцию от зарубежных авторов, вначале отдается на рецензирование, редактируется, переводится на русский язык и публикуется в журнале «Новые огнеупоры». Затем статья отправляется на публикацию в журнал «Refractories and Industrial Ceramics» вместе с английской версией, присланной автором. Таким образом, конечный вариант статьи, опубликованной в журнале «Refractories and Industrial Ceramics», может немного отличаться от первоначального, присланного авторами.

- Журнал приветствует, если авторы, в тех случаях, когда это возможно и применимо, помещают данные, подтверждающие результаты их исследований, на общедоступных ресурсах (репозиториях). Авторам и редакторам, которые не располагают предпочитаемыми репозиториями, рекомендуется ознакомиться со списком таких ресурсов, представленным издательством «Springer Nature», а также с политикой издательства в отношении исследовательских данных.

- Список ресурсов

<http://www.springernature.com/gp/group/data-policy/repositories>

- Политика в отношении исследовательских данных

<http://www.springernature.com/gp/group/data-policy/faq>

Общие репозитории, такие как figshare и Dryad, также могут быть использованы. Массивы данных, которым репозитории присваивают DOI (идентификаторы цифровых объектов), могут приводиться в списках цитируемых источников. Ссылки на данные должны включать минимум информации, рекомендованной DataCite: авторы, название, издатель (название репозитория), идентификатор.

- **DataCite** <https://www.datacite.org/>

«Springer Nature» предоставляет службу поддержки в отношении исследовательских данных для редакторов и авторов, с которой можно связаться по адресу researchdata@springernature.com. Эта служба дает рекомендации по соответствию политике в области исследовательских данных и поиску ресурсов для их размещения. Она независима от редакций журналов, книг и конференций и не дает советов по рукописям.

RULES OF DRAWING UP OF ARTICLES

- It is necessary to state in the article the aim of the research work, to cite factual data, to give their analysis and conclusions. The text of the article should be supplemented with a short abstract and key words. To make out the manuscript, use the 12th font size in 1.5 intervals. The recommended maximum number of pages of the manuscript (A4) is 15. Formulas formed by an individual line should be typed using the Equation Editor. Please use the DOI number in the bibliographic list. Don't make references to sources which are difficult of access. Figures should be distinct, simplified and not overloaded with inscriptions. It is desirable not to scribe a graticule on the diagrams (with the exceptions of nomograms).
- Scientific degree, address and telephone of every author should be given in the article. All the materials of the articles are required to be present to the editorial board in electronic form.
- If the article is sent by e-mail it is required to draw up the images only in the form of separate files in format TIF (tone images — 300 dpi, stroke images — 600 dpi), JPEG, EPS. Images (with the exception of Excel diagrams), introduced into files of format DOC are not accepted as originals because they don't ensure the required standard polygraphic quality.
- Providing the article to Editorial office the authors thereby convey the copyright of publication to the publisher. The authors get either one copy of the article in format PDF. It is not allowed offering the Editorial office an article which has been published by other journals or was sent to other publishing houses.
- The article sent to the Editorial office by foreign author is refereed firstly by an independent reviewer. Then it is edited and red-penciled, then it is translated into Russian and published in the journal «Novye Ogneupory». Further both the article and the original author's article are sent off to be published in the journal «Refractories and Industrial Ceramics». Thus the final article published in the journal «Refractories and Industrial Ceramics» can vary slightly from the original variant sent by the author.

- The journal encourages authors, where possible and applicable, to deposit data that support the findings of their research in a public repository. Authors and editors who do not have a preferred repository should consult «Springer Nature's» list of repositories and research data policy.

• List of Repositories

<http://www.springernature.com/gp/group/data-policy/repositories>

• Research Data Policy

<http://www.springernature.com/gp/group/data-policy/faq>

General repositories — for all types of research data — such as figshare and Dryad may also be used.

Datasets that are assigned digital object identifiers (DOIs) by a data repository may be cited in the reference list. Data citations should include the minimum information recommended by DataCite: authors, title, publisher (repository name), identifier.

• **DataCite** <https://www.datacite.org/>

«Springer Nature» provides a research data policy support service for authors and editors, which can be contacted at researchdata@springernature.com. This service provides advice on research data policy compliance and on finding research data repositories. It is independent of journal, book and conference proceedings editorial offices and does not advise on specific manuscripts.

ВНИМАНИЕ!



Просим в библиографическом списке статей, опубликованных в журнале «Новые огнеупоры», после русской версии дополнительно приводить библиографическое описание статьи в английской версии из журнала **«Refractories and Industrial Ceramics»** (информационно-издательский консорциум «Springer»), если она была в нем опубликована.

Содержание журнала «Refractories and Industrial Ceramics» с указанием авторов, названия статьи, года издания, номера выпуска, страниц, номера журнала публикуется в Интернете:

<http://link.springer.com/journal/11148>

Редакция

К. т. н. Ю. К. Непочатов¹, д. т. н. П. М. Плетнев² (✉), А. А. Денисова¹

¹ АО «НЭВЗ-Керамикс», г. Новосибирск, Россия

² ФГБОУ ВО «Сибирский государственный университет путей сообщения», г. Новосибирск, Россия

УДК 666.3:546.62'171.046.4

ОГНЕУПОРНАЯ ОСНАСТКА ДЛЯ ОБЖИГА АЛЮМОНИТРИДНЫХ ПОДЛОЖЕК

Изложены особенности обжига алюмонитридных подложек, отличающегося высокой температурой ($> 1800\text{ }^{\circ}\text{C}$) и наличием восстановительной среды. Показано, что высокое качество подложек по параллельности, теплопроводности и другим свойствам может быть достигнуто наряду с установлением оптимальных режимов обжига применением специальной конструкции капсуля на основе нитрида бора. Капсаль представляет собой контейнер, который состоит из корпуса в виде короба прямоугольного сечения, днища и плоскопараллельных разделительных пластин с опорами. Для создания локальной (внутри капсуля) чистой восстановительной среды предусмотрены замковые соединения по типу «шип-паз» между корпусом и днищем, заполняемые жаропрочным инертным порошком.

Ключевые слова: обжиг, огнеупорная оснастка, капсаль, алюмонитридные подложки.

ВВЕДЕНИЕ

В керамической промышленности для обжига изделий используют огнеупорную оснастку, которая выдерживает высокие температуры и служит для придания и сохранения необходимых геометрических форм изделия при спекании. Оснастка для спекания керамики имеет разнообразные геометрические формы в зависимости от вида керамического изделия. Для керамических плоских пластин (подложек) в основном используют лещадки — плоские огнеупорные пластины, из которых при помощи стоек собирают этажерку для заполнения всего рабочего объема печи [1]. При обжиге подложек на основе нитрида алюминия используют также огнеупорную оснастку в виде пластин и стоек, но особенностью обжига алюмонитридных подложек является то, что его необходимо проводить в восстановительной среде при температуре выше $1800\text{ }^{\circ}\text{C}$ [2]. Эта особенность обжига алюмонитридных подложек предъявляет специальные требования к огнеупорной оснастке, используемой в производстве. Качество алюмонитридных подложек определяется не только полнотой спекания изделия, но и, что особенно важно, чистотой среды при обжиге, не допускающей загрязнения алюмонитридного материала посторонними примесями [3–5].

Следует учитывать, что высокотемпературный обжиг керамических изделий до $2000\text{ }^{\circ}\text{C}$ проводят в печах с графитовой футеровкой и графитовыми нагревателями, поэтому возникает проблема защиты алюмонитридных подложек от взаимодействия с углеродом при нагревании. Следовательно, огнеупорная оснастка должна не только выдерживать высокие температуры, но и иметь специальную конструкцию контейнеров, защищающую спекаемые изделия от загрязнения углеродом. Наиболее востребованным огнеупорным материалом, способным выдерживать без разрушения и разложения температуру до $2500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в восстановительной среде, является нитрид бора [6].

Преимущественно при высокотемпературном обжиге малоразмерных плоских изделий используется огнеупорная оснастка в виде капсулей с чередующимися по высоте контейнера разделительными пластинами, которые укладываются на соответствующие опоры. Например, известен огнеупорный капсаль [7], изготовленный в форме блочного каркаса, замкнутого по периметру и имеющего разделители в виде штырей, выступающих под углом по обе стороны от боковых стенок внутрь капсуля. Имеется также капсаль, содержащий корпус прямоугольного сечения с размещенными в нем пластинчатыми разделителями, имеющими параллельно расположенные выпуклые ребра; при этом разделители выполнены как одно целое с корпусом, а их ребра расположены параллельно вытянутым боковым стенкам корпуса [8]. Однако эти конструкции контейнеров имеют ряд недостатков, связанных со сложностью изготовления цельных, строго параллельных разделителей и элементов



П. М. Плетнев
E-mail: pletnev0@mail.ru

капселя вместе с корпусом. При этом исключается возможность увеличения количества спекаемых изделий за один цикл за счет применения групповой технологии спекания изделий путем размещения их на одном разделителе в стопку.

Предложен [9] капсель сборно-разборной конструкции, который включает корпус с верхним элементом (крышка), нижним элементом (днище), боковыми стенками и множеством разделительных пластин (лещадок), установленных параллельно друг над другом по высоте капселя. Крышка и днище снабжены гнездами, а боковые стенки имеют шипы, которые предназначены для того, чтобы обеспечить крепление крышки и днища с боковыми стенками. В гнезда, которые значительно больше по размерам, чем это необходимо, засыпается песок, который выполняет функцию клиньев для жесткого закрепления боковых стенок на месте. Боковые стенки снабжены множеством равномерно расположенных параллельных друг другу щелей, в которые вставляются шипы разделительных пластин. После соединения боковых стенок с разделительными пластинами собранная этажерка объединяется с крышкой и дном.

Использование такой конструкции капселя не обеспечивает высокого качества обжигаемых изделий (пластин, подложек и т. п.). Это связано с тем, что изделия укладываются на сферообразные ребра и ничем не зафиксированы от возможных столкновений между собой и стенками капселя; в результате образуются бой, сколы, трещины, деформации и т. д. Это приводит к резкому уменьшению выхода обжигаемых изделий и снижению производительности. В свою очередь, заполнение зазоров между гнездами и шипами жаропрочным порошкообразным материалом в виде сыпучего песка не обеспечивает надежной устойчивости соединения при загрузке-выгрузке обжигаемых изделий, установке капселя с изделиями в печь и последующей выгрузке его из печи.

Использование капселя предложенной сборной-разборной конструкции с ограниченным размером между разделительными пластинами исключает возможность увеличения количества одновременно спекаемых изделий за один цикл.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Цель научно-технического поиска, направленного на совершенствование огнеупорной оснастки, — повышение качества обжигаемых изделий и выхода годных изделий, уменьшение брака по прогибу за счет повышенной плоскостности обжигаемых изделий; увеличения жесткости конструкции капселя; высокой устойчивости обжигаемых керамических изделий, размещенных на разделительных пластинах внутри корпуса капселя; защиты керамических изделий от воздействия газовой среды. Важно было также обеспечить возможность установки внутри капселя

на параллельно расположенных разделительных пластинах, отделенных друг от друга зазором, максимального количества обжигаемых изделий.

С использованием рациональных научно-технических решений известных видов капселей и с учетом специфических требований к оснастке для обжига алюмонитридных подложек была предложена конструкция капселя на основе нитрида бора, позволяющая обеспечить наиболее оптимальные условия для спекания изделий [10]. Разработанный и используемый в производстве капсель состоит (рис. 1) из корпуса 1 в виде короба прямоугольного сечения и днища 2, соединенных между собой зазором, заполненным жаропрочным порошком 3, и разделительных пластин 4, установленных параллельно друг к другу и поверхности днища и выполненных как одно целое с опорами.

Опоры имеют форму прямоугольного параллелепипеда различной высоты для создания требуемых промежутков между разделительными пластинами (рис. 2), на которых размещаются спекаемые изделия.

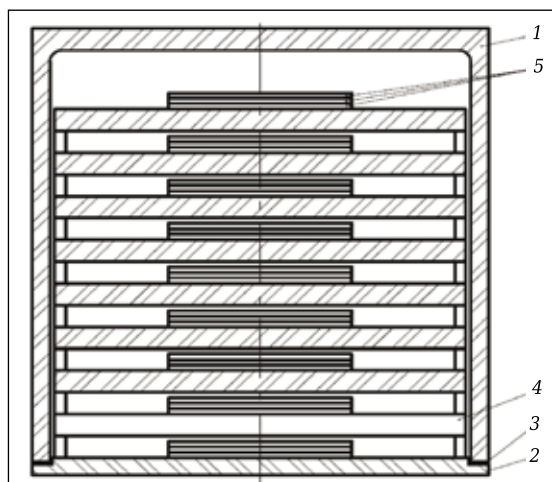


Рис. 1. Капсель из нитрида бора, загруженный алюмонитридными подложками: 5 — спекаемые изделия; остальные обозначения — в тексте

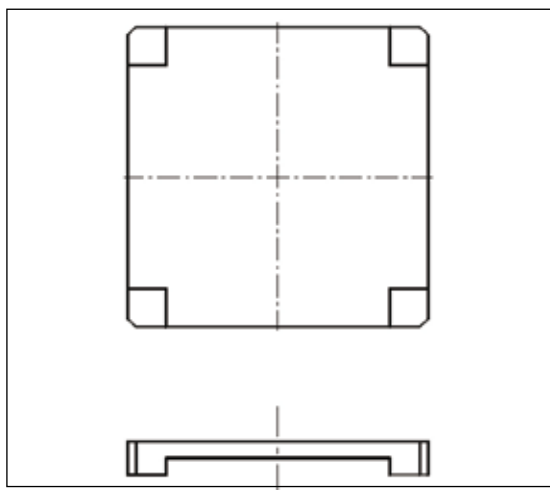


Рис. 2. Разделительные пластины с расположенными по углам опорами прямоугольного сечения

Соединение между корпусом и днищем выполнено в виде разъемного замкового соединения Г-образной (рис. 3, а) или П-образной формы (рис. 3, б). Замковое соединение образовано выступающим центральным элементом на днище, взаимодействующим с боковыми стенками короба, либо выполнено по типу «шип-паз».

Технологически загрузку обжигаемых изделий в капсуль осуществляют следующим образом: на днище помещают подложки, собранные в один или несколько слоев, затем устанавливают разделительную пластину с опорами, на которую помещают следующую партию изделий, и так далее. Таким образом, собирают этажерку из разделительных пластин и изделий по высоте, равной высоте корпуса капсулы. Для защиты подложек от воздействия газовой среды, содержащей примеси углерода и серы, а также для устойчивости конструкции в замковое соединение (см. рис. 3) между корпусом и днищем засыпается жаропрочный мелкодисперсный порошок или оно заполняется пастой из BN.

Собранную этажерку с изделиями плотно накрывают корпусом капсулы и помещают в графитовую печь на обжиг в заданном режиме. По окончании обжига капсуль с изделиями охлаждают вместе с печью. Охлажденный корпус снимают с днища и извлекают спеченные изделия-подложки с разделительных пластин. На место извлеченной этажерки устанавливают другую этажерку с подложками, которую закрывают корпусом, и капсуль вновь отправляют в печь для обжига.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, важной особенностью разработанной конструкции капсулы является то, что он снабжен опорами прямоугольного сечения, расположенными по углам разделительных пластин, а корпус выполнен в виде короба; при этом опоры

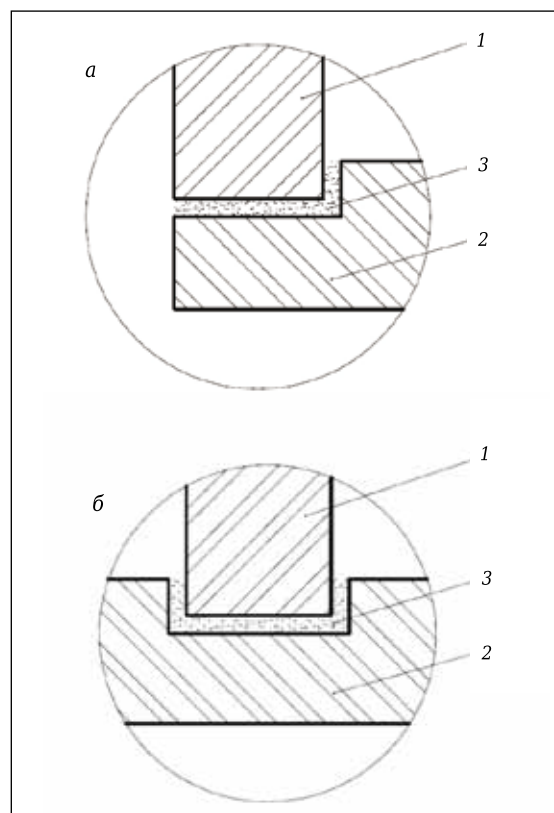


Рис. 3. Замковое соединение между корпусом и днищем с засыпкой в виде жаропрочного мелкодисперсного порошка: а — замковое соединение Г-образной формы; б — соединение П-образной формы; 1 — корпус короба; 2 — днище; 3 — жаропрочный порошок

выполнены как одно целое с разделительными пластинами. Применение такого капсулы позволило повысить выход годных изделий по отклонению от параллельности от 57,7 до 93,5 %, улучшить качество алумонитридной керамики — повысить ее теплопроводность от 210 до 231 Вт/(м·К), а также увеличить производительность обжига.

Библиографический список

1. **Кащеев, И. Д.** Химическая технология огнеупоров / И. Д. Кащеев, К. К. Стрелов, П. С. Мамыкин. — М.: Интермет Инжиниринг, 2007. — 752 с.
2. **Денисова, А. А.** Влияние режима обжига и садки изделий на деформирование и физико-технические свойства алумонитридной керамики / А. А. Денисова, П. М. Плетнев, А. А. Дитц, Ю. К. Непочатов // Огнеупоры и техническая керамика. — 2017. — № 6. — С. 39–43.
3. **Непочатов, Ю. К.** Разработка керамики на основе нитрида алюминия для изделий современной электроники / Ю. К. Непочатов, А. А. Земницкая, П. Ф. Муль, А. Х. Хабибуллин // Современная электроника. — 2011. — № 9. — С. 14–18.
4. **Денисова, А. А.** Пути повышения качества теплопроводной алумонитридной керамики / А. А. Денисова, П. М. Плетнев, А. А. Дитц, Ю. К. Непочатов // Сб. тр. XIV науч.-техн. конф. «Наука и молодежь XXI века». — 2016.
5. **Непочатов, Ю. К.** Особенности обжига алумонитридной керамики / Ю. К. Непочатов, А. А. Денисова, П. М. Плетнев, И. Б. Красный // Вестник СГУПС. — 2016. — № 1. — С. 27–31.

6. **Лютая, М. Д.** Химическая и термическая устойчивость нитридов элементов III группы / М. Д. Лютая, В. Ф. Буханевич // Журнал неорганической химии. — 1962. — № 11. — С. 87–94.
7. **Пат. 3169295 США**, кл. 432-259; опубл. 05.07.1952.
8. **Пат. 2037762 Российская Федерация**, МПК F 27 D 5/00. Капсель для обжига керамических изделий / Кульмаириков Л. К., Сухинин В. А., Умудов А. С.; заявл. 07.07.1992; опубл. 19.06.1995.
9. **Пат. 2897571 США**, кл. 432-259; заявл. 07.11.1955; опубл. 04.08.1959.
10. **Пат. 153366 Российская Федерация**, МПК F 27 D 5/00. Капсель для обжига керамических изделий / Непочатов Ю. К., Плетнев П. М., Денисова А. А., Швецова Ю. И.; заявл. 04.12.2014; опубл. 20.07.2015, Бюл. № 20. ■

Получено 29.06.20
© Ю. К. Непочатов, П. М. Плетнев,
А. А. Денисова, 2020 г.

Д. т. н. С. Я. Давыдов¹ (✉), д. т. н. В. Н. Макаров¹, д. х. н. Р. А. Апакашев¹,
к. т. н. Н. В. Макаров¹, д. т. н. Г. Г. Кожушко²

¹ ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»,
Екатеринбург, Россия

² ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет»,
Екатеринбург, Россия

УДК 621.867.81./85

УНИВЕРСАЛЬНОЕ БУСТЕРНОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ И ПОДЪЕМА СЫПУЧИХ МАТЕРИАЛОВ В ДВУХ- И ТРЕХФАЗНЫХ ПОТОКАХ

Рассмотрен универсальный вариант бустерного устройства для подъема транспортирующей среды с присутствием кусковых материалов. Приведены расчетные формулы для определения зависимости скорости движения трехфазной среды в пульпопроводе с турбовихревым движением пульпы, а также для определения дополнительного объема воздуха, подаваемого через бустерное устройство в пульпопровод. Разработка относится к устройствам для транспортирования и подъема сыпучих и жидких сред в двух- и трехфазных потоках и может быть использована в строительной, металлургической, горнорудной и других отраслях промышленности.

Ключевые слова: подъем сыпучих и жидких сред, бустерное устройство, двух- и трехфазный поток, пульпоподъемное устройство.

Для литейного цеха Альметьевского насосного завода («Алнас», г. Альметьевск, Татарстан) в системе пневмотранспорта литейных песков использованы бустерные устройства

конструкции предприятия «Кристалл-полюс» (г. Набережные Челны, Татарстан), установленные по длине транспортного трубопровода [1]. Устройство (рис. 1) [2] в виде вставки в транс-

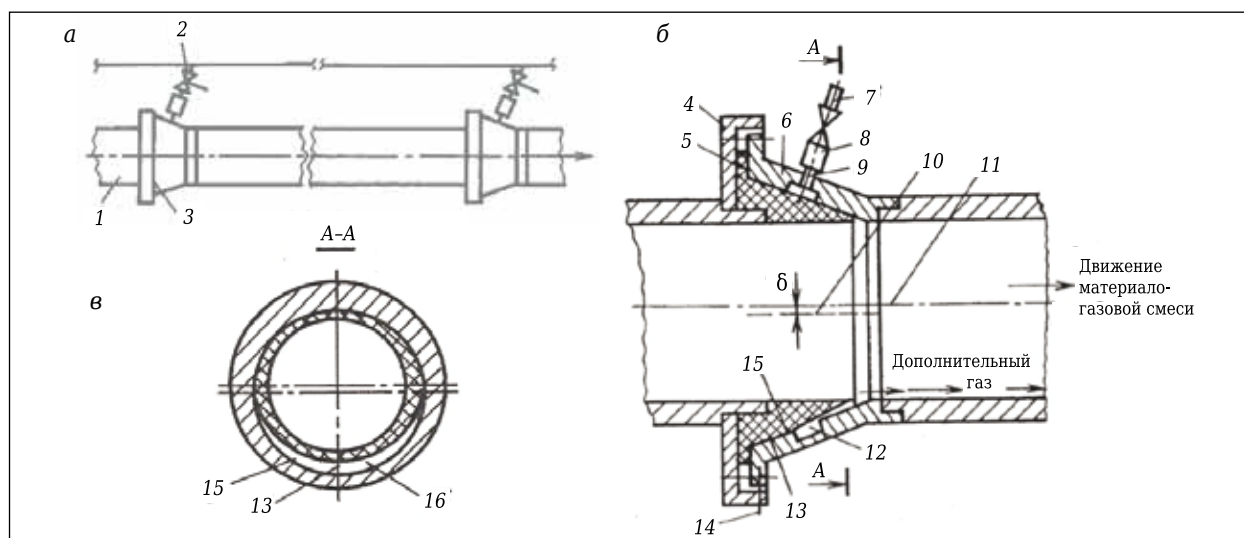


Рис. 1. Устройство для транспортирования абразивных материалов: а — участок транспортного трубопровода; б — бустер; в — щелевое отверстие; 4 — прижимной фланец; 7 — регулировочный вентиль; 8 — обратный клапан; 10 — смещенная ось; 11 — ось трубопровода; 13 — конусная поверхность; 14 — регулировочные болты; 15 — внутренняя поверхность опорного фланца б. Остальные обозначения — в тексте



С. Я. Давыдов
E-mail: davidovtrans@mail.ru

портном трубопроводе для пневмотранспорта абразивных сыпучих материалов (формовочных песков КамАЗа) включает трубопровод 1 с патрубками 2 для дополнительного подвода транспортирующего сжатого воздуха в бустеры 3.

Дополнительный транспортирующий сжатый газ подается через патрубки 2 и воздухоподводящие отверстия 9 каждого опорного фланца 6 в кольцевую выточку 12, в которой равномерно распределяется, создавая по всему периметру одинаковое давление. Преодолевая сопротивление конусного конца упругой вставки 5, который в верхней части прижат опорным фланцем 6 больше, чем в нижней, сжатый газ распределяется тонким слоем по нижней внутренней стенке транспортного трубопровода, защищая его от абразивного износа. В аварийных ситуациях при возникновении пробки из транспортируемого материала в трубопроводе создается обратный перепад давления. В этом случае упругая вставка 5, приобретая изначальное положение, играет роль обратного клапана, не пропуская материалогазовую смесь в кольцевую выточку 12 и магистраль подачи газа. Учитывая, что скорость материалогазовой смеси увеличивается по длине трубопровода, подача сжатого газа должна снижаться за счет уменьшения сечения поперечной щели 16.

Наличие поперечного щелевого отверстия 16, перекрытого конусной упругой вставкой 5 в верхней части опорного фланца с возможностью образования этого сквозного щелевого отверстия в нижней части опорного фланца 6 (за счет деформации упругой вставки 5 при подаче сжатого

газа через его кольцевую выточку 12), позволяет перераспределить сжатый газ. При пропуске дополнительного количества сжатого газа преимущественно по нижней внутренней части трубопровода экономится расход газа и увеличивается дальность транспортирования материала без соприкосновения со стенками трубы. Регулирование поперечного сечения щелевого отверстия 16 позволяет организовать работу системы пневмотранспорта с пониженными затратами сжатого газа.

Выполнение вышеописанных мероприятий для транспортирования сыпучих материалов обеспечит снижение энергозатрат пневмотранспорта за счет уменьшения расхода воздуха и повышения концентрации абразивных материалов при понижении скорости воздуха, а также позволит транспортировать материалы на расстояние до 2,5 км.

Задача предлагаемой разработки — использование бустерного устройства для наладки подъемного устройства, что позволит повысить устойчивость режима и производительность его работы, сократить расход энергозатрат. Подъемное устройство (рис. 2) содержит [3, 4] смесительную камеру 1, в стенке 2 которой выполнены два кольцевых ряда 3 и 4.

Для подачи сжатого воздуха в поток (материаловоздушной смеси) смесительной камеры 1 кольцевой ряд 4 снабжен сквозными отвер-

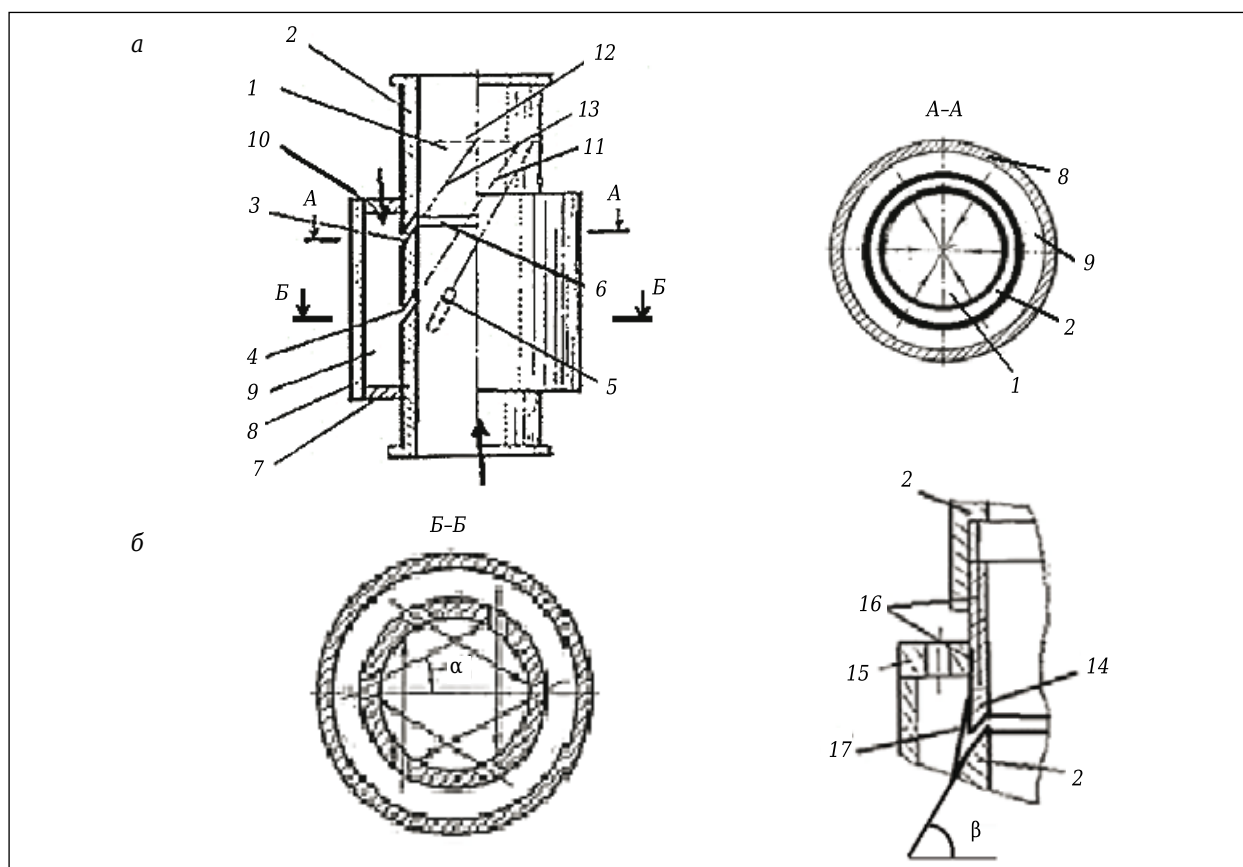


Рис. 2. Схема подъемного устройства: а — общий вид устройства; б — узел резьбового крепления кольцевого патрубка 14 к фланцу 15 секции 7 нагнетания воздуха. Остальные обозначения — в тексте

ствиями 5, а кольцевой ряд 3 — сквозной поперечной щелью 6. Вокруг смесительной камеры 1 установлена секция 7, выполненная в форме цилиндра. Стенка 8 этого цилиндра создает щелевой круговой зазор 9 вокруг стенки 2 смесительной камеры 1. Для впуска сжатого воздуха от источника (на рис. 2 не показан) в круговой зазор 9 секция 7 снабжена отверстием 10. Ось 11 каждого отверстия 5 в первом ряду по направлению потока среды выполнена с наклоном к поперечному сечению 12 и продольной оси смесительной камеры. При этом размер поперечного сечения отверстий не превышает половины толщины стенки 2 смесительной камеры 1. Установлено, что в этом случае длина каналов устраняет образование локальных завихрений в подаче жидкости.

Сквозная поперечная щель 6 во втором кольцевом ряду 3 в стенке камеры 1 смещения выполнена с наклоном 13 по потоку движения среды к поперечному сечению 12 и продольной оси смесительной камеры. Второй кольцевой ряд 3 снабжен вставкой в виде патрубка 14, который выполнен подвижно по вертикали вдоль стенки 2 и съемного фланца 15 секции 7 для возможности изменения сквозной поперечной щели 6, например с помощью регулировочного резьбового соединения 16.

В процессе исследований и использования в эксплуатации предлагаемого решения диаметр сквозных отверстий 5 можно определить по формуле [5, 6]:

$$d_k = 21,84 \sqrt{\frac{l_k v_{\text{в}} P_{\text{аб}}}{RT_{\text{аб}}}},$$

где d_k — диаметр отверстий, м; l_k — длина канала отверстий, м; $v_{\text{в}}$ — скорость движения сжатого воздуха, м/с; $P_{\text{аб}}$ — абсолютное давление сжатого воздуха, МПа; R — универсальная газовая постоянная, для воздуха $R = 287$ Дж/(кг·К); $T_{\text{аб}}$ — абсолютная температура воздуха, К.

Ширину сквозной поперечной щели 6 $h_{\text{щ}}$ можно определить по зависимости [5, 6]

$$h_{\text{щ}} = 0,25 d_{\text{в}}^2 / d_{\text{н}},$$

где $d_{\text{в}}$ — внутренний диаметр смесительной камеры 1, м; $d_{\text{н}}$ — диаметр наружной стенки смесительной камеры, м.

Сжатый воздух поступает через отверстия 10 фланца 15 в щелевой круговой зазор 9 секции 7. В круговом зазоре 9 сжатый воздух проходит в смесительную камеру 1 через сквозные отверстия 5 и сквозную поперечную щель 6 стенки 2. Подача сжатого воздуха через отверстия 5 кольцевого ряда 4 приобретает поступательное движение, образуя кольцо высокого давления на движущийся двухфазный транспортный поток.

Наладка подъемного устройства на повышение устойчивости режима и производительности

обеспечивается изменением сквозной щели 6 путем сдвигания подвижного патрубка 14 по вертикали вдоль стенки 2 смесительной камеры 1, например с помощью резьбового соединения 16. Использование регулируемой сквозной щели 6 в стенке 2 смесительной камеры 1 позволяет изменять в ней сплошной кольцевой силовой поток в зависимости от пропускной способности подъемного устройства. Сетка 17 предназначена для улавливания загрязнений сжатого воздуха, например масла и других примесей, и может быть выполнена из стеклоткани, пористых тканей или пористой газопроницаемой фильтровальной сетки (сетка СД56-12Х18Н9Т по ГОСТ 3187-76 — сетка саржевого переплетения двухсторонняя № 56 из проволоки 12Х18Н9Т). Сетка для защиты отверстий апробирована на предприятиях России.

Использование регулируемого сквозного щелевого отверстия 6 в транспортных трубопроводах позволило создать сплошной кольцевой силовой поток в вертикальных транспортных потоках сыпучих и жидких сред. Поток способен передать как сыпучие материалы (песок, гравий, щебень и др.), так и жидкие среды с крупными включениями. Транспортирующая среда приобретает вращательное и поступательное движение; создается так называемый «искусственный вихрь». Этот процесс достигается за счет расположения каналов в смесительной камере по меньшей мере в два кольцевых ряда, расположенных один за другим.

Углы β , образованные по оси каждого канала, с плоскостью поперечного сечения камеры смещения составляют 60–70 град. Это обеспечивает наилучшие условия формирования «искусственного вихря» и устраняет образование локальных завихрений в потоке двухфазной среды. Углы α , образованные плоскостью, проходящей через продольную ось камеры и точку, в которой оси соответствующих каналов пересекают внешнюю поверхность смесительной камеры, составляют 29–31 град. Угол, который образует щель 6, составляет 60–70 град. Угол создает зону высокого давления вдоль продольной оси смесительной камеры и обеспечивает более полное использование его площади поперечного сечения. Такое расположение каналов позволяет создать «искусственный вихрь» в смесительной камере, который увеличивает уровень всасывания (например, при всасывающем режиме) почти в 3 раза и за счет устранения потерь из-за местных завихрений.

Снижение плотности трехфазной среды и, как результат, возникновение гидростатической силы, перемещающей пульпу в классическом эрлифте [7, 8], происходят исключительно за счет смешивания пульпы с воздухом, обладающим малой плотностью. При этом потенциальная энергия воздуха полностью диссипирует в процессе смешивания с пульпой.

Применение осе-тангенциально-бустерных устройств, оптимально распределенных по высоте пульпопровода выше смесителя, позволяет не только дополнительно увеличить гидростатическое давление, но и сформировать гидродинамические поверхностные объемные силы для повышения энергоэффективности подъема пульпы в турбовихревом подъеме.

Скорость движения трехфазной среды V_c в пульпопроводе турбовихревого эрлифта определяется по формуле

$$V_c = \frac{4W_b(z) + W_{ж} + W_m}{\pi D^2},$$

где $W_b(z)$ — производительность пульпопровода по воздуху, $W_b(z) = W_{вс} + k_r v_{вп} D(\sin\beta \cos\alpha + \sin\alpha \cos\beta)z$, м³/с; $W_{ж}$ — производительность пульпопровода по воде, м³/с; W_m — производительность пульпопровода по сыпучему материалу, м³/с; D — диаметр пульпопровода, м; z — текущая координата по оси пульпопровода, м; $W_{вс}$ — производительность смесителя пульпопровода по воздуху, м³/с; β , α — углы наклона каналов подачи воздуха бустерного устройства в плоскостях, параллельных и перпендикулярных оси трубопровода, град; k_r — коэффициент густоты вихревых камер каналов подачи воздуха бустерного устройства.

Из уравнения скорости движения трехфазной среды видно, что скорость транспортирования турбовихревого подъема возрастает линейно за счет снижения ее плотности от подачи воздуха через бустерное устройство. Удельная гидродинамическая поверхностная сила давления P_d , создаваемая воздухом бустерного устройства, определяется по формуле

$$P_d = \frac{\rho_v}{2} V_b^2 \sin^2\beta \cos^2\alpha,$$

где ρ_v — плотность воздуха, кг/м³; V_b — скорость воздуха в буфере, м/с.

Удельную гидродинамическую объемную силу разрежения с учетом теоремы Остроградского – Гаусса получаем в виде

Библиографический список

1. **Давыдов, С. Я.** Анализ основных направлений развития пневмотранспортных установок / С. Я. Давыдов, И. Д. Кашеев // Новые огнеупоры. — 2003. — № 10. — С. 38–42.
2. **Пат. 2252908 Российская Федерация.** Устройство для пневматического транспортирования сыпучих материалов / Давыдов С. Я., Рукомойкин А. А., Пономарев А. В. — № 2003120338 ; заявл. 02.07.03 ; опубл. 27.05.05, Бюл. № 15.
3. **Pat. 4028009 US.** Jet pump (струйный насос) ; June 7, 1977.
4. **Пат. 2709996 Российская Федерация.** Подъемное устройство / Семин А. Н., Давыдов С. Я. — № 2018136010 ; заявл. 11.10.18 ; опубл. 23.12.19, Бюл. № 36.
5. **Давыдов, С. Я.** Энергосберегающее оборудование пневматического транспорта вчера, сегодня, завтра:

$$P_b = \pi \rho_v V_b^2 \cos^2\beta \sin^2\alpha.$$

С позиции гидродинамической аналогии обе последние формулы отражают снижение удельного веса трехфазной среды за счет распределенного действия поверхностной P_d и массовой (объемной) силы P_b в направлении, противоположном силе тяжести, без увеличения ее объема. С учетом принципа действия подъемника вышеуказанное соответствует увеличению его потенциальной энергии.

Дополнительный объем воздуха ΔW_b , м³/с, подаваемый через бустерное устройство в пульпопровод, может быть рассчитан по формуле

$$\Delta W_b = k_r V_b \pi D (\sin\beta \cos\alpha + \sin\alpha \cos\beta) H,$$

где H — высота транспортирования пульпы, м.

Рациональное распределение воздуха, подаваемого в бустерное устройство, позволяет существенно повысить производительность и высоту подъема транспортируемого материала. При фиксированном расходе воздуха увеличение его скорости на выходе из бустерного устройства в 3 раза повышает его гидравлический КПД — на 12 %, высоту подъема на 20 %, производительность не менее чем на 10 %.

Предлагаемая разработка может быть использована также для перекачивания шлама из буровых скважин. Транспортирующая среда, проходящая через указанные каналы, будет приобретать вращательное и поступательное движение, создавая так называемый «искусственный вихрь». Устройство может работать при наличии в транспортирующей жидкости крупных включений.

Предлагаемое устройство для транспорта абразивных материалов приводит к увеличению пропускной способности и сокращению расхода сжатого воздуха до 30 % на предприятиях цветной и строительной промышленности, например на Богословском и Каменск-Уральском алюминиевых заводах и на цементных предприятиях России.

теория, расчет, исследования, производство / С. Я. Давыдов, А. Н. Семин. — М. : Фонд «Кадровый резерв», 2016. — 472 с.

6. **Давыдов, С. Я.** Энергосберегающее оборудование для транспортировки сыпучих материалов : исследование, разработка, производство / С. Я. Давыдов. — Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007. — 317 с.
7. **Гейер, В. Г.** Эрлифтные установки : уч. пособие / В. Г. Гейер, Л. Н. Козыряцкий, В. С. Пашенко, Я. К. Антонов. — Донецк : ДПИ, 1982. — 63 с.
8. **Муравьев, И. М.** Основы газлифтной эксплуатации скважин / И. М. Муравьев, В. И. Ямпольский. — М. : Недра, 1973. — 185 с. ■

Получено 20.02.20

© С. Я. Давыдов, В. Н. Макаров, Р. А. Апакашев, Н. В. Макаров, Г. Г. Кожушко, 2020 г.

Памяти ОЛЕГА ВЛАДИСЛАВОВИЧА РОМАНА

(к 95-летию со дня рождения)

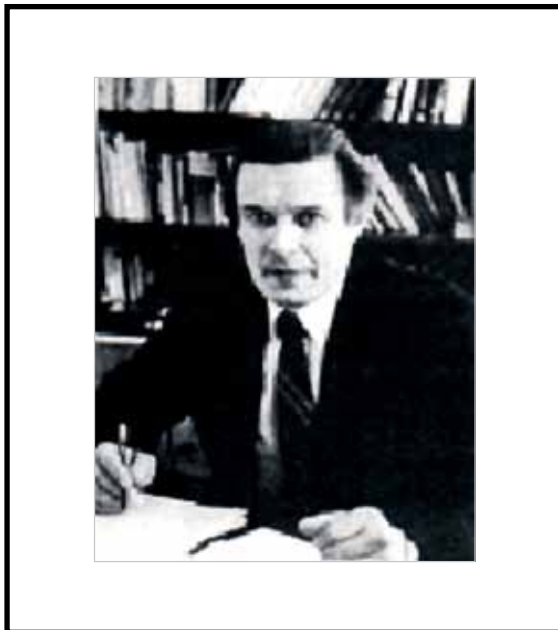
Основателю порошковой металлургии в Беларуси, талантливому ученому с мировым именем, академику НАН Беларуси, заслуженному деятелю науки и техники, лауреату Государственных премий БССР и Совета Министров СССР, доктору технических наук, профессору **Олегу Владиславовичу Роману** 21 сентября 2020 г. исполнилось бы 95 лет.

О. В. Роман родился 21 сентября 1925 г. во Владивостоке. В 1948 г. окончил Белорусский политехнический институт (БПИ, ныне Белорусский национальный технический университет — БНТУ), в 1951 г. аспирантуру Ленинградского политехнического института, затем вернулся в БПИ на кафедру «Технология металлов», которую возглавил в 1955 г., и начал работу в области порошковой металлургии. Исключительный талант О. В. Романа как ученого и организатора проявился при создании им научно-исследовательской и научно-производственной технологической базы порошковой металлургии в Беларуси, России, Индии, Китае.

В сентябре 1960 г. под руководством О. В. Романа была создана Проблемная лаборатория порошковой металлургии (ПЛПМ) при БПИ, которая явилась началом развития порошковой металлургии в Беларуси. В 1972 г. был создан Научно-исследовательский институт порошковой металлургии (НИИ ПМ); в 1976 г. НИИ ПМ был дополнен двумя СКТБ с ОП; в 1980 г. организовано Белорусское республиканское научно-производственное объединение порошковой металлургии с опытным производством (БР НПО ПМ с ОП) в составе НИИ ПМ, двух СКТБ и строящегося Молодечненского завода порошковой металлургии. На протяжении всего этого времени О. В. Роман — директор НИИ ПМ, а с 1980 г. — генеральный директор БР НПО ПМ с ОП.

О. В. Роман, являясь крупным ученым в области порошковой металлургии, внес значительный вклад в создание и развитие импульсных методов формования и компактирования керамических порошковых материалов с применением бризантных и пороховых взрывчатых веществ, используемых в качестве энергоносителя. Под руководством Олега Владиславовича и при его непосредственном участии выполнен целый ряд научных исследований: в области деформационно-пластического течения сыпучих и компактных сред под действием энергии взрыва, а также в физике и химии тепловой обработки и спекания порошковых материалов, получивших мировую известность.

Параллельно с развитием традиционной порошковой металлургии группой специалистов под руководством О. В. Романа впервые в мире были начаты исследования процессов компактирования металлических и керамических порошков и



их композиций с помощью энергии взрыва. Разработка теоретических основ формования сыпучих сред с применением импульсных нагрузок позволила создать ряд уникальных технологий и разработать гамму промышленного оборудования для их реализации. В частности, в НИИ ПМ были разработаны, а во ВНИИметмаше изготовлены гидродинамические машины с винтовым и рамным замыканием силовой камеры, работающие на пороховых энергоносителях, которые были реализованы в НИИ импульсных процессов с опытным производством, а также в РФ, Индии, Китае.

Работы по взрывному компактированию материалов в холодном и горячем состоянии с использованием бризантных взрывчатых веществ дали уникальные результаты при получении высокоплотных крупногабаритных заготовок и изделий из металлических и керамических порошковых систем. Развитие импульсных методов формования порошковых материалов в НИИ ПМ явилось важнейшим вкладом в теорию и практику высокоэнергетических методов нагружения сыпучих и компактных сред.

Под руководством О. В. Романа разработан и получил широкое применение метод поверхностной и объемной обработки — упрочнения материалов высокоскоростными потоками микрочастиц. Этот метод позволил создать технологии глубокого микролегирования и упрочнения поверхностей инструмента для горнодобывающего и другого оборудования.

На базе эффективных научных разработок, выполненных с использованием энергии взрыва при обработке порошковых и компактных материалов

(сварка взрывом), был создан НИИ импульсных процессов с опытным производством (НИИ ИП с ОП), в котором под руководством О. В. Романа начали проводиться научно-исследовательские работы в области технической керамики: конструкционной, функциональной, керамо-огнеупорной с применением импульсных (взрывных) технологий. В частности, совместно с Обнинским НПО «Технология» проводились работы по импульсному формированию радиопрозрачных конусных обтекателей ракет из керамических порошковых композиций.

Характерная черта деятельности Олега Владиславовича — доведение теоретических исследований до получения практических результатов и их внедрение в народное хозяйство. Основной идеей его целенаправленной научно-исследовательской и практической деятельности явился тезис «от научной идеи до промышленного производства продукции». На таком принципе О. В. Романом была создана отечественная научно-практическая школа обучения и защиты аспирантов и докторантов из Беларуси, России, Украины и ряда зарубежных стран. Научно-практическая школа порошковой металлургии, имея высокий научный потенциал, широко известна в международных научных кругах. Олег Владиславович представлял ее за рубежом, выступая с научными докладами на международных научных форумах и симпозиумах крупнейших на-

учных центров Австрии, Германии, Индии, Китая, США, Швеции. Международная деятельность О. В. Романа как ученого отмечена Премией Дж. Неру, орденом Дружбы народов, членством в ряде международных обществ и советов. Он один из создателей Международного центра порошковой металлургии и новых материалов в Индии. За большой вклад в развитие отечественной науки академик О. В. Роман одним из первых в Беларуси награжден медалью Франциска Скорины.

Кроме того, О. В. Роман был активным членом редакционной коллегии журнала «Порошковая металлургия» (г. Киев), республиканского межведомственного сборника научных трудов «Порошковая металлургия» (г. Минск), основанного им в 1977 г.

Начатые О. В. Романом научные исследования в области порошковой металлургии получили свое продолжение в создании инновационных керамических материалов, изделий и технологий, а на их основе мобильных производств технической керамики, занимающей пока третье место в мире по промышленному выпуску (после металлов и полимеров) и первое по финансированию на проведение научных разработок. В честь О. В. Романа — талантливого ученого с мировым именем, основоположника научно-практической школы порошковой металлургии в Беларуси и за ее пределами — институту присвоено его имя: ГНУ «Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа».

Коллективы Белорусского национального технического университета и кафедры «Порошковая металлургия, сварка и технологии материалов», филиала БНТУ «Институт повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики», НПО «Центр» НАН Беларуси, ОХП «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством» ГНУ ИПМ НАН Беларуси, Национальной академии наук Беларуси, а также редакционная коллегия журнала «Новые огнеупоры», ученики, коллеги и друзья чтят память Олега Владиславовича Романа — ЧЕЛОВЕКА – УЧЕНОГО – УЧИТЕЛЯ.



Д. т. н. **О. В. Роман**¹, **В. Т. Шмурадко**¹ (✉), д. т. н. **Ф. И. Пантелеенко**¹,
д. т. н. **О. П. Реут**¹, к. т. н. **Т. И. Бендик**¹, **Н. А. Шмурадко**¹, д. т. н. **Л. В. Судник**²,
В. И. Бородавко³, **А. Н. Кизимов**⁴, **В. В. Клавкина**⁴

¹ Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

² ОХП «НИИ импульсных процессов с опытным производством» ГНУ ИПМ НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь

³ НПО «Центр» НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь

⁴ ЗАО «ГОРМАШ» ПКП «Буровой инструмент», Белгород, Россия

УДК 666.651:669.14.18.62

ТЕХНИЧЕСКАЯ КЕРАМИКА: МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРАБОТКИ И РЕАЛИЗАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯТОРОВ РАЗНОГО НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Сформирована концепция создания электроизоляционных керамических материалов-изделий из порошковых систем, представляющих собой оксидные и неоксидные химические соединения; создан и реализован программный документ материаловедческо-технологической логики физико-химического превращения техногенного минерального сырья в электротехнические материалы-изделия разного научно-практического и конкретного технологического назначения. Рассмотрены принципиальный теоретический подход и его практические, прикладные аспекты разработки, исследования, создания термо- и химически стойких электропрочных конструктивных электроизоляционных материалов-изделий для автоматической контактной сварки трубчатых биметаллов (медь – алюминий), электронно-лучевой сварки в вакууме толстостенных крупногабаритных конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов, высокотемпературного (1050 °С) упрочнения бурового инструмента в вакуумных печах в среде диссоциированного ацетилена, в электротрансмиссиях тормозных установок карьерных самосвалов БелАЗ.

Ключевые слова: техническая керамика, керамические электроизоляторы, зонная структура, энергетический зазор (запретная зона), электронно-лучевая сварка, контактная сварка, газотермическое упрочнение, буровой инструмент.

Фундаментальные, прикладные и практические проблемы материаловедческо-технологического подхода к созданию диэлектриков-электроизоляторов из технической керамики тесно связаны с физической химией, физикой и химией твердого тела, его зонной структурой (зонной теорией), в которых энергетические (электронные) зоны каждого материала при конкретных внешних условиях строго сохраняют свою индивидуальность.

Основными определяющими характеристиками электроизоляторов являются диэлектрическая проницаемость и диэлектри-

ческие потери, электрическая прочность, а также характер частотной и температурной зависимостей этих свойств. Следует отметить, что основное большинство электротехнических свойств и характеристик диэлектриков является структурно-чувствительными и зависят от таких параметров, как химический и фазовый составы, степень кристалличности, размер кристаллов и поликристаллов, структура, пористость, и особенно от структурных факторов и их показателей на электронно-ионном, атомарно-молекулярном, кристаллохимическом и кристаллографическом уровнях.

Разработку и исследование состава, структуры и свойств конструктивных, функциональных и термо-коррозионно-стойких материалов-изделий электро- и радиотехнического назначения, оптико- и радиопрозрачных рекомендуется выполнять с позиции анализа зонной структуры используемого твердого тела и создаваемых материалов, представляющих собой индивидуальные модели энергетических



В. Т. Шмурадко
E-mail: shvt1@tut.by

спектров электронов, уровни и энергии которых группируются в свои зоны при воздействии внешних энергополей. Волновые функции электронов и ионов на атомарных уровнях начинают перекрываться, а электроны получают возможность перемещаться между атомами. Энергетические уровни атомных электронов структурно перестраиваются, образуя свои энергетические зоны, в результате чего энергетический спектр электронов превращается в энергетический (структурный) спектр проектируемого твердого тела, состоящий из зон валентности, проводимости, разделенных энергетическим зазором, называемым запретной зоной.

Весь спектр существующих электротехнических материалов делится на **металлические проводники** (валентная зона не заполнена электронами и перекрывается с зоной проводимости); **полупроводники и диэлектрики**, в которых зоны проводимости и валентные зоны разделены соответствующим энергетическим зазором (запрещенной зоной): у полупроводников она менее 3 эВ, у диэлектриков 3–10 эВ. Зонная теория квалифицирует все твердые тела, исходя из их химических и фазовых составов, структурных показателей и физико-химических механизмов получения. Твердые тела, в которых разрешенные зоны не перекрываются, причем часть из них полностью заполнена (валентные зоны), а остальные остаются пустыми (зоны проводимости), называются диэлектриками. Так как поведение конкретной физической системы — материала полностью определяется ее волновой функцией, решение уравнений Шрёдингера и Хартри – Фока с учетом трех главных волновых приближений позволяет описать все свойства разрабатываемого материала (термодинамические, физико-механические, физико-химические, электрофизические, магнитные, оптические и другие). Кроме того, можно выяснить, почему конкретная совокупность ядер (атомов) и их электронов образует кристаллическую решетку именно данного кристаллического (кристаллохимического-кристаллографического) типа (сингонии). Основная проблема зонной теории: макроскопический образец твердого тела содержит $\sim 10^{23}$ взаимодействующих частиц, следовательно, и волновая функция этой системы зависит от такого же числа переменных и уравнений, которые практически решить очень сложно [1].

Кроме того, проблемными задачами физики зонной теории являются разработка и реализация адекватных логистических системно-дифференцированных блок-схем создания новых материалов и соответствующих им объективно формализованных физико-химических процессов, механизмов структурной инженерии таких материалов в физико-математические модели. Решение этих моделей позволит получить наи-

более объективные интерпретации физических, физико-химических зависимостей и рассчитать на их основе термодинамические, физические, физико-химические, электрофизические и другие свойства проектируемых материалов в зависимости от характера и условий внешнего воздействия температурных, силовых, механических, электрических, электромагнитных и других полей.

Прикладной аспект исследования.

Этот аспект состоит в разработке системно-дифференцированной логистической блок-схемы проектирования, получения и исследования химических и фазовых составов. Эти составы формируют системно-дифференцированный комплекс свойств конструкционно-функциональных материалов-изделий электротехнического назначения на основе оксидных композиций (Al_2O_3 , MgO , SiO_2 , ZrO_2 и др.) с ионными и ионно-ковалентными химическими связями и бескислородных химических соединений (нитридов, боридов, карбидов и их композиций) с ковалентной химической связью.

Классификация и реализация разрабатываемых электротехнических материалов, работающих в режиме электрических, тепловых и других полей, выполняется согласно сформированному в них комплексу определяющих свойств. Так, электроизоляторы для постоянных, переменных, сильных, средних и слабых электрических полей имеют следующую тенденцию развития определяющих свойств: $E_{\text{пр}} \rightarrow \max$ – электрическая прочность; $\rho \rightarrow \max$ – удельное сопротивление; $\lambda \rightarrow \max$ – теплопроводность; $\alpha \rightarrow \min$ – ТКЛР; $\varepsilon \rightarrow \text{const}$ – диэлектрическая проницаемость определенного значения; конструкционные диэлектрики для переменных, СВЧ и слабых электрических полей формируются со следующим комплексом свойств: $\varepsilon \rightarrow \text{const}$; $\text{tg}\delta \rightarrow \min$; $\lambda \rightarrow \max$; $\alpha \rightarrow \min$ [2].

При разработке (проектировании, создании и исследовании) электротехнических материалов-изделий, эксплуатируемых при нормальных и повышенных температурах, в электрических полях особенно высокой напряженности, необходимо формировать химическую и структурно-фазовую стабильность. Эта стабильность исключит протекание вероятных фазовых изменений и физико-химических процессов в материале при его эксплуатации на уровне таких свойств, как электропроводность (для диэлектриков из кислородных и бескислородных химических соединений) она составляет 10^{-15} – 10^{-8} См/м) и электрическая прочность. В материале при этом происходит ударная ионизация атомов диэлектрика электронами проводимости, ускоренными электрическим полем, что в экстремальных случаях может привести к электрическому пробое. Тепловой пробой возникает при разогреве диэлектрика (вплоть до состояния плавления) протекающим по нему электрическим током.

При проектировании электроизоляторов обязательно учитывают внешние факторы, вызывающие или тепловой, или электрический механизм пробоя. Тепловой пробой характерен для диэлектриков, работающих при повышенных температурах. Для комнатной температуры создаются диэлектрики проводимостью 10^{-11} – 10^{-6} См/м. Для материалов с уровнем проводимости порядка 10^{-11} – 10^{-6} См/м (при повышенных температурах) характерен тепловой механизм пробоя. Материалы проводимостью 10^{-15} – 10^{-13} См/м разрабатываются для эксплуатации в условиях возможного электрического механизма пробоя [2].

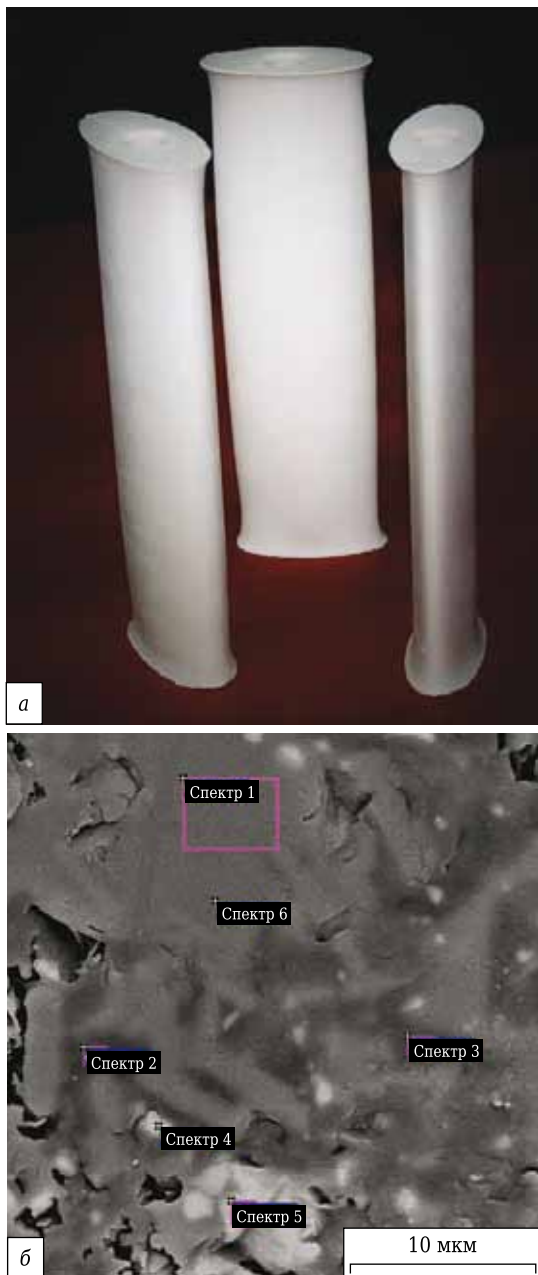


Рис. 1. Электроизоляторы для тормозных электротрансмиссий УВТР 2х750 карьерных самосвалов БелАЗ (а) и их структура (б)

Практический аспект исследования.

Разработаны методы, методики, законы и закономерности формирования высокоплотных (вакуум-плотных) электроизоляторов из порошков разных фазовых и фракционных составов путем их помола, гранулирования, прессования, тепловой обработки и спекания. Изучены насыпная плотность и плотность утряски утряски разных порошковых композиций на основе Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , ЧСЦ ZrO_2 и др. Согласно эксперименту получены аналитические аппроксимации насыпной плотности и плотности утряски порошков от их фракционного состава, давления прессования и режимов спекания [3–8]. Разработаны, исследованы и испытаны вакуум-плотные материалы-изделия — электроизоляторы на основе композиций Al_2O_3 , $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, Al_2MgO_4 , ЧСЦ ZrO_2 , $2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{MgO} \cdot 5\text{SiO}_2$.

Текущее состояние проблемы. Сегодня создание термостойких электротехнических керамических материалов-изделий с высокой прочностью на электропробой при повышенных температурах представляет определенный технический интерес для вакуумного оборудования (вакуумных печей), авто-, авиа- и ракетостроения при разработке и производстве свечей зажигания нового поколения и особенно при создании технологий электронно-лучевой сварки в вакууме крупногабаритных толстостенных (50–100 мм) элементов конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов (НПО «Центр», г. Минск).

Настоящее исследование является продолжением работ по созданию отечественных импортозамещающих электроизоляционных материалов, технологий и изделий, реализованных при комплектации электротрансмиссий тормозных установок УВТР 2х750 карьерных самосвалов БелАЗ [9–11] (рис. 1); автоматов высокоскоростной контактной сварки биметаллических трубчатых элементов (медь–алюминий) [12–14] (рис. 2, 3); оборудования вакуумной электронно-лучевой сварки конструкций из алюминиевых сплавов (рис. 4); вакуумных печей высокотемпературного (1050 °С, 10,5 ч) газотермического упрочнения бурового инструмента в среде диссоциированного ацетилена (рис. 5, 6).

Методической особенностью создания эффективных и конкурентоспособных конструкционных керамических материалов-изделий электротехнического назначения, способных работать одновременно в режиме различных нагрузок, является комплексный логистический подход к разработке, анализу и реализации физико-химических процессов и механизмов превращения исходных и текущих структурно-фазовых уровней и свойств перерабатываемых техногенных порошковых композиций в конструкционные электротехнические материалы-изделия с планируемым набором соответствующим

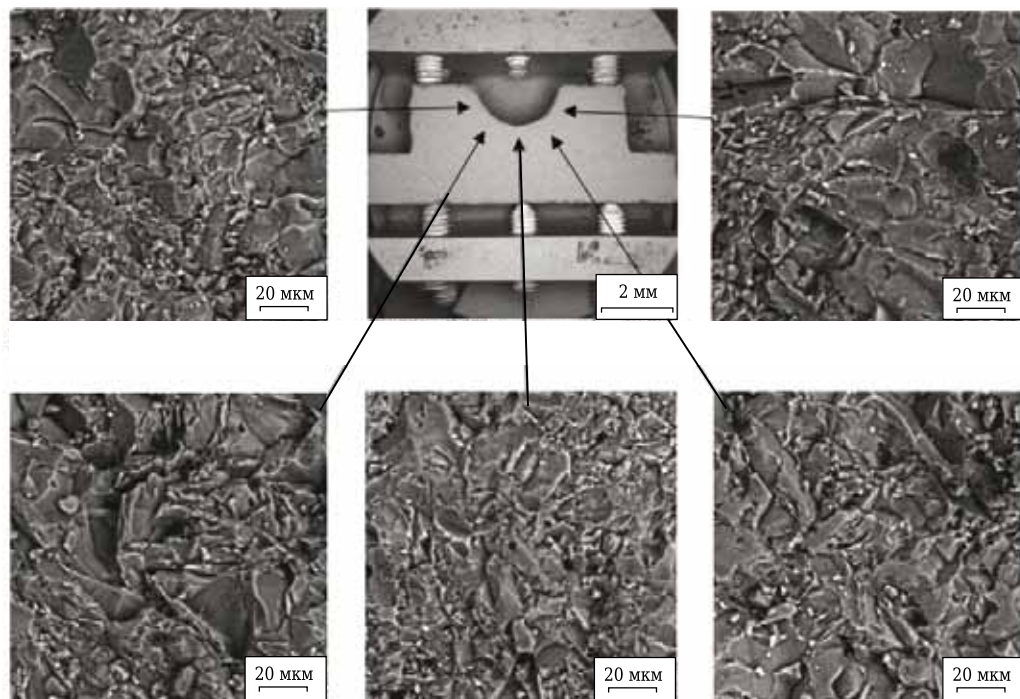


Рис. 2. Структура электроизолятора для сварки трубчатых биметаллических элементов

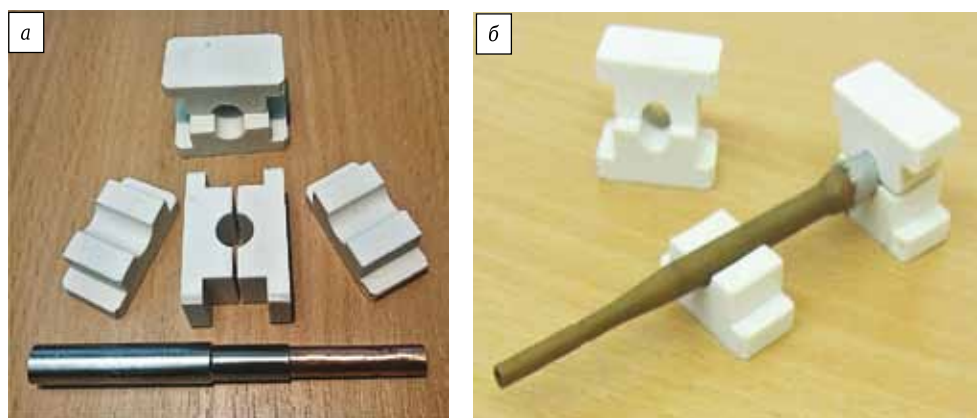


Рис. 3. Электроизоляторы для установок автоматической контактной сварки трубчатых элементов медь – алюминий

щих структурных уровней и свойств, способных практически одновременно выдерживать и рассеивать механические и термомеханические напряжения, выдерживая при этом электрические.

Для оперативного выполнения научно-исследовательских работ (НИР), снижения финансово-временных затрат на стадиях материаловедческо-технологической разработки и подготовки инновационных производств к выпуску электротехнической керамики применялась информационно-аналитическая логистика обеспечения НИР, состоящая из этапов информационной подготовки к проведению НИР, текущей информационной поддержки при проведении и завершении НИР, а также из аналитической оценки актуальности и дальнейшей полезности применения полученной информации для выполнения НИР, созданной в виде соответствующих баз, банков данных и информационных систем. Такая



Рис. 4. Электроизолятор вакуумной установки электронно-лучевой сварки толстостенных элементов (50–100 мм) из высокопрочных алюминиевых сплавов (комплектующая электронно-лучевой пушки ЭЛА 30/60)

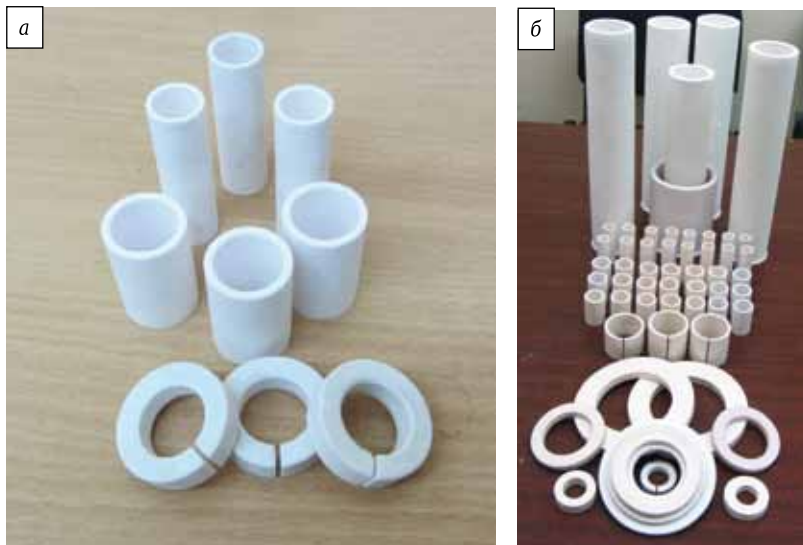


Рис. 5. Высокоплотные электроизоляторы для вакуумных печей высокотемпературного газотермического упрочнения бурового инструмента в диссоциированном ацетилене



Рис. 6. Вакуумная печь для высокотемпературного газотермического упрочнения бурового инструмента. Масса загрузки 2 т; среда — диссоциированный ацетилен; фирма-изготовитель Irsop, Германия; периодически комплектуется электроизоляторами (см. рис. 5)

концепция информационно-аналитического обеспечения в упрощенном виде представляет собой обобщенную схему создания и применения информационных технологий в керамическом материаловедении, в создании технологических разработок и организации на их основе эффективных инновационных производств [6, 7].

Согласно сравнительному анализу проблем и условий получения и эксплуатационного разрушения термоэлектропрочных материалов-изделий разработаны материаловедческие критерии создания структурной прочности в электротехнических материалах: с позиции диссипативных элементов структур (ДЭС) и их зонной структуры, что технологически формируется на разных структурных уровнях: атомарно(ионно)-электронно-молекулярном,

кристаллохимическом-кристаллографическом, микро- и макроразмерном, включая соответствующие им структурные дефекты — точечные, дислокации, линейные и их комбинации. Это позволяет проанализировать механизмы диффузионно-вязкопластической деформации керамических материалов-изделий, получаемых при тепловой обработке и спекании, и установить при этом условия и механизмы структурно-фазовых превращений, стабилизирующих их термостойкость и электропрочность [1, 2, 6, 9, 15, 16].

Термопрочность, являясь комплексной характеристикой материалов, изучалась с позиции физико-химической природы и энергетического состояния кристаллической решетки; типа химической связи ионов в решетке (ионной, ковалентной, ионно-ковалентной); фазового состава; кристаллографических параметров фаз; геометрических размеров и формы испытываемого материала-изделия; условий и параметров внешнего воздействия (температуры, механической нагрузки, среды, цикличности и др.).

Наиболее реализуемыми теориями при аналитической оценке термопрочности электротехнической керамики являются критерии максимальных напряжений — энергетический и статистический [15]. Например, при разработке и оценке термостойких электроизоляционных материалов-изделий применяли критерий максимальных напряжений, который наиболее объективен при установлении взаимосвязи термостойкости и электропрочности с температурными и атмосферными условиями работы электроизоляторов в электротрансмиссиях (от -50 до $+1000$ °C, высокая влажность), в сварочном оборудовании и электропечах с восстановительными средами [9].

Установлено, что на эффективную термостойкость материалов в зависимости от их фазового состава влияет фрагментарная (микротрещиноватая) структура, которая, в частности, формируется в оксидной матрице добавками из ZrO_2 и некоторыми другими. К фазам, повышающим одновременно термостойкость и электрическую прочность на пробой, относят алюмомагнезиальную шпинель $MgAl_2O_4$, муллит $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, циркон $ZrSiO_4$, кордиерит $2MgO \cdot 2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$; на их основе разработаны составы термостойких электроизоляционных материалов [9].

Методология и материалы исследования, физико-химические принципы струк-

турной инженерии электроизоляционных материалов-изделий. Разработку, исследование и создание конкретных керамических материалов-изделий выполняли по программно-методической формуле «химический и фазовый состав – иерархия структурно-фазовых уровней – свойства» – «материал» – «технология» – «электротехнический термостойкий электродупропрочный материал-изделие» – «устройство» – «надежность – долговечность» – «инновационное производство» [1, 8, 10]. В качестве исходного техногенного сырья применяли порошки Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , ZrO_2 , нитриды, бориды и другие синтезируемые на их основе химические гетеросистемы, твердые растворы с электрической проводимостью менее 10^{-4} См/м при 1000°C и заданной эффективной термо- и электропрочностью.

В современном керамическом материаловедении наиболее эффективными методами исследования внутренней структуры материалов являются оптическая и рентгеновская спектроскопия, дифрактометрия, ИК-спектроскопия и спектроскопия комбинационного рассеяния, а также реализация информативной рентабельности физико-химических методов анализа и контроля фазовых превращений [1]. Контроль текущих фазовых превращений в оксидных системах, и в частности при синтезе кордиерита, муллита, алюмомагнезиальной шпинели, циркона и других оксидных комплексов, выполняли при проведении качественного и количественного анализов химического и фазового составов материала, типа твердых растворов, их структурных уровней и объемного распределения, степени и характера дефектности. С позиций коллоидной химии, микроанализа, физической химии (химической термодинамики и кинетики), физико-химического анализа изучали механизмы последовательного перераспределения химических элементов и фаз в исходных, текущих и вновь образующихся керамических структурно-фазовых системах, на стадиях трибохимического жидкостного размола, прессования, тепловой обработки и спекания материалов. Определенный интерес для дальнейшего развития методов создания, контроля и анализа широкого ряда создаваемых фаз, формирующих конструкционные, функциональные, керамо-огнеупорные и другие материалы, представляют исследования их электронной структуры с помощью рентгеновской и рамановской спектроскопии [16].

На данном этапе исследований образующиеся структурные комплексы в керамических электроизоляционных материалах-изделиях изучали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) VEGA II LMU (Tescan, Чехия) в режиме низкого вакуума с использованием детектора обратно отраженных электронов

(BSE-детектора) без предварительного нанесения токопроводящего покрытия на исследуемую поверхность образца. Химический состав материалов оценивали на энергодисперсионном спектрометре INCA Energy 350 (OXFORD Instruments Analytical, Англия), входящем в состав СЭМ VEGA II LMU, в режиме низкого вакуума с использованием BSE-детектора для формирования исходного электронного изображения. Кроме того, структурно-фазовые конструкции создаваемых материалов дублировали и изучали с применением оптической микроскопии, электротехнические характеристики определяли на измерителе иммитанса модели E7-20, деформационные свойства — на установке Tinius Olsen (Великобритания), термостойкость материалов-изделий — по методике термоциклирования в режиме нагрев – охлаждение (1000°C – проточная вода).

Например, основными положениями и принципами, обеспечивающими создание электротехнических материалов-изделий — диэлектриков для автоматической сварки трубчатых биметаллов, являются:

- термодинамическая и физико-химическая устойчивость диэлектриков к высоким и низким перепадам температур как в вакууме, так и в кислородосодержащих, нейтральных и восстановительных газовых средах;

- долгосрочная устойчивость материала – диэлектрика – изделия к кратковременным периодическим комплексным механоэнергетическим нагрузкам, вызывающим тепловое пластическое течение биметаллической пары (трубчатой конструкции) при ее ударном сжатии и деформировании в сварочном узле (через керамическую пару электроизоляторов с полуцилиндрическими рабочими зонами, см. рис. 3);

- обязательное сочетание в проектируемом материале-изделии электроизолятора (см. рис. 2, 3) необходимых уровней прочностных свойств, способных циклически выдерживать в процессе сварки периодически возникающие механические, термические и электротехнические нагрузки в диапазоне рабочих температур $550\text{--}1200^\circ\text{C}$, которые устанавливаются в зависимости от марки свариваемых материалов.

При достижении и реализации в разрабатываемых материалах-изделиях заданных качественных и количественных уровней свойств за основу базового техногенного сырья был принят глинозем, образующий химические соединения, твердые растворы и другие комплексы с такими оксидами, как MgO , SiO_2 , CaO , ZrO_2 , Y_2O_3 , B_2O_3 , BaO . При этом в материалах формируется преимущественно ионный тип химической связи с ионно-электронной проводимостью [2, 9, 11, 14, 16]. Управление электротехническими и термомеханическими параметрами в создаваемых материалах до-

стигалось структурированием алюмооксидной матрицы с применением таких фазовых сочетаний, как $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--MgAl}_2\text{O}_4$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ ЧЦЦ (Y_2O_3 , MgO , CaO), $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrSiO}_4$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--BaAl}_2\text{SiO}_8$ и др.

Процесс формирования физико-механических, электротехнических, термостойких и других свойств в синтезируемых материалах начинается на этапах подбора исходных структурно-фазовых комплексов, установления вероятных структурно-фазовых превращений на материаловедческо-технологических стадиях создания активированных высококонцентрированных керамических вяжущих суспензий (АВКВС) и литейных шликеров. В данном случае получение и стабилизация реотехнологических свойств керамических суспензий, шликера, шликерных отливок, а на их основе гранулированных порошковых структур связаны с текущими химическими и фазовыми превращениями в исходном составе порошков, с последовательными физико-химическими процессами, протекающими между образующимися метастабильными коллоидными и трибохимически обработанными микрокристаллическими частицами, при жидкостном механохимическом размоле; последние, кинетически разобшаясь при жидкостном размоле, консолидируются при шликерном получении отливок.

При статическом и изостатическом прессовании заготовок из гранул, полученных из шликерных отливок, прочность прессовок формируется за счет оловых связей — кислородных мостиков, образующихся между ионами металла и создающих твердые негидратирующиеся водостойкие тела с высоким структурным энергонасыщением. Текущую прочностную функцию материалов на основе АВКВС при «холодном» твердении, а затем и при тепловой обработке выполняет коллоидный компонент, состоящий из частиц размерами 0,1–0,5 мкм. При этом практически одновременно в материалах происходит последовательная структурная самоорганизация физико-химических, физико-механических и других свойств на кристаллохимических, кристаллографических, ультрадисперсных и макроразмерных уровнях [9, 17].

При создании электротехнических керамических материалов с заданным уровнем свойств на стадиях получения АВКВС были разработаны и реализованы принципы [9], включающие высокую объемную концентрацию твердой фазы АВКВС ($C_v = 0,75 \div 0,8$) и повышенную температуру (до $+75^\circ\text{C}$) дисперсионно-дисперсной системы; оптимальные уровни дисперсности: содержание частиц коллоидного компонента $C_{к.к}$ размерами 0,1–0,5 мкм составляет 1–5 %, зерновой состав микрозаполнителя, мас. %: фракции (0,2–0,5) – 10 мкм 25–35, 10 – 100 мкм 60–70; оптимальные уровни условной и эффективной вязкости

суспензий; высокие значения электрокинетического потенциала (например, для муллитокорундовой суспензии значение ζ -потенциала составило $-95 \div -110$ мВ); оптимальное время стабилизации (9–11 ч); окружная скорость механического гравитационного перемешивания АВКВС из оксидных композиций кордиеритового, алюмосиликатного, муллитокорундового, шпинельного и других составов $50\text{--}240\text{ с}^{-1}$ [5, 8].

В рамках проведенного исследования были созданы суспензии, литейные шликера, шликерные отливки, гранулы, из которых изготавливали экспериментальные образцы как шликерным литьем, так и прессованием гранул. При этом неспеченные муллитокорундовые материалы имели пористость 20–39 %, кажущуюся плотность $2,3\text{--}2,9\text{ г/см}^3$, $\sigma_{сж}$ 10,9–39,2 МПа, $\sigma_{изг}$ 6,6–27,3 МПа; увеличение $\sigma_{изг}$ прессовок связано с ростом адгезионно-когезионной связи коллоидных частиц между собой и с поверхностью трибохимически обработанных зерен микро- и макрозаполнителя. Связи формировались через диоловые мостики между ионами металла; при этом число возникающих адгезионно-когезионных связей увеличивается при росте давления прессования и плотности материала заготовок, что создает повышенную объемную межзеренную когезионную прочность. В итоге это приводит к контактно-конденсационному механизму твердения и упрочнения материала заготовок за счет полимеризующихся структур через оксоструктуры при помощи полярных ковалентных и побочных донорно-акцепторных связей [17].

Введение в состав полидисперсного муллитокорундового материала ультрадисперсных структур из коллоидного муллита стехиометрического состава с размерами частиц менее 1 мкм в количестве до 10 мас. % позволило улучшить реотехнологические свойства шликера, шликерных отливок, гранулированных пресс-порошков и материалов-изделий в целом. Установлено преимущество сухого изостатического формования изоляторов из самотвердеющих масс по отношению к шликерному литью. Однако шликерный метод не теряет своих достоинств при изготовлении средне- и крупногабаритных изделий, имеющих сложную геометрическую форму, обеспечивая при определенных реотехнологических свойствах шликера высокоплотную (до 80–93 %) упаковку частиц в отливках [6, 9, 15, 17].

По данным микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализов образцов из самотвердеющих масс после их тепловой обработки и спекания, в разработанном полидисперсном муллитокорундовом материале на границах зерен исходного муллита обнаружен синтезированный при $850\text{--}1200^\circ\text{C}$ первичный и перекристаллизованный при $1300\text{--}1420^\circ\text{C}$ вторичный муллит. Эти два вида муллита

упрочняют структуру материала и расширяют температурные интервалы его спекания и службы [6–15]. Разработанные на основе муллитокорунда материалы (ρ 2,33–3,15 г/см³, $\sigma_{сж}$ 321–580 МПа, $\sigma_{изг}$ 99–140 МПа, $R_{1000}^{\circ\text{C-вода}}$ > 93 теплосмен) были использованы для получения термостойких электроизоляторов, огнеупорных воронок для розлива алюмомагниевого расплава, тиглей для плавки и литья сплавов при 1450–1600 °С, термостойких конструкционных материалов-изделий для машиностроения. На базе подобных материалов проводили исследования и разработку электроизоляторов свечей зажигания нового поколения для авто-, авиа- и ракетостроения [3, 4, 9].

Проанализированы условия и принципы, вызывающие термо- и электроразрушение, а также конкретизированы условия, процессы и механизмы, приводящие к этому разрушению, что в итоге позволило улучшить эксплуатационные показатели разрабатываемых (синтезируемых) материалов-изделий. Установлено, что в основе термического разрушения лежат процессы и механизмы, вызывающие в материале напряжения I рода, или термические, формируемые градиентом температур, и напряжения II рода, или микроструктурные, вызываемые анизотропией ТКЛР и перестройкой структуры [10, 13, 15]. С помощью компьютерного моделирования проведены численные расчеты температурных полей и термонапряжений, возникающих в материале двухслойных стаканов-дозаторов промежуточных ковшей МНЛЗ [5].

Разработку, исследование и изготовление материалов-изделий из технической керамики разного научно-практического назначения выполняли с позиции методологической системно-дифференцированной блок-схемы, объединяющей «состав – структуру – свойство» – «заданный материал» – «разрабатываемые технологии» – «изделия» – «инновационные производства», обеспечивая тем самым формирование, развитие и реализацию материаловедческо-технологической логики. Ее принципы, подходы и этапы минимизируют финансово-временные затраты и потери при выполнении НИР, повышают их научно-практическую эффективность и достигаемую результативность при разработке и создании новых материалов – изделий – производств.

Базовой основой формирования и развития материаловедческо-технологической логики являются фундаментальные и прикладные науки: физика и химия твердого тела, физическая химия, физико-химический анализ, анализ фазовых диаграмм состояния, физико-химические процессы и механизмы структурной инженерии — структурирования и разрушения создаваемых (электроизоляционных) материалов-изделий, а также проблемы их

диагностики и анализа, включая механизмы компьютерного моделирования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен теоретический анализ критериев термостойкости, электрической прочности и механизмов разрушения технической керамики с позиции физики твердого тела, зонной структуры и физико-химических процессов и механизмов структурной инженерии. Проанализированы механизмы разрушения материалов при термодарах и в электрических полях разной напряженности. Изучены процессы и механизмы структурирования и синтеза кордиерита, муллита, циркона и кордиерито-муллито-корундово-цирконовых композиций.

Созданы термостойкие электроизоляционные материалы на основе оксидных систем с диссипативными элементами структур (ДЭС), способными рассеивать (не разрушаясь) периодические механические, термические и электрические нагрузки в материалах на атомарно-ионно-электронно-молекулярных, кристаллохимических-кристаллографических (фазовых) и нано-, микро-, мезо- и макроразмерных структурных уровнях.

Сформулирована и реализована концепция создания ДЭС в керамических материалах, в которых химический и фазовый составы, иерархия структурных уровней и их дефектность определяют свойства синтезируемого термостойкого электроизоляционного материала, а разработанные на материаловедческом уровне физико-химические процессы и механизмы структурной инженерии позволяют создавать технологии получения конструкционных термостойких материалов-изделий электротехнического назначения. К ним, в частности, относятся электроизоляторы, работающие в электротрансмиссиях УВТР 2х750 тормозных устройств карьерных самосвалов БелАЗ; в автоматах контактной сварки трубчатых биметаллов; в установках электронно-лучевой вакуумной сварки толсто-стенных высокопрочных алюминиевых сплавов; в вакуумных печах высокотемпературного газотермического упрочнения бурового инструмента в среде диссоциированного ацетилена.

Полученные результаты исследований в дальнейшем позволят на сформированной материаловедческой базе создавать широкий спектр конструкционных электроизоляционных и других материалов-изделий из технической керамики разного научно-практического назначения, используя при этом разработанные программно-методические системно-дифференцированные блок-схемы материаловедческо-технологического структурирования и превращения минерального сырья в заданные керамические объекты.

Библиографический список

1. Неорганическое материаловедение. Энциклопедическое издание. В 2 т. Т. 1 ; под ред. Г. Г. Гнесина, В. В. Скорохода. — Киев : Наукова думка, 2008. — 1152 с.
2. **Гнесин, Г. Г.** Спеченные материалы для электро-техники и электроники : справ. изд. / Г. Г. Гнесин, В. А. Дубок, Г. Н. Братерская [и др.]. — М. : Металлургия, 1981. — 344 с.
3. **Shmuradko, V. T.** Directed synthesis of multilayer structures in ceramic and refractory technology / V. T. Shmuradko, O. V. Roman, I. V. Fomichina // *Refract. Ind. Ceram.* — 2007. — Vol. 48, № 3. — P. 189–196.
4. **Шмурадко, В. Т.** Направленный синтез многослойных структур в технологии керамики и огнеупоров / В. Т. Шмурадко, О. В. Роман, И. В. Фомихина // Новые огнеупоры. — 2007. — № 6. — С. 73–81.
5. **Roman, O. V.** Scientific and practical approaches to creating ceramic refractory materials and technology / O. V. Roman, F. I. Panteleenko, O. P. Reut [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2011. — Vol. 51, № 5. — P. 334–342.
6. **Роман, О. В.** Научно-практические подходы к созданию керамо-огнеупорных материалов и технологий / О. В. Роман, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут [и др.] // Новые огнеупоры. — 2010. — № 9. — С. 17–27.
7. **Шмурадко, В. Т.** Расчет температурных полей двухслойного изделия : тез. докл. Международной конф. огнеупорщиков и металлургов (31 марта - 1 апреля 2011 г., Москва) / В. Т. Шмурадко, О. В. Роман, Ф. И. Пантелеенко, А. В. Дроздов // Новые огнеупоры. — 2011. — № 3. — С. 41.
8. Разработка физико-химических основ технологии получения термо- и химически стойких к расплавам материалов и изделий на основе модифицированного оксида алюминия с использованием изостатического прессования : отчет о НИР (закл.) : ИПК и ПК БНТУ ; науч. рук. О. П. Реут, отв. исп. В. Т. Шмурадко [и др.]. — Минск, 2015. — 64 с.
9. Разработка высокопрочных триботехнических материалов на основе корунда, модифицированного оксидами редкоземельных элементов, и технологических основ создания эффективных материалов и изделий на уровне мобильных конкурентоспособных производств : отчет о НИР (закл.) : ИПК и ПК БНТУ ; науч. рук. Н. А. Руденская, отв. исп. В. Т. Шмурадко [и др.]. — Минск, 2015. — 76 с. — № ГР 20141700.
10. **Шмурадко, В. Т.** Материаловедческие принципы и технологические решения разработки, создания и применения износостойких корундовых материалов-изделий для механизмов подземной проходки грунтов и производства металлокорда / В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут [и др.] // Сборник МНТК «Новые технологии и материалы, автоматизация производства». — Брест, 2–3 ноября 2016 г. — С. 109–111.
11. Разработка термостойких электроизоляционных материалов, технологии получения на их основе функциональных изделий, работающих в узлах машин и механизмов в режиме статических-динамических на-

грузок и резких градиентов температур : отчет о НИР (закл.) : НИЧ БНТУ ; науч. рук. Ф. И. Пантелеенко, отв. исп. В. Т. Шмурадко [и др.]. — Минск, 2015. — 126 с.

10. **Шмурадко, В. Т.** Принципы создания термостойких электроизоляционных изделий для карьерных самосвалов БелАЗ : тез. докл. Международной конф. огнеупорщиков и металлургов (1–2 марта 2016 г., Москва) / В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут, М. О. Степкин // Новые огнеупоры. — 2016. — № 3. — С. 19, 20.

11. **Shmuradko, V. T.** Physicochemical processes and mechanism for preparing Belaz quarry dumper truck heat-resistant electrical insulators / V. T. Shmuradko, F. I. Panteleenko, O. P. Reut [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2016. — Vol. 57, № 6. — P. 614–617.

12. **Шмурадко, В. Т.** Физико-химические процессы и механизмы получения термостойких электроизоляторов для карьерных самосвалов БелАЗ / В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут [и др.] // Новые огнеупоры. — 2016. — № 11. — С. 48–51.

13. **Шмурадко, В. Т.** Электроизоляционные материалы для автоматической сварки трубчатых биметаллов : тез. докл. Международной конф. огнеупорщиков и металлургов (10–20 марта 2017 г., Москва) / В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут [и др.] // Новые огнеупоры. — 2017. — № 3. — С. 64.

14. **Shmuradko, V. T.** Electricinsulating materials-products for welding equipment / V. T. Shmuradko, F. I. Panteleenko, O. P. Reut [et al.] // *Refract. Ind. Ceram.* — 2018. — Vol. 58, № 6. — P. 693–696.

15. **Шмурадко, В. Т.** Электроизоляционные материалы-изделия для сварочного оборудования / В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут [и др.] // Новые огнеупоры. — 2017. — № 12. — С. 71–74.

16. **Шмурадко, В. Т.** Особенности получения термоударопрочных электроизоляционных материалов-изделий для сварочного оборудования / В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут [et al.] // Сборник Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии». Витебск, Беларусь, 22–26 мая 2017 г. — С. 57–59.

17. **Стрелов, К. К.** Теоретические основы технологии огнеупорных материалов / К. К. Стрелов. — М. : Металлургия, 1985. — 480 с.

18. **Стрекаловский, В. Н.** Оксиды с примесной упорядоченностью: состав, структура, фазовые превращения / В. Н. Стрекаловский, Ю. М. Полежаев, С. Ф. Польгуев. — М. : Наука, 1987. — 160 с.

19. **Пивинский, Ю. Е.** Керамические вяжущие и керамобетоны / Ю. Е. Пивинский. — М. : Металлургия, 1990. — 272 с.

Получено 13.07.20

© **О. В. Роман**, В. Т. Шмурадко, Ф. И. Пантелеенко, О. П. Реут, Т. И. Бендик, Н. А. Шмурадко, Л. В. Судник, В. И. Бородавко, А. Н. Кизимов, В. В. Клавкина, 2020 г.

Д. т. н. Ю. Е. Пивинский¹ (✉), к. т. н. В. А. Дороганов², к. т. н. Е. А. Дороганов²

¹ ООО «НВФ «Керамбет-Огнеупор», Санкт-Петербург, Россия

² ФГБОУ ВО «Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова», Белгород, Россия

УДК 666.974.2:666.76

БЕСЦЕМЕНТНЫЕ ОГНЕУПОРНЫЕ БЕТОНЫ. Часть 6. Сопоставительная оценка природных (глины) и искусственных керамических вяжущих (ВКВС)*

Проведена сопоставительная оценка искусственных (на основе высококонцентрированных керамических вяжущих суспензий — ВКВС) и природных (на основе глин и каолинов) керамических вяжущих подобного состава. Анализ их свойств и характеристик показывает как их значительное подобие, так и существенное различие. Как и у ВКВС, вяжущие (прочностные) свойства глин и каолинов определяются содержанием в них частиц коллоидной дисперсности и наночастиц. В отличие от ВКВС глины и каолины характеризуются значительным содержанием химически связанной воды, высокой водопотребностью формовочных систем резкой отличающейся (на порядок и выше) усадкой при сушке. Если вяжущие на основе глин рассматривать с позиции классификации ВКВС, то по химическому составу их можно отнести к кислотно-амфотерным (как и материалы на основе шамота). Однако по показателям химически связанной воды, объемной концентрации суспензии они ближе к ВКВС амфотерного и основного составов. Добавки огнеупорных глин и каолинов весьма эффективны при получении керамобетонов.

Ключевые слова: огнеупорные бетоны, ВКВС, глины, каолины, наночастицы, частицы коллоидной дисперсности, природные и искусственные керамические вяжущие, вяжущие свойства.

В публикациях 1990 г. [1–3] применительно к технологии бесцементных огнеупорных бетонов отмечено, что уже на тот период было разработано много типов ВКВС алюмосиликатного состава на основе шамота с разным содержанием Al_2O_3 . Между тем многие глинистые минералы, в том числе используемые при получении шамота в огнеупорной промышленности, широко применяют в качестве связующих материалов, в частности при получении вибролитых тиксотропных огнеупорных масс [4, 5]. В отличие от искусственных керамических вяжущих на основе ВКВС глины могут считаться природными керамическими вяжущими. Известно, что вяжущие свойства глин определяются в основном минеральным составом, размером и формой кристаллов глинистых минералов, разными примесями, природой обменных ионов.

Анализ литературных данных, приведенных в публикации [1], показывает, что показатели прочности и пористости полуфабриката на основе разнообразных глинистых материалов, как и в случае ВКВС, определяются содержанием в них фракций коллоидной дисперсности ($< 0,1\text{--}0,5$ мкм). Обработка табличных данных статьи [6] по дисперсности исходных глин и каолинов 15 типов, а также характеристик полуфабриката (вяжущего) на их основе показывает (рис. 1), что в данном случае проявляется рассмотренная для ВКВС закономерность повышения прочности отливок и снижения их пористости по мере роста в исходном материале содержания коллоидно-дисперсных частиц. Аналогично из рис. 2, построенного по табличным данным статьи [7], следует вполне удовлетворительная зависимость показателей прочности и пористости отливок от содержания в исходных глинах монтмориллонита, характеризующегося в основном коллоидной дисперсностью.

В статье [8] приведены данные по детальному исследованию 70 типов глин и каолинов Германии и ряда зарубежных месторождений. Исходные материалы характеризовались широким интервалом значений как удельной поверхности $S_{уд}$ (от 0,5 до 90 $см^2/г$), так и $\sigma_{изг}$ (от 0,2 до 9,4 МПа). На рис. 3 [8] показано влияние толщины кристаллов изученных глин и каолинов на $\sigma_{изг}$ образцов на их основе. Видно, что при уменьшении h от 200 до 10 нм $\sigma_{изг}$ увеличивается почти

* Продолжение. Части 1–5 статьи опубликованы в журнале «Новые огнеупоры» в № 9 и 11 за 2019 г., № 1, 3 и 7 за 2020 г.



Е. Ю. Пивинский
E-mail: pivinskiy@mail.ru

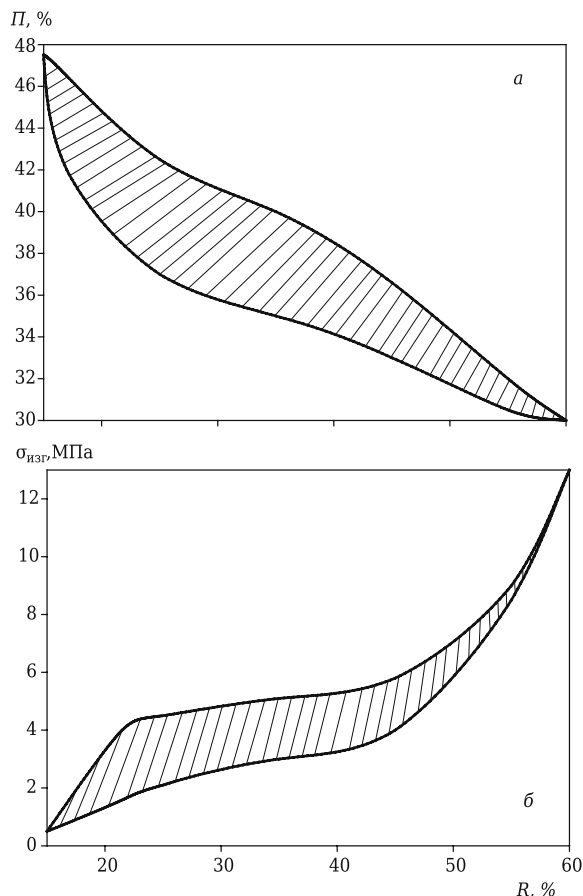


Рис. 1. Области значений пористости P (а) и предела прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ (б) высушенных образцов на основе 15 видов глин и каолинов в зависимости от содержания R в них частиц размерами менее 0,5 мкм

в 50 раз. При этом резкий рост $\sigma_{изг}$ характерен при уменьшении толщины h от 50 до 10 нм. Из рис. 4 следует, что при повышении $S_{уд}$ глин и каолинов от 0,5 до 90 см²/г $\sigma_{изг}$ образцов на их основе также увеличивается, как и на рис. 3.

Одним из факторов, существенно влияющих на $\sigma_{изг}$ образцов, является их пористость или относительная плотность $\rho_{отн}$ (рис. 5). Видно, что в

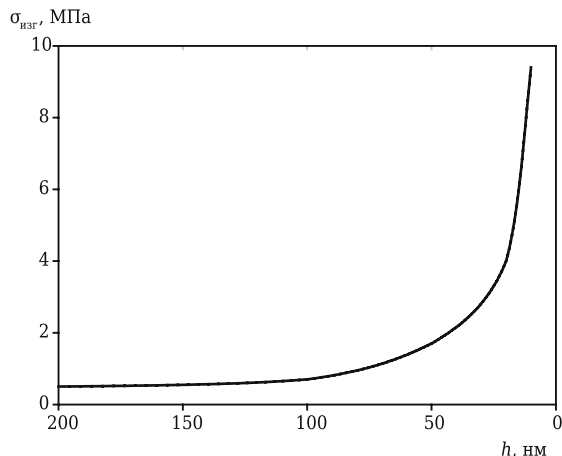


Рис. 3. Влияние толщины h кристаллов глин и каолинов на $\sigma_{изг}$ образцов на их основе

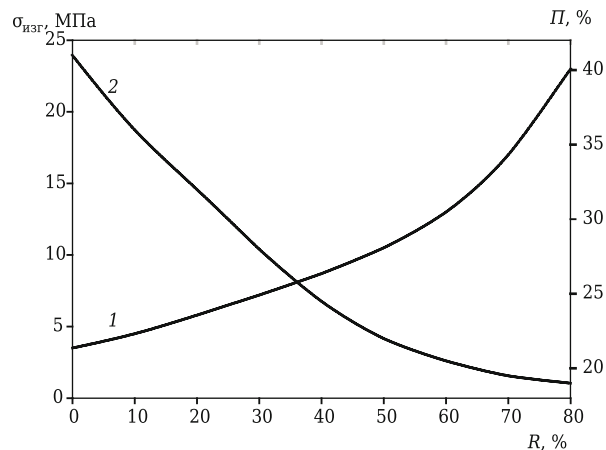


Рис. 2. Зависимости $\sigma_{изг}$ (1) и P (2) высушенных образцов на основе монтмориллоновых каолинов и глин от массового содержания R в них монтмориллонита

интервале $\rho_{отн}$ от 0,5 до 0,75 значения $\sigma_{изг}$ увеличиваются примерно в 10 раз. Следует отметить, что у образцов на основе исследованных глин и каолинов [8] отмечается взаимосвязь показателей $S_{уд}$ и h с $\rho_{отн}$ и $\sigma_{изг}$. При этом, как правило, максимальные значения как $\rho_{отн}$, так и $\sigma_{изг}$ характерны для глин и каолинов, отличающихся повышенной дисперсностью (значениями $S_{уд}$ и h). Как следует из рис. 2, аналогичная закономерность отмечается и у монтмориллоновых глин и каолинов: максимальные значения $\sigma_{изг}$ и минимальные значения P наблюдаются у образцов с максимальным содержанием монтмориллонита.

Характерными особенностями глин, содержащих значительную долю частиц коллоидной дисперсности, являются пониженная предельно допустимая для суспензии объемная концентрация C_v , наличие существенного предела текучести и тиксотропии, высокая усадка отливок при сушке. Так, согласно данным [8–10] предельное значение усадки при сушке составляет у каолиновых глин 10 %, галлуазитовых 15 %, монтмориллоновых 23 %. Эти показатели при рассмотрении глинистых материалов в качестве

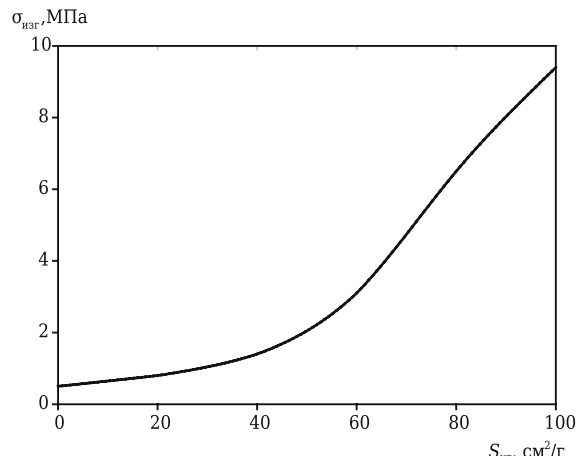


Рис. 4. Влияние удельной поверхности $S_{уд}$ глин и каолинов на $\sigma_{изг}$ образцов на их основе

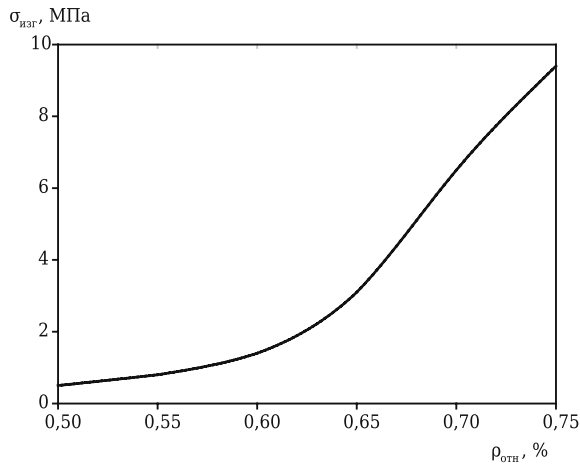


Рис. 5. Влияние $\rho_{отн}$ высушенных образцов на основе глин и каолинов на $\sigma_{изг}$

вяжущих являются нежелательными. В качестве примера на рис. 6 показаны реологические кривые суспензий махарадзевского монтмориллонита [1–3]. Видно, что суспензии даже при C_v 0,09 и 0,11 характеризуются существенным пределом текучести. Отливки на их основе отличаются повышенной усадкой при сушке (21–23 %), достаточно низкой пористостью отливки (27–28 %) и высокой прочностью. Если основная доля уплотнения систем на основе ВКВС приходится на стадии получения или в процессе структурообразования ВКВС при частичном обезвоживании, то уплотнение глин происходит в процессе сушки отливок.

Существенное различие реотехнологических свойств ВКВС и глин в значительной степени обусловлено формой частиц твердой фазы. Благодаря мокрому измельчению при предельно высоких концентрациях ВКВС их частицы имеют окатанную форму, а частицы глины — разные длину и толщину. Это различие определяет как фактор достижимой концентрации исходных формовочных систем, так и реологические свойства: тиксотропный характер течения (с выраженным пределом текучести) для глин и дилатантный или тиксотропно-дилатантный для ВКВС [1, 11–13].

Помимо вышеуказанных различий между ВКВС и глинами следует отметить существенную разницу их структурно-механических свойств, которые определяются типами возникающих в системе деформаций. Известно [14, 15], что суспензии на основе глинистых материалов за счет частичного обезвоживания переходят из жидкотекучего состояния в пластическое, которое характеризуется определенным соотношением разных типов деформаций. Так, согласно данным [16–18], в огнеупорных глинах в зависимости от влажности пластичной массы (17–38 %) преобладают пластические деформации $\varepsilon_{пл}$ (рис. 7), которые характерны для IV и V

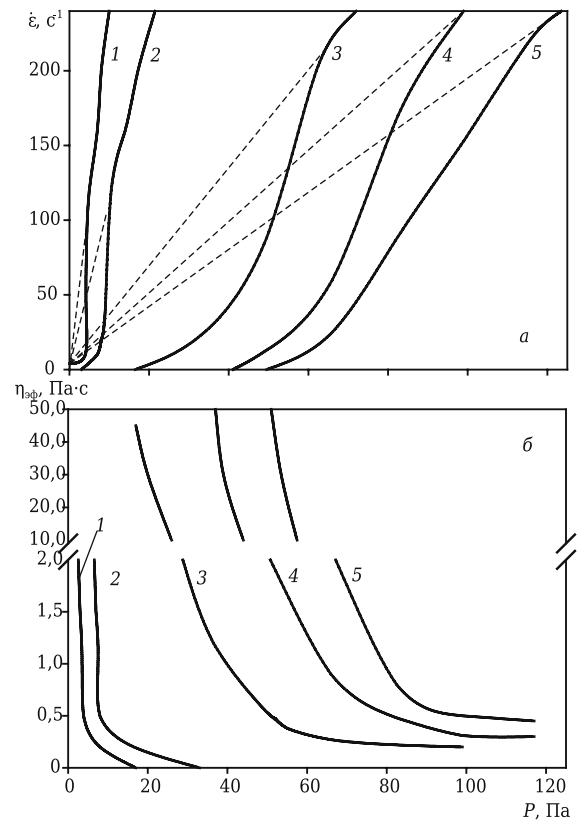


Рис. 6. Зависимости скорости сдвига $\dot{\varepsilon}$ (а) и эффективной вязкости $\eta_{эф}$ (б) от напряжения сдвига P для суспензий махарадзевского монтмориллонита при C_v 0,09 (1), 0,11 (2), 0,14 (3), 0,17 (4) и 0,19 (5)

структурно-механических типов по классификации С. П. Ничипоренко [15]. Эти виды деформации возникают, когда напряжение сдвига достигает величины, равной пределу текучести, и характеризуются частичным разрушением структуры с полной необратимостью. При частичном обезвоживании ВКВС до 7–10 % происходит переход из жидкого состояния в твердообразное со свойствами, присущими хрупкому материалу. В результате эти системы находятся

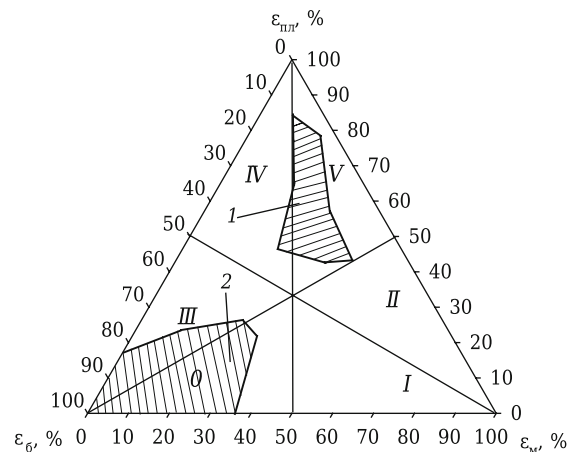


Рис. 7. Диаграмма деформационных характеристик масс на основе огнеупорных глин (1) и ВКВС (2)

в области 0 и III структурно-механических типов (см. рис. 7), в которых преобладают быстрые эластические деформации ε_6 . Этот тип деформации возникает в первые мгновения внешнего воздействия и связан с шарнирным поворотом и упругим взаимодействием между твердыми частицами дисперсной фазы, которое после снятия нагрузки полностью исчезает.

Значительное различие между сопоставляемыми вяжущими отмечается также в содержании химически связанной воды. У многих видов огнеупорных глин потери при прокаливании находятся в пределах 8–10 %, у ВКВС аналогичного состава — в пределах 0,5–0,8 %.

Ввиду высоких объемных изменений при сушке глин важной их характеристикой с точки зрения применения в качестве вяжущего для огнеупорных бетонов является отношение к отощающим заполнителям. В случае как систем на основе глин, так и ВКВС введение заполнителя приводит к снижению механической прочности материала по сравнению с прочностью матрицы. Последнее на примере глин по табличным данным статьи [7] показано на рис. 8. Влияние количества и дисперсности вводимого зернистого заполнителя на свойства ВКВС и материалов на их основе описано в публикациях [1, 3]. Следует отметить, что при сравнимых характеристиках зернистого заполнителя (размер и содержание) относительное разупрочнение K_{py} ниже у систем на основе ВКВС. Это обусловлено меньшей усадкой матрицы и, соответственно, созданием в твердеющей (при высыхании) системе меньших напряжений за счет некомпенсированной усадки.

Как и у ВКВС, немаловажным показателем, влияющим на пористость глинистых материалов, является их полидисперсность, оцениваемая коэффициентом полидисперсности K_n [1]. Применительно к глинистым материалам этот показатель практически не анализировался. На рис. 9 сопоставлены данные по фракционному

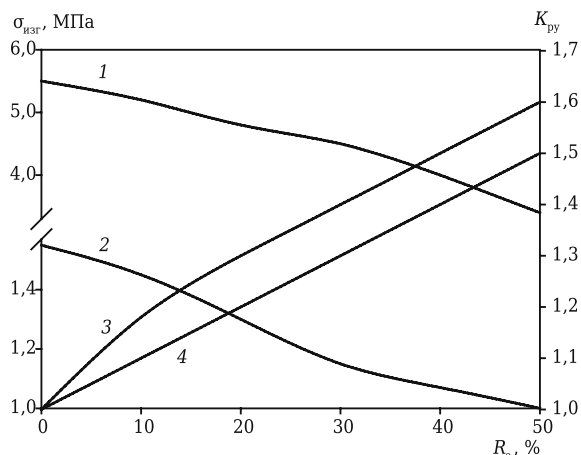


Рис. 8. Зависимости $\sigma_{изг}$ образцов на основе глин с большей (1) и меньшей (2) прочностью от массового содержания в них кварцевого порошка R_z (3) и показателя разупрочнения $K_{пу}$ (4)

составу двух типов ВКВС с достаточно высоким значением K_n (12 и 17 для кривых 1 и 2 соответственно), а также каолинов и глин, дисперсность которых в табличном виде охарактеризована в статье [6]. Несмотря на то, что полидисперсность твердой фазы глин уступает, как правило, полидисперсности ВКВС, все же и в данном случае отмечается определенная взаимосвязь между значениями K_n и пористости отливки $P_{отл}$. Так, у каолинов (см. рис. 9, кривые 3, 4) с K_n 2,8 и 5,7 $P_{отл}$ составляет 49 и 47 % соответственно. У глины с аномально высокой полидисперсностью (см. рис. 9, кривая 5) отмечается значительно меньшая $P_{отл}$ (30 %), чем у низкополидисперсной глины ($P_{отл} = 38$ %, см. кривую 6) с $K_n = 3,3$. Отмечающаяся при этом существенная разница показателей $\sigma_{изг}$ глин (13,4 и 5,5 МПа для кривых 5 и 6) также обусловлена разницей как $P_{отл}$, так и фракционного состава (содержания частиц коллоидной дисперсности).

Следует отметить, что общей закономерностью поведения глин и ВКВС является подобие фильтрационных характеристик, проявляемых в процессе структурообразования за счет частичного удаления жидкости (ее кинетически свободной доли). Содержание коллоидного компонента, определяя поровую структуру материала при структурообразовании, сильно влияет на фильтрационные характеристики. Так, согласно данным [6] при увеличении содержания в исходных глинах частиц фракции мельче 0,5 мкм от 16 до 60 % скорость фильтрации уменьшается в 60 раз. Аналогичным образом увеличение в исходных ВКВС кварцевого песка концентрации коллоидного компонента в пределах 0,75–106 г/л дисперсионной среды приводило к резкому росту продолжительности формования образцов шликерным литьем [1].

У материалов, полученных на основе ВКВС кремнеземистого, алюмосиликатного и высокоглиноземистого составов [1–3], процесс сушки на заключительных стадиях характеризуется некоторым линейным ростом (до 0,08 %). До

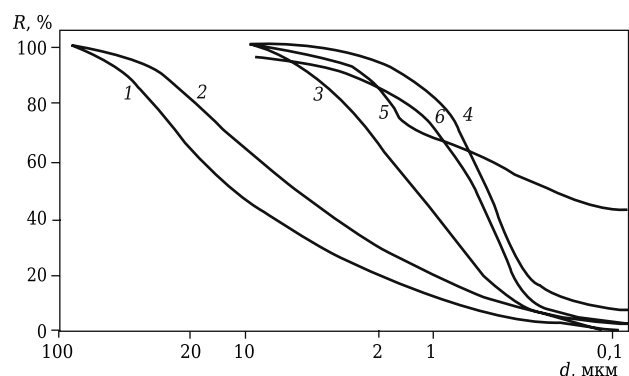


Рис. 9. Интегральные кривые фракционного распределения R твердой фазы ВКВС шамотного (1) и кварцешамотного (2) составов, а также двух типов каолинов (3, 4) и глин (5, 6)

последнего времени такая особенность считалась аномальной и присущей только отливкам на основе ВКВС. Между тем в статье [10] такие особенности были установлены и у различных глинистых минералов. По аналогии с поведением отливок из ВКВС в данном случае также отмечается существенное влияние таких факторов, как дисперсность твердой фазы, введение заполнителя и др. В качестве примера на рис. 10 показаны сопоставительные данные по линейному росту отливок в процессе сушки (снижение влажности W). В отличие от отливок на основе глинистых минералов с высокой усадкой (до 5–10 % и выше) усадка отливок из ВКВС не более 0,5 %. Рост отливок сравниваемых материалов различается на порядок, т. е. существует некоторая связь между усадкой и ростом отливок; показатели роста могут достигать 10–25 % общей усадки [1, 3].

Целесообразно рассмотреть также принципиальное различие вяжущих на основе глин и ВКВС одного и того же химического состава. Сравнительные исследования проведены с использованием в качестве исходной часоваярской глины (56 % SiO_2 , 34 % Al_2O_3) [3]. Суспензия из такой глины даже при $C_V = 0,25 \div 0,30$ обладает достаточной тиксотропией, а отливки из нее характеризуются высокими усадкой при сушке (9–10 %) и прочностью ($\sigma_{\text{изг}} = 14$ МПа). Дегидратация этой глины при 800–900 °С с последующей диспергацией и суспендированием порошка позволяет повысить C_V до 0,40–0,45; при этом тип течения суспензии переходит в дилатантный. Характерно, что усадка отливки при сушке снижается до 0,5 %, а $\sigma_{\text{изг}}$ до 1 МПа. Повышается при этом пористость отливки (от 36 до 39 %). Отсюда следует, что для получения ВКВС на основе материалов алюмосиликатного состава требуется не только дегидратация исходных материалов, но и достаточно высокотемпературная термообработка (до 1200–1300 °С), приводящая к потере кристаллохимической активности твердой фазы, требующейся для достижения оптимальных коллоидно-химических характеристик ВКВС. Кроме того, необходимость высокой степени спекания (достижения низкой пористости шамота) позволяет получать ВКВС с одностадийной загрузкой материала [1, 12, 19, 20]. Как следует из рис. 11, $\sigma_{\text{изг}}$ отливок из суспензий на основе исходной глины (кривая 1) при всех температурах выше, чем у отливок из дегидратированной глины (кривая 2) и отливок из ВКВС (кривая 3). Различие между ВКВС и глинами состоит также в водостойкости высушенного материала. Вследствие существенного набухания в воде глинистые материалы не могут быть упрочнены по УХАКС-механизму [3]. Следует отметить, что высушенные отливки, полученные из дегидратированной глины, проявляют упрочнение при гидротермальной обработке.

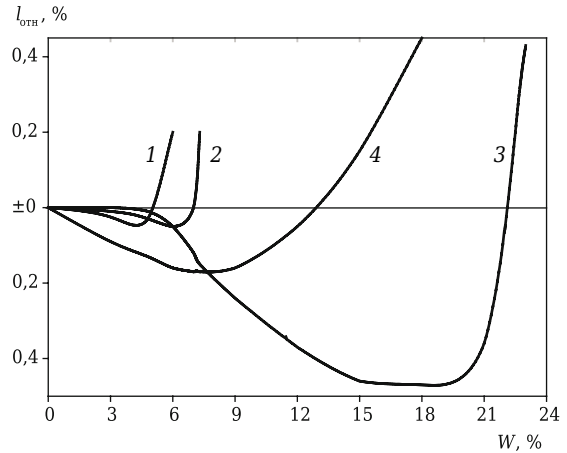


Рис. 10. Зависимость относительного линейного изменения $l_{\text{отн}}$ отливок в процессе высыхания: 1 — отливки на основе ВКВС кварцевого стекла; 2 — на основе ВКВС шамотного состава; 3 — на основе глины; 4 — на основе отощенной глины

В публикациях [1, 11] отмечены возможность и целесообразность сочетания сравниваемых типов вяжущих. Это касается, в частности, тех случаев, когда необходимо существенное изменение реологических свойств ВКВС или регулирование прочности материалов при термообработке. Как впервые показано в статье [11], введение добавок каолина в суспензии кварцевого стекла позволяло изменять дилатантный тип течения на тиксотропно-дилатантный или тиксотропный. Такие технологические задачи возникают при формировании керамобетонов. Введение огнеупорных глин в ВКВС магнезиального состава позволило уменьшить разупрочнение вяжущего в неблагоприятном для данного случая интервале 500–1000 °С [1]. Некоторые сведения по зарубежным бесцементным неформованным огнеупорам (огнеупорные бетоны, торкрет-массы, пластичные массы, набивные массы) с применением гли-

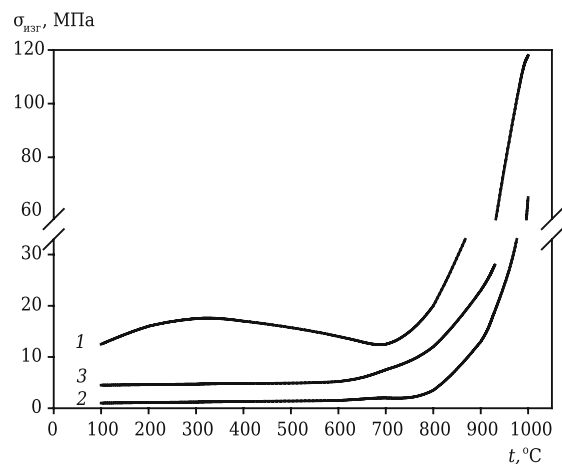


Рис. 11. Зависимости $\sigma_{\text{изг}}$ от температуры термообработки t образцов на основе часоваярской глины до (1) и после дегидратации при 800 °С (2), а также образцов ВКВС из нормального шамота (3)

нистых связок приведены в статье [19]. В настоящее время имеется достаточно много примеров добавок глин в технологии многих видов ВКВС и керамобетонов. Этому вопросу будет посвящена очередная статья в данной серии публикаций.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сопоставление искусственных (на основе ВКВС) и природных (на основе глин) керамических вяжущих подобного химического состава показывает как значительное их подобие, так и существенное различие. Если первое состоит в подобии факторов, определяющих вяжущие свойства, то второе — в существенно различаю-

щейся водопотребности систем и резко различающейся (на порядок и выше) усадке при сушке. Если вяжущие на основе глин рассматривать с позиции классификации ВКВС [12], то по химическому составу их можно отнести к кислотно-амфотерным, как и материалы на основе дегидратированных глин. Однако по целому ряду показателей (объемному содержанию химических связанных воды W_x , C_v , $P_{отл}$) они ближе к соответствующим показателям для амфотерных и основных ВКВС. Это же касается и оптимальных технологических параметров при получении материалов из глин.

(Продолжение следует)

Библиографический список

1. **Пивинский, Ю. Е.** Керамические вяжущие и керамобетоны / Ю. Е. Пивинский. — М. : Metallurgiya, 1990. — 274 с.
2. **Pivinskii, Yu. E.** New population of refractory concretes: Cement free concretes (review) / Yu. E. Pivinskii, M. A. Trubitsyn // *Refractories*. — 1990. — Vol. 31, № 7/8. — P. 435–445.
3. **Пивинский, Ю. Е.** Огнеупорные бетоны нового поколения. Бесцементные бетоны / Ю. Е. Пивинский, М. А. Трубицын // *Огнеупоры*. — 1990. — № 8. — С. 6–16.
4. **Pivinskii, Yu. E.** New population of refractory concretes. General characteristics of the binder systems / Yu. E. Pivinskii, M. A. Trubitsyn // *Refractories*. — 1990. — Vol. 31, № 11/12. — P. 673–681.
5. **Пивинский, Ю. Е.** Огнеупорные бетоны нового поколения. Общие характеристики вяжущих систем / Ю. Е. Пивинский, М. А. Трубицын // *Огнеупоры*. — 1990. — № 12. — С. 1–8.
6. **Pivinskii, Yu. E.** New population of refractory concretes: Low-cement concretes and castable vibration-treated (vibrocass) thixotropic refractory bodies / Yu. E. Pivinskii // *Refractories*. — 1990. — Vol. 31, № 7/8. — P. 369–380.
7. **Пивинский, Ю. Е.** Огнеупорные бетоны нового поколения. Низкоцементные бетоны. Наливные вибрационные тиксотропные огнеупорные массы / Ю. Е. Пивинский // *Огнеупоры*. — 1990. — № 7. — С. 1–10.
8. **Eguchi, T.** Low-cement-bonded castable refractories / T. Eguchi, J. Takita, J. Yoshitomi [et al.] // *Taikabutsu Overseas*. — 1989. — Vol. 9, № 1. — P. 10–25.
9. **West, R. R.** Characteristics of clays related to dry strength / R. R. West, W. J. Czaplinski, S. W. Frankson [et al.] // *Am. Ceram. Soc. Bull.* — 1969. — Vol. 48, № 2. — P. 209–213.
10. **Hofmann, U.** Plastizität und Trockenbiegefestigkeit von Kaolinen und Tonen / U. Hofmann, A. Rohde // *Ber. Dtsch. Keram. Ges.* — 1970. — Bd 47, № 5. — S. 296–299.
11. **Hofmann, U.** Trockenbiegefestigkeit von Kaolinen und Tonen / U. Hofmann, F. W. Schembra, M. Schatz // *Ber. Dtsch. Keram. Ges.* — 1967. — Bd 44, № 4. — S. 131–140.
12. **Пашенко, А. А.** Вяжущие материалы / А. А. Пашенко, В. П. Сербин, В. А. Старчевская. — Киев : Выща школа, 1975. — 442 с.
13. **Schwiete, H.** Trocknungsverhalten Gegossener Keramischer Massen / H. Schwiete, H. Bleckmann, W. Muhr // *Ber. Dtsch. Keram. Ges.* — 1970. — Bd 47, № 5. — S. 300–305.
14. **Pivinskii, Yu. E.** Rheological and technological properties of mixed suspensions of refractory components / Yu. E. Pivinskii, A. I. Natsenko // *Refractories*. — 1974. — Vol. 15, № 11/12. — P. 710–716.
15. **Пивинский, Ю. Е.** Реологические и технологические свойства смешанных суспензий на основе огнеупорных компонентов / Ю. Е. Пивинский, А. И. Наценко // *Огнеупоры*. — 1974. — № 11. — С. 49–55.
16. **Pivinskii, Yu. E.** New refractory concretes and binding systems: basic trends of development, production, and use of refractories in the 21st century. Part IV. Low-cement concretes and cement-free unshaped refractories / Yu. E. Pivinskii // *Refract. Ind. Ceram.* — 1998. — Vol. 39, № 5/6. — P. 151–159.
17. **Пивинский, Ю. Е.** Новые огнеупорные бетоны и вяжущие системы — основополагающее направление в разработке, производстве и применении огнеупоров в XXI веке. Часть IV. Низкоцементные бетоны и бесцементные формованные огнеупоры / Ю. Е. Пивинский // *Огнеупоры и техническая керамика*. — 1998. — № 5. — С. 2–10.
18. **Пивинский, Ю. Е.** Зависимость технологических параметров высоконцентрированных керамических и стекловых вяжущих суспензий сложных составов от химической природы твердой фазы / Ю. Е. Пивинский, В. И. Онищук, В. А. Дороганов [и др.] // *Вестник БГТУ им. В. Г. Шухова*. — 2016. — № 9. — С. 175–182.
19. **Лукин, Е. С.** Технический анализ и контроль производства керамики / Е. С. Лукин, Н. Т. Андрианов. — М. : Стройиздат, 1986. — 271 с.
20. Структурообразование в дисперсиях слоистых силикатов ; под общ. ред. С. П. Ничипоренко. — Киев : Наукова думка, 1978. — 204 с.
21. **Pivinskii, Yu. E.** Refractory plastic masses based on highly concentrated ceramic binding suspensions (HCBS). I. Structural and mechanical properties of suspensions (pastes) of refractory clays / Yu. E. Pivinskii, E. A. Doroganov, V. A. Doroganov // *Refract. Ind. Ceram.* — 2000. — Vol. 41, № 3/4. — P. 125–130.
22. **Пивинский, Ю. Е.** Огнеупорные пластичные массы на основе высоконцентрированных керамических вяжущих суспензий (ВКВС). I. Структурно-механические свойства суспензий (паст) огнеупорных глин / Ю. Е. Пивинский, Е. А. Дороганов, В. А. Дороганов // *Огнеупоры и техническая керамика*. — 2000. — № 4. — С. 14–19.

17. **Pivinskii, Yu. E.** Refractory plastic masses based on highly concentrated ceramic binding suspensions (HCBS). II. Structural and mechanical properties of plasticized HCBS in the system SiO_2 -clay / Yu. E. Pivinskii, E. A. Doroganov, V. A. Doroganov // Refract. Ind. Ceram. — 2001. — Vol. 42, № 3/4. — P. 106–110.

Пивинский, Ю. Е. Огнеупорные пластичные массы на основе высококонцентрированных керамических вяжущих суспензий (ВКВС). II. Структурно-механические свойства пластифицированных ВКВС в системе SiO_2 -глина / Ю. Е. Пивинский, Е. А. Дороганов, В. А. Дороганов // Огнеупоры и техническая керамика. — 2001. — № 3. — С. 17–20.

18. **Pivinskii, Yu. E.** Refractory plastic masses based on highly concentrated ceramic binding suspensions (HCBS). III. Structural-mechanical properties of plasticized masses based on bauxite HCBS and characterization of materials derived from them / Yu. E. Pivinskii, E. A. Doroganov, V. A. Doroganov // Refract. Ind. Ceram. — 2001. — Vol. 42, № 3/4. — P. 151–156.

Пивинский, Ю. Е. Огнеупорные пластичные массы на основе высококонцентрированных керамических вяжущих суспензий (ВКВС). III. Структурно-механические свойства пластифицированных масс на основе ВКВС боксита и некоторые характеристики

материалов на их основе / Ю. Е. Пивинский, Е. А. Дороганов, В. А. Дороганов // Огнеупоры и техническая керамика. — 2001. — № 4. — С. 18–23.

19. **Pivinskii, Yu. E.** Cement-free refractory concretes. Part 1. General information. HCBS and ceramic concretes / Yu. E. Pivinskii // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — Vol. 60, № 5. — P. 430–438.

Пивинский, Ю. Е. Бесцементные огнеупорные бетоны. Часть 1. Общие сведения. ВКВС и керамобетоны / Ю. Е. Пивинский // Новые огнеупоры. — 2019. — № 9. — С. 14–24.

20. **Pivinskii, Yu. E.** Cement-free refractory concretes. Part 2. High-alumina and corundum ceramic concretes / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, E. M. Grishpun, A. M. Gorokhovskii // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — Vol. 60, № 6. — P. 566–573.

Пивинский, Ю. Е. Бесцементные огнеупорные бетоны. Часть 2. Высокоглиноземистые и корундовые керамобетоны / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Е. М. Гришпун, А. М. Гороховский // Новые огнеупоры. — 2019. — № 11. — С. 39–48. ■

Получено 25.02.20

© Ю. Е. Пивинский, В. А. Дороганов, Е. А. Дороганов, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



Ассоциация производителей и потребителей огнеупоров
«Санкт-Петербургский научно-технический центр»
Ассоциация «СПб НТЦ»

XI Научно-практическая конференция Актуальные проблемы огнеупорного производства

Санкт-Петербург, 09–10 ноября 2020 г.

Тематика конференции: огнеупорное сырье, современные технологии в производстве и эксплуатации огнеупоров, технологическое и лабораторное оборудование, подтверждение качества огнеупоров/независимая экспертиза, стандартизация и информационное обеспечение в области огнеупоров.

Тел: (812) 309-18-82, e-mail: refinfo@mail.ru, www.ogneupor-spb.ru

К. т. н. В. В. Закоржевский (✉), к. т. н. И. Д. Ковалев, Н. И. Мухина

ФГБУН «Институт структурной макрокинетики
и проблем материаловедения имени А. Г. Мерджанова РАН»,
г. Черноголовка, Россия

УДК 666.3:546.62'171]:[544.344.015.4:536.46

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРО- И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СИНТЕЗЕ КОМПОЗИЦИЙ $\text{AlN}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3$ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

Приведены результаты исследований по синтезу композиций $\text{AlN}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3$ в режиме горения в промышленном реакторе. Изучено влияние температуры синтеза на формирование микроструктуры, фазового состава композиций и содержание примеси кислорода, растворенного в кристаллической решетке нитрида алюминия. Определена оптимальная температура синтеза. Изготовлены опытные партии композиционных порошков для получения высокотеплопроводной диэлектрической керамики.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), нитрид алюминия, теплопроводная диэлектрическая керамика.

ВВЕДЕНИЕ

Развитие электроники связано с созданием новых керамических материалов. Одним из таких материалов является высокотеплопроводная диэлектрическая керамика на основе нитрида алюминия, которая используется для отвода избыточного тепла в электронных устройствах разного назначения [1, 2]. Теплопроводность AlN -керамики определяется совершенством микроструктуры [3], зависит от чистоты исходного порошка AlN и понижается в присутствии таких примесей, как кислород [4], кремний [5], железо [6]. Наибольшее влияние на теплопроводность оказывает примесь кислорода, растворенного в кристаллической решетке (КР) нитрида алюминия. Установлено также, что при внедрении атомов кислорода в КР AlN уменьшается параметр с решетки. Таким образом, значение этого параметра коррелирует с концентрацией примеси кислорода в КР нитрида алюминия и, соответственно, с теплопроводностью AlN -керамики [7]. Экспериментально определенная зависимость между теплопроводностью и содержанием кислорода в спеченном AlN описана в статье [8]. Следовательно, значение параметра с может являться количественным индикатором содержания кислорода в КР и, соответственно, про-

гнозировать потенциальную теплопроводность AlN -керамики. Так, порошок нитрида алюминия Grade F производства японской фирмы Tokuyama Soda при общем содержании кислорода 0,8–0,9 мас. % содержит в КР 0,4 мас. % кислорода. При спекании такого порошка в течение 5 ч по рекомендованному режиму при 1850 °С получается керамика с теплопроводностью 160–170 Вт/(м·К). При этом в процессе спекания содержание примеси кислорода в КР спеченного AlN снижается до 0,2 мас. %. Эти результаты хорошо согласуются с ранее полученными экспериментальными данными [9].

Для спекания нитрида алюминия используют спекающую добавку, обычно порошок Y_2O_3 в количестве 3–5 мас. %. Процесс спекания, рекристаллизации и очистки КР AlN от атомов кислорода является диффузионным и происходит с участием жидкой фазы в системе $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3$ с образованием межзеренных фаз $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, AlYO_3 и $\text{Al}_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$.

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) позволяет проводить синтез AlN с разным содержанием примеси кислорода в широком диапазоне (1550–2300 °С). В связи с этим определенный интерес представляет получение композиции общего состава $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$ в процессе синтеза AlN . Введение в состав реакционной шихты ($\text{Al} + \text{AlN}$) оксида иттрия позволит частично реализовать при синтезе процессы, протекающие при спекании, и снизить содержание примеси кислорода в КР синтезируемого AlN . Частичная очистка КР AlN при СВС композиции $\text{AlN}-\text{Y}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3$ позволит



В. В. Закоржевский
E-mail: zakvl@ism.ac.ru

повысить теплопроводность керамики, полученной при спекании композиции, или сократить время спекания. Источниками оксида алюминия являются примесь кислорода, растворенная в КР AlN, и пленка оксида алюминия на поверхности частиц исходных компонентов.

Цели настоящей работы — изучение влияния состава реакционной шихты на температуру горения, микроструктуру и фазовый состав композиции AlN–Al₂O₃–Y₂O₃, а также определение взаимосвязи между температурой синтеза, содержанием примеси кислорода в исходных компонентах шихты и параметрами КР AlN.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Синтез композиций осуществляли в одну стадию. Такой подход важен с точки зрения однородного распределения вторичных фаз, формирования межзеренной фазы на этапе синтеза и устранения образования крупных скоплений стеклофазы в синтезируемом материале [10–12].

Эксперименты проводили в промышленном реакторе с рабочим объемом 30 л и максимальным рабочим давлением до 20 МПа. Навеска шихты 3,0 кг. Начальное давление азота 3,0 МПа. Реакционная смесь для синтеза композиции состояла из порошков алюминия, нитрида алюминия, оксида иттрия. Характеристики порошков представлены в табл. 1. Состав шихты рассчитывался таким образом, чтобы содержание Y₂O₃ в композиции составляло 5,0 мас. %.

Порошки исходных компонентов смешивали в шаровой мельнице в течение 1 ч. Полученную шихту загружали на реакционную лодочку и помещали в реактор. Реактор продували азотом для удаления кислорода воздуха, затем заполняли азотом до необходимого давления и осуществляли воспламенение шихты. После охлаждения, спек композиции AlN–Al₂O₃–Y₂O₃ извлекали из реактора и направляли на исследование и переработку. Морфологию продуктов синтеза исследовали с помощью электронно-сканирующего микроскопа LEO 1450 (Carl Zeiss SMT AG Co.). Фазовый состав продуктов синтеза определяли на дифрактометре ДРОН 2М, гранулометрический состав порошков — на лазерном анализаторе MicroSizer 201, удельную поверхность — методом БЭТ по адсорбции на приборе «Сорби-М». Для измерения температуры горения использова-

ли термопары BP5/BP20. Запись температурных кривых осуществляли с помощью блока АЦП с соответствующим компьютерным и программным обеспечением.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для изучения влияния температуры горения на формирование микроструктуры, состав оксидной фазы, параметры КР при синтезе композиций AlN–Y₂O₃–Al₂O₃ изменяли содержание порошка алюминия в реакционной шихте от 18 до 24 мас. %. В этом диапазоне содержания порошка алюминия в шихте температура горения $T_{гор}$ возрастала от 1553 до 2132 °С (рис. 1). Максимальная температура горения значительно превышала типичную температуру спекания порошка AlN (1800–1900 °С).

Композиции, полученные из шихты с содержанием алюминия 18 и 19 мас. %, представляли собой мягкие, легко разрушаемые спеки. При содержании в шихте 20 и 22 мас. % алюминия периферия спеков рассыпчатая, центр твердый с раковинами. Увеличение твердости и образование раковин свидетельствуют о формировании жидкой фазы состава Al–Y–O. Мягкая периферия спека объясняется градиентом температур между центральной частью спека и его поверхностью. Продукт синтеза, полученный из шихты с содержанием 24 мас. % алюминия, дал усадку (~10 %). Спек жесткий, излом спека белого цвета с бледно-голубым оттенком. Появление голубого оттенка свидетельствует об изменении микроструктуры зерен AlN, произошедшем в процессе синтеза.

Пробы композиций отбирали из зоны, в которой измеряли температуру горения. Образцы разминали агатовым пестиком и протирали через сито с размером ячейки 100 мкм. Результаты изучения микроструктуры показали, что образцы, полученные при температуре горения 1553 и 1666 °С, имеют пористую слабоспеченную структуру, состоящую из частиц округлой формы размерами 1–3 мкм, как и исходный

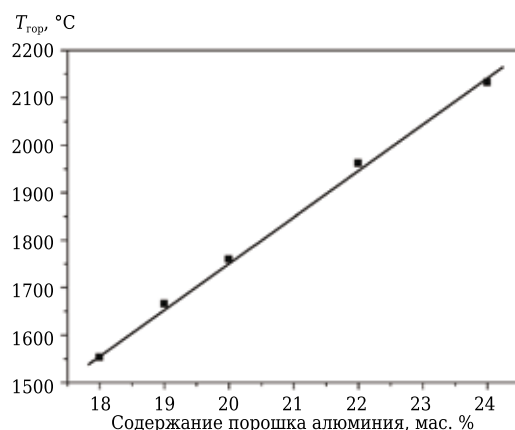


Рис. 1. Влияние содержания в шихте порошка алюминия на температуру синтеза

Таблица 1. Характеристика исходных компонентов шихты

Компонент	Содержание кислорода, мас. %	Удельная поверхность, м ² /г	Средний диаметр частиц d_{50} , мкм	Параметры КР, Å
AlN	1,1	3,5	1,7	$a = 3,1111$ (1); $c = 4,9785$ (2)
Al	0,2	0,1	22,0	–
Y ₂ O ₃	–	3,0	5,5	–

разбавитель (рис. 2, а). При увеличении доли алюминия в шихте до 20 мас. % происходит частичное спекание частиц AlN с образованием конгломератов (рис. 2, б). При содержании в шихте 22 и 24 мас. % алюминия температура горения составила 1966 и 2132 °С соответственно. Микроструктура продуктов синтеза включает спеченные частицы AlN с отдельными крупными порами (рис. 2, в, г). В структуре спека появляются частицы ограненной формы. Спекание происходит благодаря высокой температуре синтеза, при которой образуется жидкая фаза общего состава Al–Y–O.

Исследование образцов в режиме отраженных электронов позволило изучить распределение оксидной иттрийсодержащей фазы в продуктах синтеза; на фотографиях она выделяется ярким цветом. Установлено, что при температуре синтеза 1553–1760 °С оксидная фаза имеет неоднородное распределение между зернами AlN и представляется в виде отдельных скоплений (рис. 3, а, б). Такое распределение объясняется низкой температурой горения и крупным размером частиц исходного Y₂O₃. В соответствии с диаграммой состояния Al₂O₃–Y₂O₃ такой температуры недостаточно для образо-

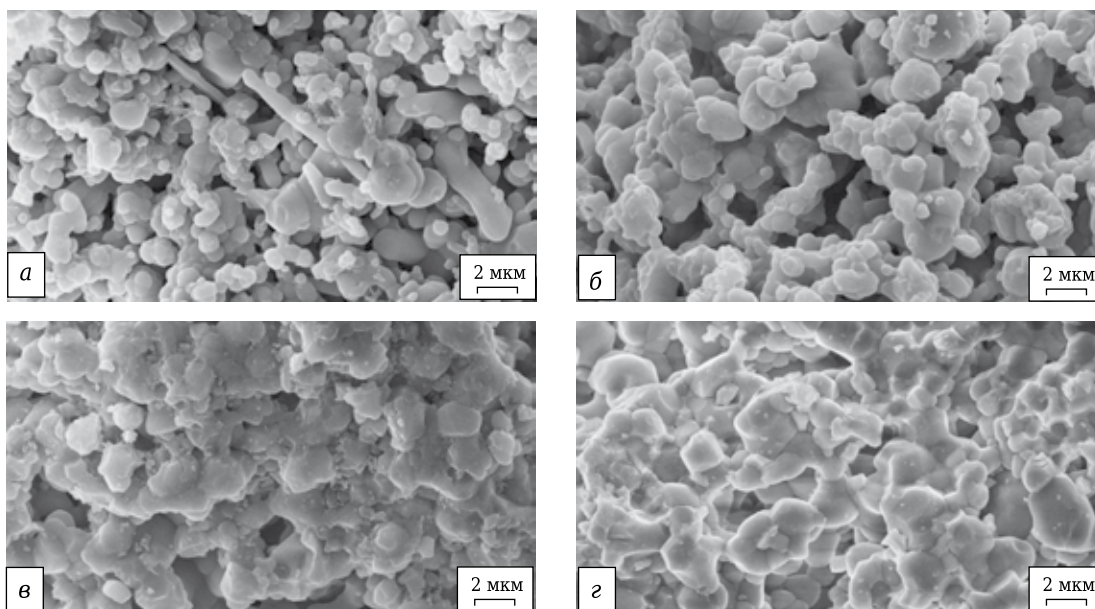


Рис. 2. Микроструктура композиций, полученных при температуре синтеза 1553 (а), 1666 (б), 1966 (в) и 2132 °С (г)

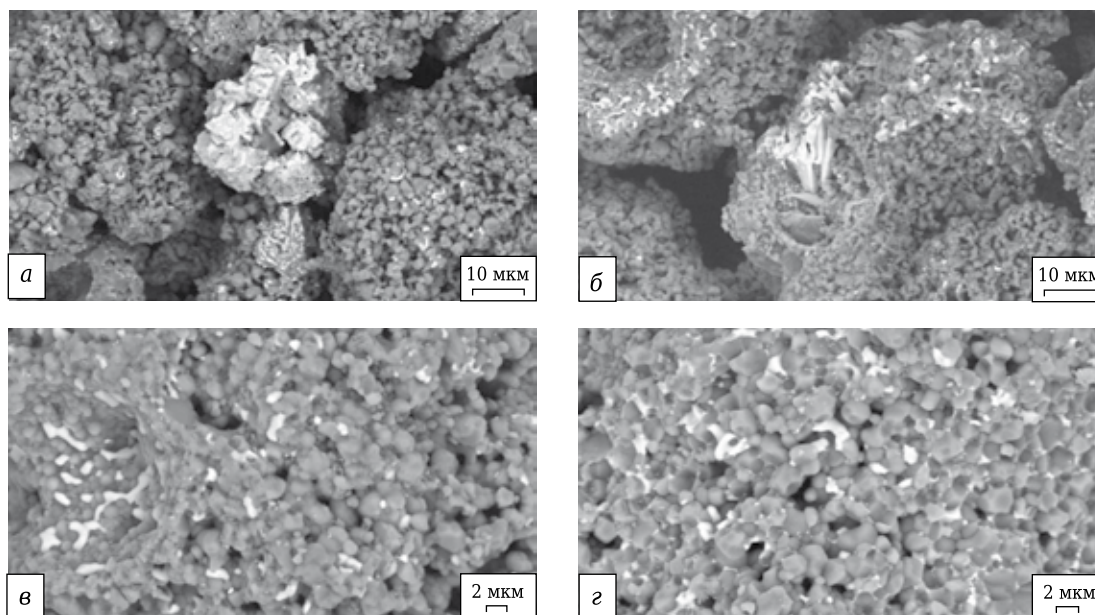


Рис. 3. Распределение оксидной фазы между зернами AlN, полученного при температуре синтеза 1553 (а), 1760 (б), 1966 (в) и 2132 °С (г)

вания жидкой фазы состава Al-Y-O . В связи с этим происходит локальное образование оксидной фазы Al-Y-O в зоне пребывания частицы Y_2O_3 без растекания ее между частицами AlN . При повышении температуры горения до 1666 и 2132 °C оксидная фаза имеет однородное распределение между частицами AlN (рис. 3, в, г), а сами зерна AlN приобретают огранку, что является признаком протекания процессов рекристаллизации. Температуры горения превышают температуры плавления алюминатов иттрия $\text{AlYO}_3 + \text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$. Это способствует образованию расплавов алюминатов иттрия и их распределению между зернами AlN . Таким образом, для получения композиции $\text{AlN-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ с однородным распределением оксидной составляющей содержание порошка алюминия в шихте должно составлять не менее 22 мас. %.

Результаты рентгенофазового анализа (РФА) композиционных порошков, полученных при разных температурах синтеза, показали, что композиции представлены основной фазой — AlN и вторичными фазами — алюминатами иттрия AlYO_3 и $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$. Количество и соотношение оксидных фаз меняются в зависимости от температуры синтеза (табл. 2).

Из табл. 2 следует, что при росте температуры синтеза от 1553 до 1960 °C общее содержание кислорода в оксидной фазе увеличивается. Это видно по повышению интенсивностей пиков вторичных фаз. Результаты РФА показывают, что в условиях синтеза происходит диффузия атомов кислорода из КР AlN в приповерхностный слой частиц AlN с образованием оксидной фазы. С ростом температуры синтеза процесс диффузии усиливается, количество вторичной фазы возрастает. Но при 2132 °C происходит небольшое снижение интенсивностей пиков вторичных фаз. Видимо, когда температура горения превышает температуру плавления Al_2O_3 , происходит обратный процесс — внедрение атомов кислорода в КР AlN . Сопоставление параметра с КР и температуры синтеза показало увеличение параметра с с ростом температуры от 4,9786 (3) Å при 1553 °C до 4,9797 (4) Å при 1960 °C, что свидетельствует о снижении содержания кислорода в КР AlN . При росте температуры горения до 2132 °C происходит некоторое уменьшение параметра с до 4,9792 (3) Å (рис. 4). Следует отметить, что у исходного разбавителя — порошка AlN $s = 4,9785$ (2) Å, содержание кислорода в КР около 0,57 мас. % [7]. Из рис. 4 видно, что максимальное значение параметра с соответствует температуре синтеза в интервале 1850–1900 °C. Этот температурный интервал синтеза композиции совпадает с традиционной температурой спекания керамики AlN с добавкой Y_2O_3 и является наиболее оптимальным для этой системы. Максимальное значение параметра с для данного интервала температур равно 4,9798 Å. По данным [7], содержание кислорода, растворенного в КР AlN , составляет 0,3–0,4 мас. %.

Таблица 2. Состав оксидной фазы и параметры КР AlN в зависимости от температуры синтеза

Содержание алюминия в шихте, мас. %	Температура горения, °C	Оксидная фаза, интенсивность пика	Параметры КР, Å
18	1553	AlYO_3 , 7,2 %	$a = 3,1114$ (1); $c = 4,9786$ (3)
19	1666	AlYO_3 , 6,9 % $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, 3,1 %	$a = 3,1115$ (1); $c = 4,9792$ (3)
20	1760	AlYO_3 , 7,9 % $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, 3,6 %	$a = 3,1114$ (8); $c = 4,9795$ (2)
22	1960	AlYO_3 , 11,9 %	$a = 3,1117$ (1); $c = 4,9797$ (4)
24	2132	AlYO_3 , 9,6 % $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$, 2,2 %	$a = 3,1119$ (1); $c = 4,9792$ (3)

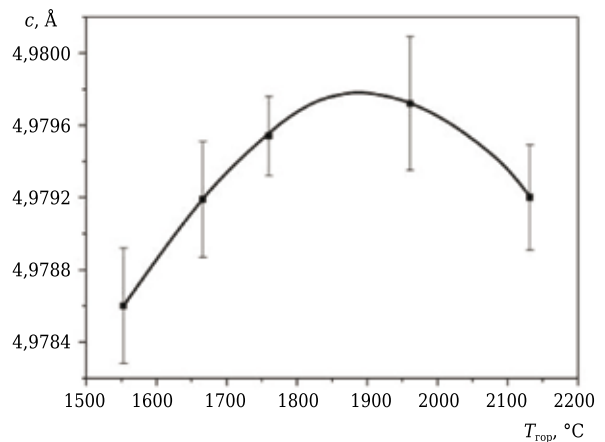


Рис. 4. Зависимость параметра с КР AlN от температуры синтеза

Исходя из концентрации кислорода в КР AlN при спекании данного композиционного порошка по стандартному режиму, можно получить керамику с теплопроводностью 180–190 Вт/(м·К) [9].

После измельчения спеков был получен композиционный порошок для спекания на основе AlN с однородным распределением оксидной фазы, которая представлена частицами AlYO_3 и $\text{Al}_2\text{Y}_4\text{O}_9$ размерами менее 1 мкм. Образование субмикронных частиц алюминатов иттрия произошло за счет формирования межзеренных границ при синтезе композиции и последующего их разрушения на отдельные зерна при измельчении спеков.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Синтез AlN со спекающей добавкой Y_2O_3 в оптимальных температурных условиях позволяет существенно снизить концентрацию примеси кислорода, растворенного в КР AlN . Это обеспечивает получение AlN -керамики с более высокой теплопроводностью. Полученные результаты по влиянию температуры горения на концентрацию кислорода в КР AlN согласуются между собой по изменению таких параметров, как фазовый состав оксидной составляющей и параметр с КР.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-03-00053.

Библиографический список

1. **Sheppard, L. M.** Aluminum nitride: a versatile but challenging material / L. M. Sheppard // *Ceram. Bull.* — 1990. — Vol. 69, № 11. — P. 1801–1812.
2. **Knudsen, K.** Aluminum nitride / K. Knudsen // *Am. Ceram. Soc. Bull.* — 1995. — Vol. 74, № 6. — P. 97–101.
3. **Belloso, A.** The influence of microstructure on the thermal conductivity of aluminum nitride / A. Belloso, L. Esposito, E. Scafe, L. Fabri // *J. Mater. Sci.* — 1994. — Vol. 29. — P. 5014–5022.
4. **Slack, G. A.** The intrinsic thermal conductivity of AlN / G. A. Slack, R. A. Tanzilli, R. O. Pohl, J. W. Vandersande // *J. Phys. Chem. Solids.* — 1987. — Vol. 48, № 7. — P. 641–647.
5. **Baranda, P. S.** Effect of silica on the thermal conductivity of aluminum nitride / P. S. Baranda, A. K. Knudsen, E. Rah // *J. Am. Ceram. Soc.* — 1993. — Vol. 76, № 7. — P. 1761–1771.
6. **Sakuma, Kaori.** Effect of cation impurities on thermal conductivity of yttria-doped aluminum nitride / Kaori Sakuma, Akira Okada, Hiroshi Kawamoto // *J. Mater. Synth. Process.* — 1998. — Vol. 6, № 5. — P. 315–321.
7. **Kobayashi, R.** Relation between oxygen concentration in AlN lattice and thermal conductivity of AlN ceramics sintered with various sintering additives / R. Kobayashi, Y. Moriya, M. Imamura [et al.] // *J. Ceram. Soc. Jpn.* — 2011. — Vol. 119, № 4. — P. 291–294.
8. **Watari, Koji.** Sintering chemical reactions to increase thermal conductivity of aluminum nitride / Koji Watari, Mitsuru Kawamoto, Kozo Ishizaki // *J. Mater. Sci.* — 1991. — Vol. 26, № 17. — P. 4727–4732.
9. **Junior, A. F.** Thermal conductivity of polycrystalline nitride (AlN) ceramics / A. F. Junior, D. J. Shanafield // *Ceramica.* — 2004. — Vol. 50, № 9. — P. 247–253.
10. **Wang, L.** In situ incorporation of sintering additives in Si₃N₄ powder by a combustion process / L. Wang, S. Roy, W. Sigmund, F. Aldinger // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 1999. — Vol. 19, № 1. — P. 61–65.
11. **Zakorzhevski, V. V.** Specific features of self-propagating high-temperature synthesis of the AlN–Y₂O₃ system and some properties of the final products / V. V. Zakorzhevski, S. Yu. Sharivker, I. P. Borovinskaya // *Int. J. SHS.* — 1999. — Vol. 8, № 2. — P. 165–176.
12. **Pampuch, R.** Improvement sinterability and microstructure of covalent ceramics by solid combustion synthesis / R. Pampuch, J. Lis, L. Stoberski, E. Ermer // *Int. J. SHS.* — 1993. — Vol. 2, № 3. — P. 49–55. ■

Получено 15.05.20

© В. В. Закоржевский, И. Д. Ковалев, Н. И. Мухина, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ





International
Colloquium on
Refractories

**63-й международный colloquium
по огнеупорам 2020**

«Огнеупоры для высокотемпературных технологий»

16–17 сентября 2020 г.

г. Аахен, Германия

Тематика colloquium включает следующие разделы:

- Сталь - Чугун - Цветные металлы - Цемент - Стекло	- Керамика - Химия и нефтехимия - Производство энергии - Защита окружающей среды и переработка отходов
---	---

www.ic-refractories.eu

Д. т. н. И. Н. Кравченко^{1,2} (✉), к. т. н. С. В. Карцев², д. т. н. Ю. А. Кузнецов³

¹ ФГБОУ ВО «Российский государственный аграрный университет — МСХА имени К. А. Тимирязева», Москва, Россия

² ФГБУН «Институт машиноведения имени А. А. Благонравова Российской академии наук» (ИМАШ РАН), Москва, Россия

³ ФГБОУ ВО «Орловский государственный аграрный университет имени Н. В. Парахина», г. Орел, Россия

УДК 621.793.74:624.436]:533.9.07

СПОСОБ ЗАЩИТЫ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ГАЗОПОРОШКОВЫМ ПОТОКОМ

Представлены результаты исследований скорости истечения газа и полета частиц порошка при плазменной наплавке сжатой дугой в газопорошковой защитной среде. Предложен новый способ защиты сварочной ванны газопорошковым потоком, позволяющий сократить расход аргона на 50–60 %, а также уменьшить массогабаритные размеры плазмотрона, отказавшись при этом от защитного сопла и защитного газа как самостоятельного потока.

Ключевые слова: газовая защита, газопорошковая смесь, газопорошковый поток, наплавочные материалы, плазменная наплавка, плазмотрон, сварочная ванна.

ВВЕДЕНИЕ

Развитие плазменной наплавки неразрывно связано с дальнейшим совершенствованием способов защиты расплавленного металла [1–6]. При наплавке плазменной дугой основным требованием является получение наплавочных покрытий определенного химического состава без пор, трещин, раковин и других дефектов. Это требование может быть выполнено при условии надежной защиты переплавляемого дугой металла от проникновения в него атмосферных газов. Такие газы, как кислород, водород, азот, попадая в сварочную ванну, способствуют образованию различных дефектов и значительно ухудшают тем самым физико-механические свойства наплавленных покрытий.

До настоящего времени для наплавки порошковыми твердыми сплавами применяли плазмтроны [7–16], в конструкции которых предусмотрены три отдельных сопла для подачи в зону наплавки трех газовых потоков: плазмообразующего с расходом 1,5–2,0 л/мин, транспортирующего (5–10 л/мин) и защитного (10–15 л/мин). Однако каждый отдельный газовый поток не обеспечивает стабильной качественной

защиты наносимого покрытия от окружающего воздуха. Этот недостаток характерен не только для плазменной наплавки [17–21], но и для других газотермических методов нанесения покрытий в среде защитных газов [22–27], что связано с затруднением получения их ламинарного движения.

Известно [28, 29], что удовлетворительную защиту наносимого покрытия можно получить при ламинарном истечении газа, для чего следует снижать его скорость истечения (расход газа) через сопло. В то же время сокращение расхода газа уменьшает жесткость струи, что нарушает устойчивость потока и облегчает попадание наружного воздуха в зону наплавки. Чрезмерное увеличение расхода газа приводит к нарушению ламинарного истечения и, как следствие, к ухудшению защитных свойств. В современных конструкциях плазмтронов для «успокоения» газа на выходе из сопла устанавливают сетчатые фильтры [30]. Однако сетки из-за быстрого забивания и разрушения брызгами расплавленного металла не позволяют получить стабильной высококачественной защиты сварочной ванны.

Режим движения газа оценивается числом Рейнольдса [31], значение которого при плазменной наплавке с подачей порошка через защитное сопло плазмтрона в расплавленное покрытие можно определить по формуле

$$Re = \frac{(D_p - d_s)V_r}{2\nu}, \quad (1)$$

И. Н. Кравченко
E-mail: kravchenko-in71@yandex.ru

где D_n — наружный диаметр плазмообразующего сопла, м; d_3 — внутренний диаметр защитного сопла, м; V_r — средняя скорость газа в газопорошковой смеси, м/с; ν — коэффициент кинематической вязкости газа, м²/с.

Турбулентное истечение газа из длинной цилиндрической трубы можно ожидать при Re выше 2300, ламинарное — при меньших значениях Re . Однако эти числа являются весьма условными, поскольку режим движения газа при сварочных процессах зависит от многих факторов: режима сварки, вида газа, размера и формы защитного сопла, расстояния от сопла до свариваемого металла, формы наплавляемого изделия. Поэтому оптимальные параметры процесса газовой защиты сварочной ванны для конкретного способа наплавки определяют экспериментальным путем.

При сварочных процессах следует стремиться к такому режиму движения газа, при котором скорость его истечения была бы минимальной, но при условии сохранения жесткости газовой защитной струи и обеспечения надежной защиты расплавленного металла [32, 33]. С учетом этих условий уменьшение Re за счет погашения скорости истечения газа является одним из перспективных путей улучшения качества защиты расплавленного металла.

В настоящее время в России и за рубежом специалисты различных отраслей науки и техники проявляют все возрастающий интерес к газопорошковым проточным системам и предсказывают им большое будущее в повышении эффективности при разработке различных технологических процессов [19, 34–36]. Путем соответствующего подбора дисперсных частиц и их введения в газовый поток можно в широких пределах управлять газопорошковой смесью, а также регулировать ее свойства и влиять на эффективность процесса в целом.

Для определения свойств газопорошковой смеси проведены исследования, цель которых заключается в улучшении качества защиты расплавленного металла, уменьшении расхода газа, повышении производительности плазменной наплавки и разработке более совершенной конструкции плазмотрона.

ОБЪЕКТ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для достижения поставленной цели исследовали способ плазменной наплавки порошковыми сплавами с использованием в качестве защиты расплавленного металла газопорошкового потока. Кроме того, сконструирован плазмотрон [37], позволивший производить наплавку по схеме, при которой газ, транспортирующий наплавочный порошок, выполняет одновременно защитные функции (рис. 1). При этом частицы порошка, как более тяжелые, чем газ, не изме-

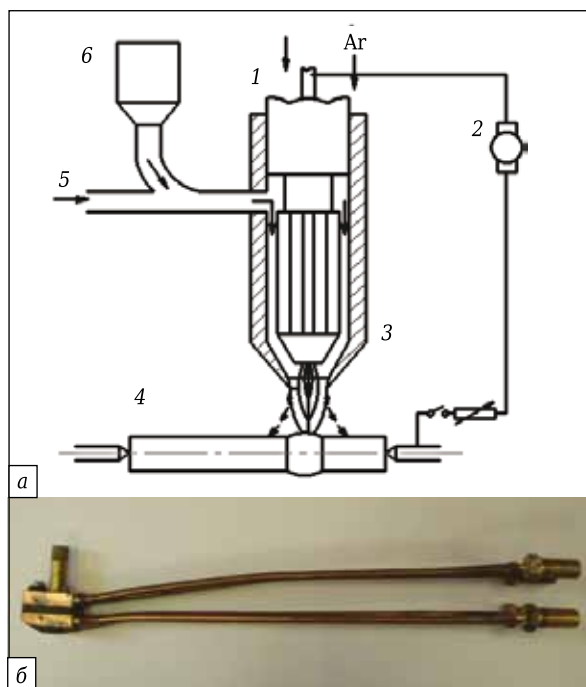


Рис. 1. Схема плазменной наплавки (а) и малогабаритный плазмотрон (б) в защитной среде газопорошкового потока: 1 — корпус плазмотрона; 2 — источник тока; 3 — газопорошковая смесь; 4 — наплавляемая деталь; 5 — газ, транспортирующий порошок; 6 — порошковый питатель

няя своего направления, транспортируются под заданным углом к расплавленному металлу. В то же время транспортирующий газ при выходе из сопла устремляется в противоположную сторону, оттесняя наружный воздух от переплавляемого металла, образуя вокруг расплавленного металла газовую защиту. Это позволяет отказаться от защитного газа как самостоятельного потока и защитного сопла, сократив тем самым расход аргона на 50–60 %, а также уменьшить габариты плазмотрона.

Транспортирующий (защитный) газ выходит наружу на определенном расстоянии от плазмообразующего канала, и его истечение не нарушается воздействием сжатой дуги. При такой защите частицы порошка в газовом потоке выполняют, подобно металлическим сеткам, роль гасителей скорости потока газа и одновременно служат наплавочным материалом. Однако необходимо доказать, что предложенная схема подачи порошка транспортирующим газом обеспечивает качественную защиту расплавленного металла при плазменной наплавке.

Из гидродинамики известно [38, 39], что при движении газового потока, содержащего твердые частицы, в области непосредственного соприкосновения газа с частицами образуется ламинарный слой. В отличие от однородной среды процессы, протекающие между газовым потоком и движущимися в нем твердыми части-

цами, представляют собой сложное физическое явление, математическое описание которого представляет значительные трудности. Между тем для повышения эффективности рассматриваемого процесса необходимо установить закономерности движения как частиц, так и газа в зависимости от воздействия разных факторов.

Расчет скорости истечения газа в газопорошковом потоке и степени ее гашения частицами порошка выполняли путем математического описания характера движения газопорошковой смеси с использованием уравнений механики. Для упрощения решения задачи были приняты следующие допущения [28, 29]:

- столкновение частиц между собой и со стенкой канала не оказывает существенного влияния на скорость движения;
- частицы, одинаковые по размеру и массе, имеют форму шара.

Если в газовый поток ввести порошок, то согласно закону сохранения количества движения:

$$m_r V_0 = (m_r + m_n) V_1, \quad (2)$$

где m_r , m_n — масса газа и порошка соответственно, кг; V_0 — средняя начальная скорость газа, м/с; V_1 — средняя скорость газа в газопорошковом потоке, м/с.

Из уравнения (2) определим V_1 :

$$V_1 = \frac{m_r V_0}{m_r + m_n}. \quad (3)$$

Представим отношение масс порошка и газа и их расходов G_n и G_r :

$$\frac{m_n}{m_r} = \frac{G_n}{G_r} = k, \quad (4)$$

где k — массовая расходная концентрация (характеристика газопорошковых потоков).

Решая уравнение (4) относительно $m_n = k m_r$ и подставляя это выражение в формулу (2), получаем:

$$V_1 = \frac{V_0}{1 + k}. \quad (5)$$

При плазменной наплавке газопорошковый поток, перемещаясь по трубе, направляется в полость защитного сопла, имеющего большую площадь поперечного сечения $S_c \mu^2$, чем площадь поперечного сечения трубки $S_r \mu^2$, и претерпевает существенное сопротивление. По данным [17, 28, 40, 41], коэффициент местного сопротивления ξ при внезапном расширении потока определяется по формуле

$$\xi = \frac{S_r}{S_c}. \quad (6)$$

Тогда формулу (5) правомерно записать в следующем виде:

$$V_1 = \left(\frac{V_0}{1 + k} \right) \xi. \quad (7)$$

Для малогабаритного плазмотрона $\xi = 0,44$ [37].

Из выражения (7) видно, что $V_1 < V_0$ и зависит от концентрации частиц в газопорошковом потоке. Начальную скорость газа V_0 рассчитаем по формуле

$$V_0 = \frac{G_r}{S \cdot t}, \quad (8)$$

где G_r — объемный расход газа, м^3 ; S — площадь внутреннего поперечного сечения трубопровода, через который проходит газ, м^2 ; t — время прохождения газа, с (G_r и t определяют, исходя из заданного расхода газа).

Для точности расчетов скорости истечения газа из сопла плазмотрона проведены сравнительные экспериментальные исследования. В процессе опытов замеряли конечную скорость защитного газа без порошка и в смеси с порошком. На рис. 2 показана схема измеряющего устройства, которая состоит из двух частей: приемной и регистрирующей. В качестве приемной части применяли дифференциальную трубку Пито – Прандтля [42], являющуюся более точным средством измерения скорости газового потока. Регистрирующим устройством перепада давлений $\left(\Delta P = \frac{\rho V^2}{2} \right)$ служил тягонапоромер, поскольку для обеспечения защиты расплавленного металла при плазменной наплавке требуется незначительный расход газа.

Скорость газа V , соответствующая этому перепаду, определяли по формуле

$$V = k_t \sqrt{\frac{2 \Delta P}{\rho}}, \quad (9)$$

где k_t — коэффициент трубки Пито – Прандтля ($k_t = 1$); ΔP — динамическое давление, Па; ρ — плотность газа, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Поскольку измерение скорости газа трубкой является точечным, т. е. относится лишь к одной точке исследуемого газового или газопорошкового потока, протекающего через защит-

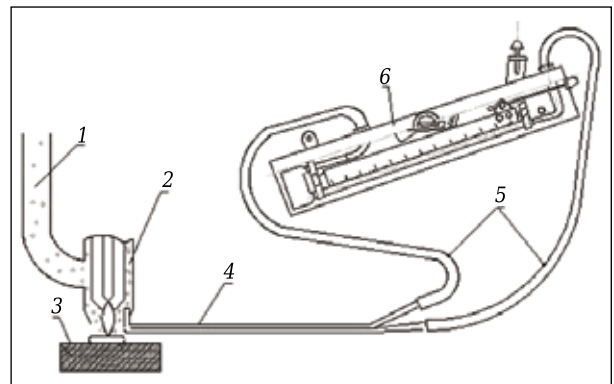


Рис. 2. Схема измерения скорости газа: 1 — газопорошковая смесь; 2 — защитное сопло; 3 — наплавляемая деталь; 4 — трубка Пито – Прандтля; 5 — соединительные трубопроводы; 6 — тягонапоромер

ное сопло плазмотрона, для повышения точности измерения проводили в шести точках сопла при трехкратном повторении в каждой точке. Результирующую скорость принимали как среднеарифметическую величину всех замеров. При измерении скорости газа, подаваемого в смеси с транспортирующим порошком в защитное сопло плазмотрона для устранения забивания входного отверстия трубки Пито – Прандтля частицами порошка, их размер (0,6–0,8 мм) выбирали больше размера входного отверстия (~0,5 мм).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ СКОРОСТИ ИСТЕЧЕНИЯ ГАЗА И ПОЛЕТА ЧАСТИЦ ПОРОШКА ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ СЖАТОЙ ДУГОЙ В ГАЗОПОРШКОВОЙ ЗАЩИТНОЙ СРЕДЕ

Результаты расчетных и экспериментальных данных по скорости истечения газа, транспортирующего порошок, показаны на рис. 3.

Изменяя концентрацию частиц порошка, можно в широких пределах регулировать скорость истечения газа. Отношение скорости истечения газа без порошка к скорости истечения газа, транспортирующего порошок, составляет $V_r/V_n = 1,3 \div 2,4$ при $G_r = 8 \div 16$ л/мин, $G_n = 0,20 \div 0,65$ г/с и диаметре защитного сопла 12 и 14 мм.

Качество защиты определяли путем наплавки порошка, транспортируемого газом (горячими углеводородами) от двигателя внутреннего сгорания, на пластину толщиной 8 мм, что позволяет оценить эффективность газовой защиты в динамике, характерной для реального процесса плазменной наплавки порошком. О качестве защиты судили по цвету и ширине неокисленной зоны. Блестящая серебристая поверхность наплавленного покрытия и окружающей его зоны свидетельствует о хорошей защите

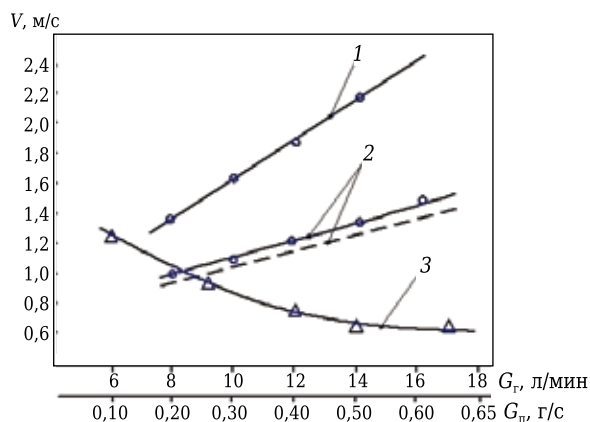


Рис. 3. Влияние расхода газа G_r и газопорошковой смеси G_n на скорость истечения V защитного газа: 1 — защита газом без порошка; 2 — защита газопорошковой смесью с постоянным расходом порошка ($G_n = 0,25$ г/с); 3 — защита газопорошковой смесью с постоянным расходом газа ($G_r = 9$ л/мин); — — — экспериментальная зависимость; - - - - - расчетная

(рис. 4, а). Исследования показали, что при защите газопорошковой смесью размер неокисленной зоны на 3–5 мм больше, чем при защите только одним газом. Увеличение размера неокисленной зоны с введением порошка в защитный газ показано на рис. 4, б; при этом пластину наплавляли с подачей порошка, а затем в процессе наплавки порошок перекрывали и последующий нагрев пластины осуществляли в газовой защите без порошка (рис. 4, в). Результаты исследований зависимости ширины защитной зоны от расхода газа, расстояния от плазмотрона до детали и скорости плазменной наплавки показаны на рис. 5.

Оптимальный расход газа, соответствующий наибольшей ширине защитной зоны, составляет 12–16 л/мин. При расходе газа более 16 л/мин ширина защитной зоны уменьшается (см. рис. 5, а), что объясняется возрастанием скорости истечения защитного газа и его переходом от ламинарного истечения к турбулентному. Под-

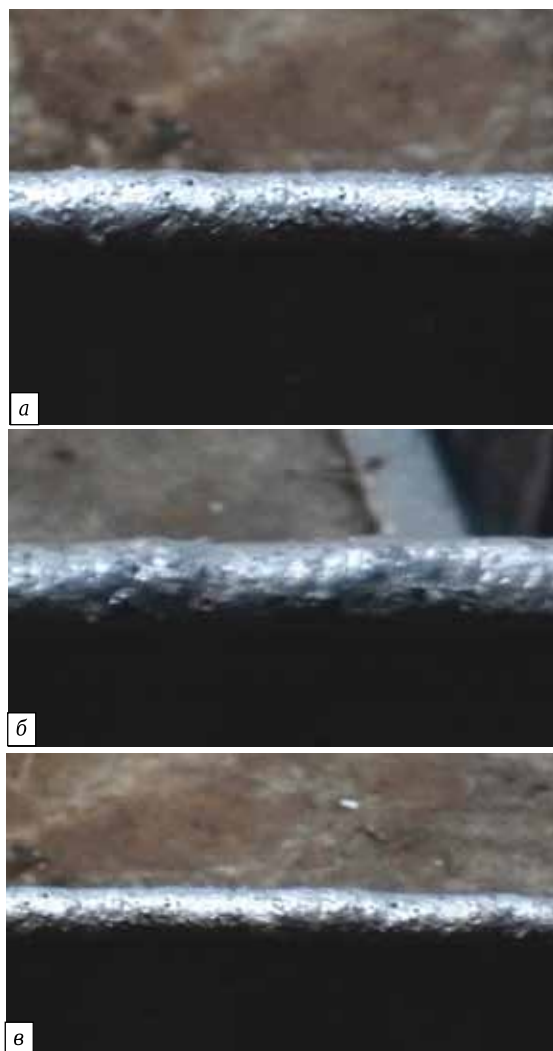


Рис. 4. Общий вид неокисленной зоны: а — при наплавке и защите газопорошковой смесью; б — при наплавке и защите газопорошковой смесью и защите только одним газом; в — общий вид защитной зоны при плазменной наплавке газопорошковой смесью

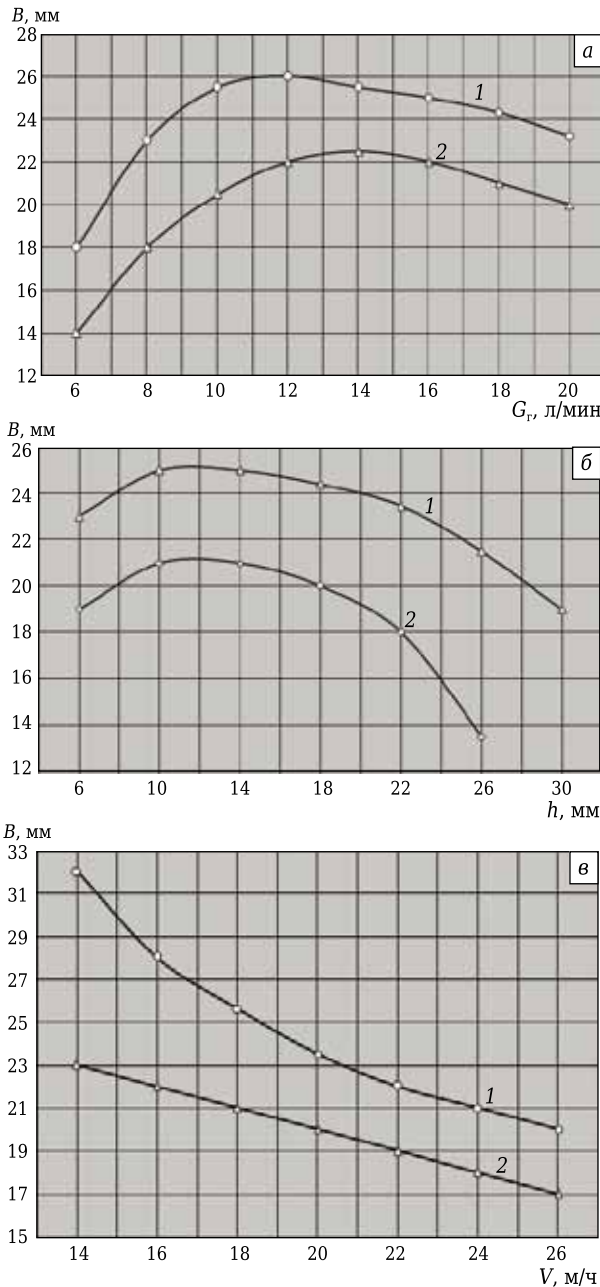


Рис. 5. Зависимости ширины защитной зоны B от расхода газа G_r (а), от расстояния между плазматроном и деталью h (б) и от скорости перемещения плазматрона V (в): 1 — защита газопорошковой смесью; 2 — защита только газом

нятие плазматрона от детали на расстояние более 14 мм уменьшает ширину защитной зоны (см. рис. 5, б) из-за потери жесткости струи защитного газа. При увеличении скорости плазменной наплавки ширина защитной зоны сужается (см. рис. 5, в), поскольку уменьшаются удельный расход газа и скорость его истечения.

Из гидродинамики известно [39, 43], что особенностью движения газопорошковых смесей является наличие определенной разности скоростей твердого и газового компонентов, что может

существенно влиять на выбор режима плазменной наплавки. Поэтому для подбора оптимальных значений расхода газа и порошка необходимо знать как скорость движения газа, так и скорость движения порошка.

Для расчета скорости частиц порошка траектория движения частиц была разбита на четыре участка, характерных для схемы плазменной наплавки (рис. 6) и определена скорость частиц на соответствующих участках. На участке 1–2 скорость частицы определяли по теореме изменения кинетической энергии материальной точки по формуле

$$\frac{mV_{1-2}^2}{2} - \frac{mV_{0-1}^2}{2} = \sum A_i = (mg + F_{1-2})h_{1-2}, \quad (10)$$

где F_{1-2} — сила, с которой газ давит на частицу на участке 1–2, Н; m — масса частицы, кг; g — ускорение свободного падения, м/с² ($g \approx 9,8$ м/с²); h_{1-2} — длина участка 1–2, м.

Пренебрегая силой сопротивления, получаем выражение

$$V_{1-2} = \sqrt{\frac{2(mg + F_{1-2})}{m} h_{1-2} + V_{0-1}^2}. \quad (11)$$

Массу одной частицы определяли по формуле

$$m = \rho \cdot V_{\text{ч}}, \quad (12)$$

где ρ — плотность частицы, кг/м³; $V_{\text{ч}}$ — объем шаровой частицы, м³.

Скорость на участке 0–1 определяли в соответствии с законами свободного падения тела по формуле

$$V_{0-1} = \sqrt{2gh_{0-1}}. \quad (13)$$

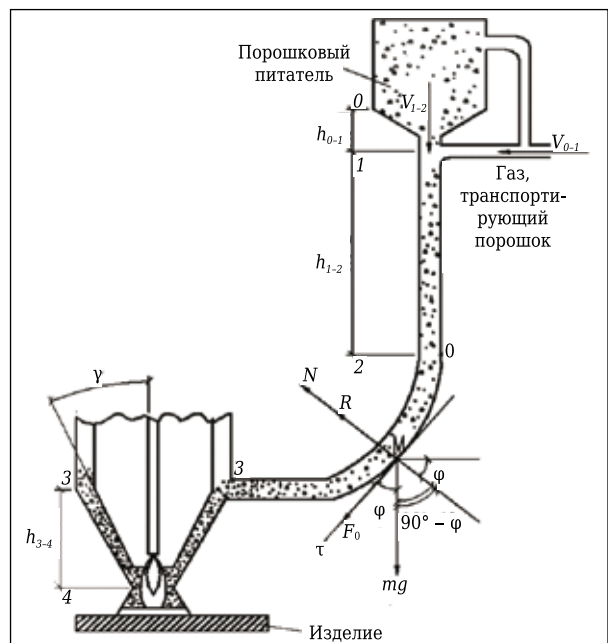


Рис. 6. Расчетная схема определения скорости частиц в газопорошковом потоке при плазменной наплавке: $h_{0-1} = 8$ см; $h_{1-2} = 30$ см; $h_{3-4} = 4$ см; $\gamma = 30^\circ$; $\varphi = 70^\circ$; $R_{2-3} = 10$ см; транспортирующий газ — горячие углеводороды

Более сложно определить скорость на участке 2–3.

Запишем математическое выражение второго закона Ньютона в виде следующей формулы:

$$m \frac{dV}{dt} = F. \quad (14)$$

Это соотношение представляет собой дифференциальное уравнение движения материальной точки, с помощью которого можно решить поставленную задачу, т. е. найти закон движения точки (частицы), если известны масса m частицы, действующая на нее сила F и начальные условия — скорость V_0 и положение точки (частицы) в начальный момент времени. В зависимости от характера и постановки конкретной задачи уравнение (14) решают в координатах или в проекциях на касательную и нормаль к траектории в данной точке. Если заранее известна траектория материальной точки, то более удобно пользоваться не декартовыми, а обычными координатными осями и поставленную задачу решать с использованием уравнения движения несвободной материальной точки в форме Эйлера:

$$m \frac{d^2V}{dt^2} = F. \quad (15)$$

Траекторию на участке 2–3 можно принять за часть окружности (см. рис. 6). Проектируем на направление касательной и нормали к траектории в данной точке:

$$m \frac{d^2V}{dt^2} = mg \cdot \cos\varphi + F_{2-3}, \quad (16)$$

где F_{2-3} — сила, с которой газ давит на участке 2–3.

$$S = OM = R \cdot \varphi,$$

$$\frac{d^2S}{dt^2} = R \frac{d^2\varphi}{dt^2} = R \frac{du}{dt} = R \frac{d\omega}{d\varphi} \cdot \frac{d\varphi}{dt} = R \frac{d\omega}{d\varphi} \cdot \omega, \quad (17)$$

где ω — угловая скорость.

Подставив выражение (17) в уравнение (16), получим

$$mR \frac{d\omega}{d\varphi} \cdot \omega = mg \cdot \cos\varphi + F_{2-3}.$$

Разделим переменные и сведем в уравнение $\omega \cdot mRdr = (mg \cdot \cos\varphi + F_{2-3})d\varphi$.

Решая это дифференциальное уравнение, получим выражение:

$$mR \int \omega dr = (mg \cdot \cos\varphi + F_{2-3})d\varphi + C, \\ mR \frac{\omega^2}{2} = mg \cdot \sin\varphi + F_0\varphi + C. \quad (18)$$

Начальной скоростью на участке 2–3 будет скорость, полученная в конце участка 1–2 (V_{2-1}).

Таким образом, начальные условия для участка 2–3: $\varphi = 0$; $V = V_{1-2}$.

Используя формулу теоретической механики, преобразуем уравнение (18) и получим уравнение

$$\frac{mV_{2-3}^2}{2R} = mg \cdot \sin\varphi + F_0 + C, \quad (19)$$

где V_{2-3} — скорость частиц порошка в конце участка 2–3.

Из начальных условий находим C :

$$C = \frac{mV_{1-2}^2}{2R}.$$

Подставляя все значения в формулу (19), получим

$$\frac{mV_{2-3}^2}{2R} = mg \cdot \sin\varphi + F_{2-3}\varphi + \frac{mV_{1-2}^2}{2R}.$$

Отсюда определим скорость частиц на участке 2–3 по формуле

$$V_{2-3}^2 = 2Rg \cdot \sin\varphi + \frac{2RF_{2-3}\varphi}{m} + V_{1-2}^2, \\ V_{2-3} = \sqrt{2Rg \cdot \sin\varphi + \frac{2RF_{2-3}\varphi}{m} + V_{1-2}^2}. \quad (20)$$

Скорость в конце участка 3–4 также определяли согласно теореме изменения кинетической энергии материальной точки:

$$V_{3-4} = \sqrt{\frac{2(mg \cdot \cos\gamma) + F_{3-4}}{m} \cdot \frac{h_{3-4}}{\cos\gamma} + [V_{2-3} \cdot \cos(\varphi - \gamma)]^2}, \quad (21)$$

где γ — угол между вертикалью и траекторией движения частиц на участке 3–4 (для разных конструкций плазмотронов γ изменяется в пределах от 5 до 30°).

В соответствии с предложенной математической моделью разработан программный комплекс для ПЭВМ [44, 45], с использованием которого проанализирован характер движения частиц порошка в зависимости от массы и геометрических параметров траектории. По результатам расчетов построены экспериментальные зависимости (рис. 7), которые показывают, что с увеличением массы частиц скорость их снижается (см. рис. 7, а). Повышение расстояния (высоты) от порошкового питателя до наплавляемой детали на любом участке движения частиц приводит к росту их скорости (см. рис. 7, б–г). Скорость частиц возрастает также с увеличением угла γ и радиуса R (см. рис. 7, д, е). При этом чем ближе эти параметры к вертикальной прямой транспортирования порошка, тем выше скорость частиц. Исходные данные частиц порошка (размер, площадь, масса и сила, действующая на частицу на разных участках траектории), используемые при расчетах, приведены в таблице.

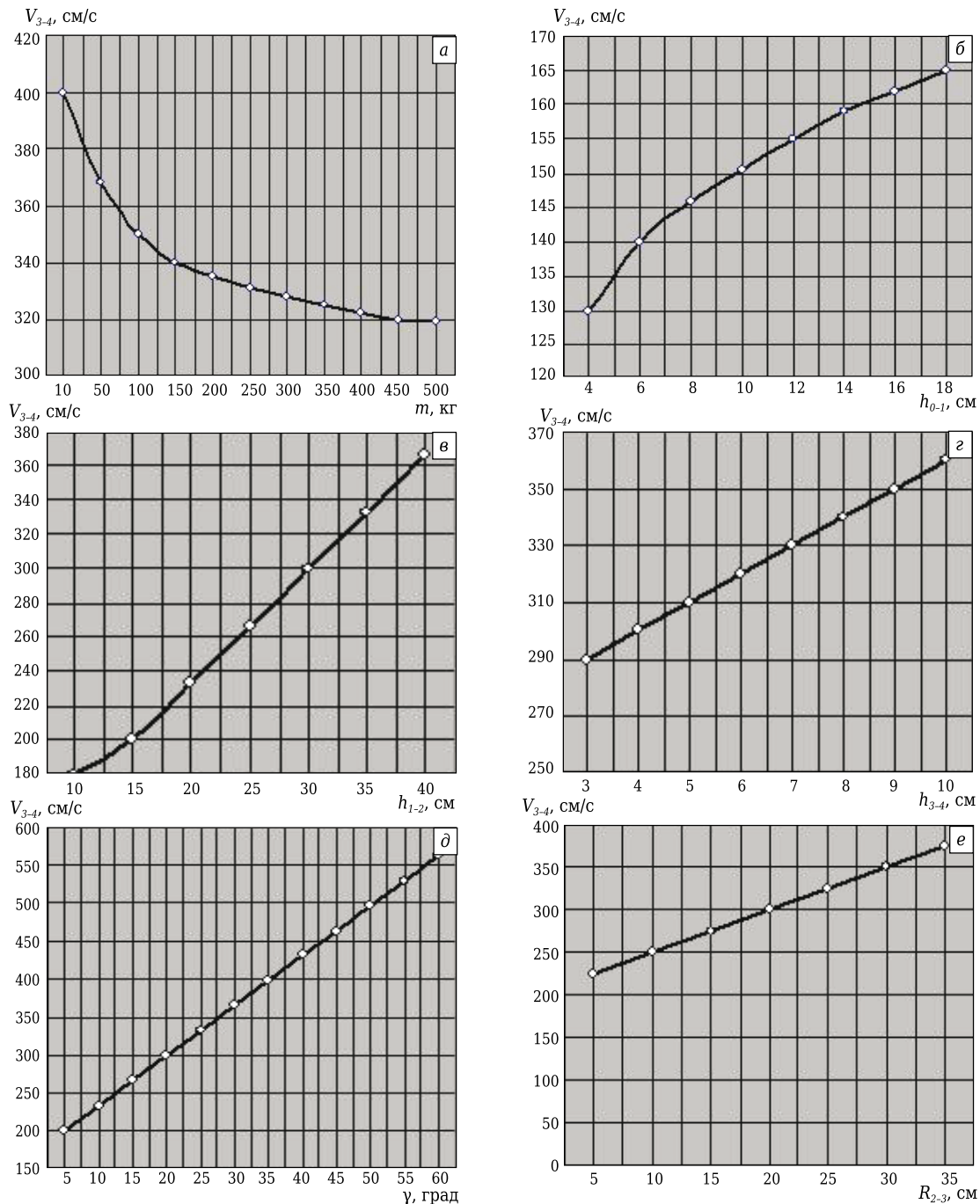


Рис. 7. Зависимости скорости V движения частиц от массы m и геометрических параметров движения (h , γ , R)

Для проверки расчетных данных скорость частиц на выходе определяли методами покадровой фотосъемки и видеосъемки с использованием программы Pinnacle Studio Plus (рис. 8),

которая позволяет осуществлять покадровый просмотр как видео, так и фотосъемки (рис. 9).

Первый метод покадровой фотосъемки применяется при непрерывном освещении летящих

Исходные данные частиц порошка, используемые при расчетах

r , мм	S , 10^{-8} м ²	m , 10^{-8} кг	F_{1-2} , 10^{-4} Н	F_{2-3} , 10^{-4} Н	F_{3-4} , 10^{-4} Н
0,1	3,14	3,1	1,44	1,03	0,63
0,2	6,3	25	2,84	2,08	1,26
0,3	28	84	12,6	92,4	5,6
0,4	50	200	22,5	16,5	10,0
0,5	79	390	35,5	26,07	15,8
0,6	113	669	50,85	37,3	22,6

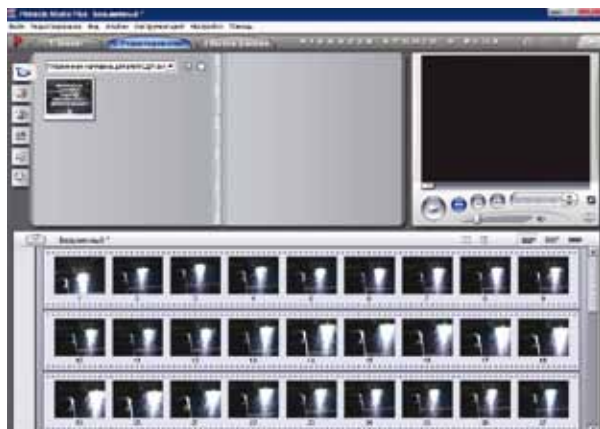


Рис. 8. Интерфейс программы Pinnacle Studio Plus для просмотра кадров фото и видеосъемки

частиц. При плазменной наплавке источником постоянного освещения является плазменная струя. Длину траектории полета частиц определяли по цифровой фотографии (с учетом экспозиции фотосъемки), а время — по выдержке. Второй метод видеосъемки отличается более высокой точностью определения скорости полета частиц. Съемки выполняли цифровой видеокамерой Sony

Handycam HDR-CX7EK в видеоформате MPEG4 – AVCHD с возможностью фотосъемки при расходе газа 6–16 л/мин, расходе порошка 0,25–0,55 г/с и диаметре частиц 0,1–0,6 мм.

Скорость частиц рассчитывали с учетом их относительного взаимного положения на соседних видеокадрах и межкадровой экспозиции. Измерения показали, что скорость частиц находится в пределах 0,74–1,32 м/с. На изменение скорости частиц значительно влияют их размер и высокий предел скорости (1,32 м/с). Измерение скорости частиц двумя методами показало их высокую сходимость по точности.

Результаты измерений свидетельствуют также о том, что скорость твердых частиц несколько ниже (при прочих равных условиях), чем скорость транспортирующего их газа. Значения скоростей частиц V_{3-4} , рассчитанных теоретически и полученных экспериментально, различаются не более чем на 13 %, что указывает на возможность и целесообразность применения полученных выражений (11), (20) и (21) для определения скорости частиц расчетным путем с использованием программного обеспечения.

Таким образом, частицы порошка обеспечива-ют ламинарное истечение газа из защитного соп-

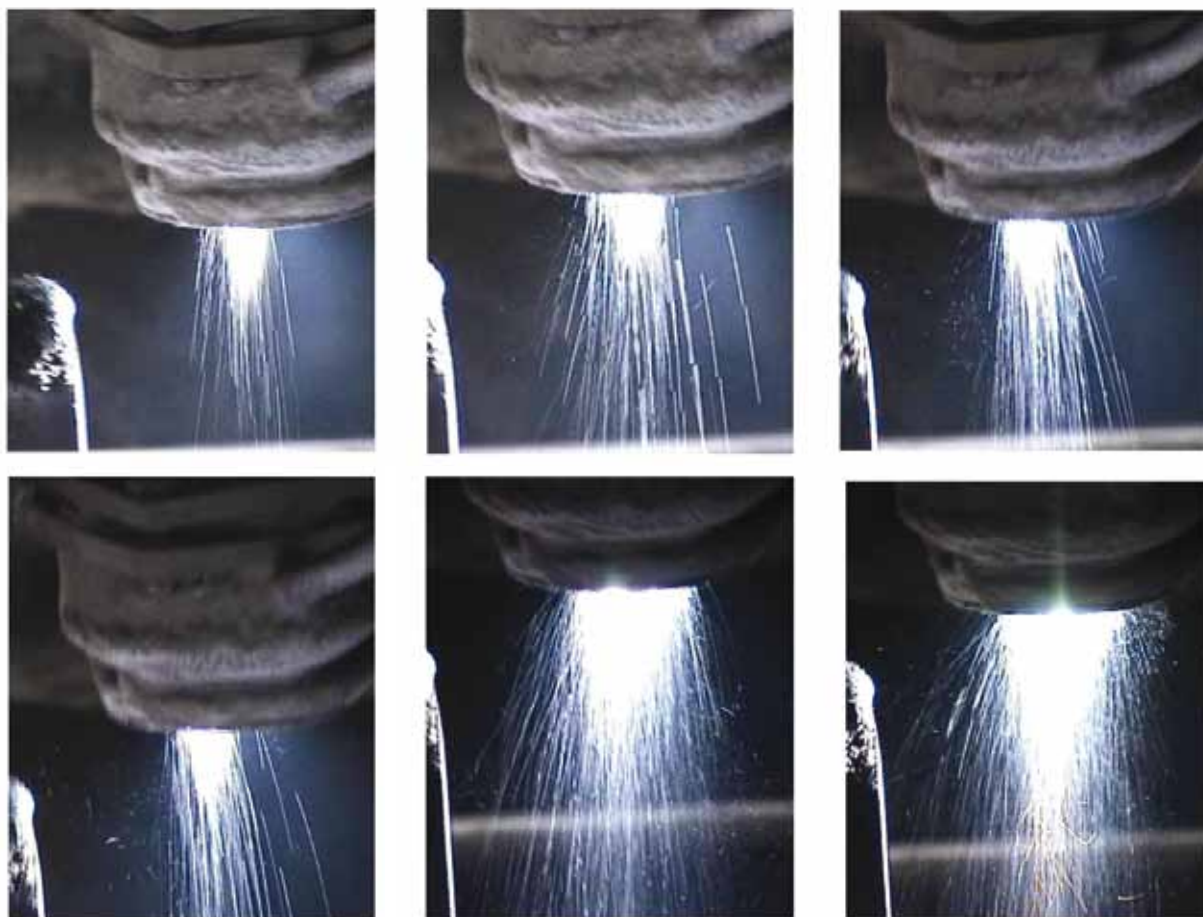


Рис. 9. Покадровый просмотр видеосъемки для определения скорости полета частиц, транспортируемых защитным газом через сопло плазматрона

ла, поскольку они замедляют (гасят) его движение и служат как бы фиксированными в статистическом смысле центрами сопротивления движению газа в виде пакета сеток, используемых при плазменном способе наплавки для улучшения качества защиты. Однако в отличие от неподвижных сеток газопорошковая смесь является постоянно движущимся фильтром (практически с неограниченной длиной) и при сравнительно небольшом расходе газа обеспечивает достаточную жесткость струи. Кроме того, частицы порошка находятся в газовой среде вплоть до поступления к расплавленному металлу и защищены тем самым от контакта с окружающей средой. При этом качество защиты расплавленного металла в меньшей степени зависит от изменения параметров режима плазменной наплавки (силы тока дуги плазмотрона, скорости плазменной наплавки и др.).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На основании проведенных исследований предложен новый способ защиты сварочной

ванны газопорошковым потоком. Для осуществления и реализации этого способа сконструирован плазмотрон, позволивший производить наплавку по схеме, при которой газ, транспортирующий наплавочный порошок, выполняет одновременно защитные функции. Применение разработанного способа обеспечивает сокращение расхода аргона на 50–60 % и уменьшение габаритов плазмотрона, отказавшись от защитного сопла и защитного газа как самостоятельного потока.

2. Опыт работы плазменных установок в производственных условиях показал, что применение газопорошковой защиты для плазменной наплавки порошков из твердых сплавов, транспортируемых в зону наплавки газом горячими углеводородами от двигателя внутреннего сгорания, обеспечивает эффективность работы сжатой дуги, надежную защиту расплавленного металла от окружающего воздуха и позволяет получить износостойкие покрытия с минимальной глубиной проплавления основного металла.

Библиографический список

1. **Косилов, А. И.** Плазменная наплавка деталей порошковыми композициями / *А. И. Косилов* // Техника в сельском хозяйстве. — 1983. — № 2. — С. 51–56.
2. **Хасуи, А.** Наплавка и напыление / *А. Хасуи, О. Моригаки* ; под ред. В. С. Степина, Н. Г. Шестеркина. — М. : Машиностроение, 1985. — 240 с.
3. **Сидоров, А. И.** Сравнительная оценка способов плазменной наплавки и плазменного напыления с оплавлением / *А. И. Сидоров, С. А. Сидоров, С. В. Карцев, И. Н. Кравченко* // Инженерно-техническое обеспечение АПК и машинно-технологические станции в условиях реформирования. В 2 т. Т. 2. — Орел : Изд-во ОрелГАУ, 2000. — С. 116–118.
4. **Переpletчиков, Е. Ф.** Плазменная наплавка / *Е. Ф. Переpletчиков* // Ремонт. Восстановление. Модернизация. — 2005. — № 12. — С. 35–40.
5. **Гладкий, П. В.** Плазменная наплавка / *П. В. Гладкий, Е. Ф. Переpletчиков, И. А. Рябцев*. — Киев : Эко-технология, 2007. — 292 с.
6. **Гладкий, П. В.** Плазменная наплавка (Обзор) / *П. В. Гладкий, Е. Ф. Переpletчиков, И. А. Рябцев* // Автоматическая сварка. — 2007. — № 2. — С. 32–40.
7. **А. с. 1473225, В 23 К 9/16, 9/04.** Плазмотрон для наплавки / *Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, Б. Л. Вичик, В. П. Зайцев* ; опубл. 09.03.1987.
8. **Сидоров, А. И.** Плазмотрон для наплавки порошковыми сплавами в защитной воздушно-порошковой среде / *А. И. Сидоров, С. А. Сидоров* // Сварочное производство. — 1987. — № 4. — С. 27.
9. **Коротеев, А. С.** Плазмтроны: конструкции, характеристики, расчет / *А. С. Коротеев, В. М. Миронов, Ю. С. Свирчук*. — М. : Машиностроение, 1993. — 296 с.
10. **Гладкий, П. В.** Тепловые характеристики дуги наплавочных плазмтронов / *П. В. Гладкий* // Автоматическая сварка. — 1999. — № 6. — С. 13–17.
11. **Аньшаков, А. С.** Влияние уступа в выходном электроде на эффективность работы двухкамерного плаз-

- мтрон / *А. С. Аньшаков, Э. К. Урбах* [и др.] // Теплофизика и аэромеханика. — 2006. — Т. 13, № 3. — С. 493–500.
12. **Клименко, Г. К.** Конструкции электродуговых плазмтронов [Электронный ресурс] / *Г. К. Клименко, А. А. Ляпин*. — М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2011. — 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).
13. **Радько, С. И.** Устройство электродугового плазмтрона и моделирование его энергетических характеристик / *С. И. Радько, Э. К. Урбах* // Доклады ТУСУР. — 2012. — № 1 (25), ч. 1. — С. 212–215.
14. **Аньшаков, А. С.** Исследование энергетических характеристик в электродуговом плазмтроне с выходным ступенчатым электродом / *А. С. Аньшаков, П. В. Домаров* // Научный вестник НГТУ. — 2013. — № 4 (53). — С. 139–143.
15. **Самотугин, С. С.** Оптимизация конструкции плазмтрона для поверхностной модификации стальных изделий / *С. С. Самотугин, В. А. Гагарин* // Вестник Приазовского гос. техн. ун-та. — 2017. — Вып. 35. — С. 104–110.
16. **Пат. 21914 Республика Беларусь, МПК Н 05 Н 1/00.** Плазмтрон для нанесения покрытия / *Оковитый В. В., Девойно О. Г., Оковитый В. А., Асташинский В. М.* ; опубл. 30.06.2018.
17. **Сидоров, А. И.** Восстановление деталей сельскохозяйственной техники плазменной наплавкой : дис. ... докт. техн. наук : 05.20.03. — М., 1989. — 220 с.
18. **Сидоров А. И.** Эффективность плазменного напыления с последующим оплавлением / *А. И. Сидоров, С. В. Карцев* // Механизация и электрификация сельского хозяйства. — 2000. — № 12. — С. 20–23.
19. **Карцев, С. В.** Разработка технологического процесса упрочнения быстроизнашиваемых деталей землеройных машин плазменной наплавкой / *С. В. Карцев, И. Н. Кравченко, М. Н. Ерофеев* [и др.] // Отчет о НИР. Шифр «Наплавка». Рег. № 148. — Балашиха : ВТУ при Спецстрое России, 2006. — 135 с.

20. **Ермаков, С. А.** Особенности плазменной порошковой наплавки двухдуговым плазмотроном / С. А. Ермаков, Н. А. Соснин, П. А. Тополянский // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки. Ч. 1. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2007. — С. 94–101.
21. **Карцев, С. В.** Особенности плазменной наплавки порошковых материалов / С. В. Карцев, А. Н. Шиповалов, Г. А. Храпков, С. М. Зубачев // Труды ГосНИТИ. — 2009. — Т. 103. — С. 146–148.
22. **Кудинов, В. В.** Нанесение плазмой тугоплавких покрытий / В. В. Кудинов, В. М. Иванов. — М. : Машиностроение, 1981. — 192 с.
23. **Кулик, А. Я.** Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин [и др.]. — Л. : Машиностроение, 1985. — 199 с.
24. **Борисов, Ю. С.** Газотермические покрытия из порошковых материалов : справочник / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко [и др.]. — Киев : Наукова думка, 1987. — 543 с.
25. **Кудинов, В. В.** Нанесение покрытий плазмой / В. В. Кудинов, П. Ю. Пекшеев, В. Е. Белащенко [и др.]. — М. : Наука, 1990. — 408 с.
26. **Балдаев, Л. Х.** Газотермическое напыление / Л. Х. Балдаев, В. Н. Борисов, В. А. Вахалин [и др.] ; под общ. ред. Л. Х. Балдаева. — М. : Маркет ДС, 2007. — 344 с.
27. **Калита, В. И.** Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой / В. И. Калита, Д. И. Комлев. — М. : Лидер М, 2008. — 388 с.
28. **Сидоров, А. И.** Восстановление деталей напылением и наплавкой / А. И. Сидоров. — М. : Машиностроение, 1987. — 192 с.
29. **Карцев, С. В.** Исследование эффективности способа защиты плазменной наплавки газопорошковым потоком / С. В. Карцев, А. Н. Шиповалов, Г. А. Храпков, И. Н. Кравченко // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки. Ч. 1. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2007. — С. 131–134.
30. **Ардентов, В. В.** О влиянии конструкции проточной части горелок на характеристики газовой защиты / В. В. Ардентов, Г. Н. Федоренко // Сварочное производство. — 1983. — № 10. — С. 14, 15.
31. **Новожилов, Н. М.** Основы металлургии дуговой сварки в газах / Н. М. Новожилов. — М. : Машиностроение, 1979. — 231 с.
32. **Дмитрик, В. В.** Разработка метода определения температурного режима расплава ванны / В. В. Дмитрик // Изв. вузов. Машиностроение. — 1999. — № 1. — С. 76–80.
33. **Гладкий, П. В.** Температура и геометрические размеры сварочной ванны при плазменно-порошковой наплавке / П. В. Гладкий, А. В. Павленко, Е. Ф. Переплетчиков // Автоматическая сварка. — 2006. — № 6. — С. 15–19.
34. **Соснин, Н. А.** Плазменные технологии. Руководство для инженеров / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2013. — 406 с.
35. **Пузряков, А. Ф.** Технологии нанесения защитных и износостойких покрытий повышенной прочности / А. Ф. Пузряков, И. Н. Кравченко, И. К. Соколов [и др.]. — М. : Эко-Пресс, 2013. — 300 с.
36. **Кравченко, И. Н.** Ресурсосберегающие плазменные технологии при ремонте перерабатывающего оборудования / И. Н. Кравченко, М. А. Глинский, С. В. Карцев [и др.]. — М. : ИНФРА-М, 2020. — 202 с.
37. **Пат. 92238 Российская Федерация**, МПК Н 01 J 1/02. Плазмотрон для плазменной наплавки / Карцев С. В. — № 2009123241 ; заявл. 18.06.2009 ; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 7.
38. **Гордон, Г. М.** Пылеулавливание и очистка газов в цветной металлургии / Г. М. Гордон, И. Л. Пейсахов. — М. : Металлургия, 1977. — 456 с.
39. **Старк, С. Б.** Пылеулавливание и очистка газов в металлургии / С. Б. Старк. — М. : Металлургия, 1977. — 328 с.
40. **Юдаев, В. Ф.** Коэффициенты усреднения импульса и кинетической энергии ламинарного и турбулентного режимов течения / В. Ф. Юдаев // Изв. вузов. Машиностроение. — 1985. — № 3.
41. **Юдаев, В. Ф.** О коэффициентах усреднения импульса и кинетической энергии течений ньютоновской и неньютоновской жидкостей / В. Ф. Юдаев // Изв. вузов. Машиностроение. — 1986. — № 9.
42. **Юдаев, В. Ф.** Гидравлика / В. Ф. Юдаев. — М. : ИНФРА-М, 2017. — 301 с.
43. **Старк, С. Б.** Газоочистные аппараты и установки в металлургическом производстве / С. Б. Старк. — М. : Металлургия, 1990. — 400 с.
44. Диалоговая информационная система «Выбор режимов плазменной наплавки при разработке технологии восстановления деталей» [Электронный ресурс]. — Балашиха : ВТУ при Спецстрое России, 2008. — 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).
45. **Кравченко, И. Н.** Оптимизация технологических режимов нанесения защитных покрытий плазменными методами (TST Plasma Renovation) / И. Н. Кравченко, М. А. Глинский, В. М. Корнеев, А. В. Сиротов // Свидетельство о гос. рег. программы для ЭВМ № 2017619358 (RU). — № 2017615973 ; заявл. 26.06.2017 ; опубл. 24.08.2017. ■

Получено 23.05.20
© И. Н. Кравченко, С. В. Карцев,
Ю. А. Кузнецов, 2020 г.

Д. Х. А. Бесиса¹ (✉), З. И. Заки^{1,2}, А. М. М. Амин¹, Ю. М. З. Ахмед¹,
Е. М. М. Эвайс¹

¹ Центральный металлургический научно-исследовательский институт, кафедра огнеупорных и керамических материалов, г. Хелуан, Египет

² Таифский университет, группа по материаловедению и инжинирингу химического отделения научного факультета, г. Таиф, Саудовская Аравия

УДК 666.3:[546.822'261+546.623-31]:536.46(62)(532)

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ДОБАВОК НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТА $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ ТРИБОЛОГИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СВС

Предпринята попытка получения с помощью самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) композита $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$, обладающего высокой плотностью, однородной микроструктурой и отличными механическими свойствами для его использования в агрессивных средах. Для этого были изучены вводимые в композит $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ добавки разных армирующих компонентов: порошкообразный пластичный никель в количестве 5–20 мас. %, а также Al_2O_3 и ZrO_2 (1 М раствор) с добавкой и без добавки Ni и проведен СВС в сочетании с методом прямого уплотнения. Исследовано влияние содержания Ni и добавок Al_2O_3 и ZrO_2 на фазовый состав, уплотнение, микроструктуру и механические свойства синтезированного композита $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$. Установлено, что наилучшие результаты получаются при введении в состав композита $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ 5 мас. % Ni. Однако при содержании Ni более 5 мас. % в присутствии добавок Al_2O_3 и ZrO_2 нарушается ход химических реакций взаимодействия между исходными реагентами и характеристики композита ухудшаются. Поэтому для получения высокоплотного композита $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$, обладающего гомогенизированной морфологией и не имеющего аналогов по механическим свойствам, авторы предлагают в состав композита вводить добавку 5 мас. % Ni. Можно предположить, что полученные композиты могут успешно использоваться в агрессивных средах и трибологических областях.

Ключевые слова: композит $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$, армирование, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), прямое уплотнение, трибологические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Композиты $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ привлекли внимание многих исследователей благодаря механическим и трибологическим свойствам. Эти композиты широко известны как «черная керамика», обладают химической стабильностью, высокой прочностью и твердостью, отличной износостойкостью [1–3]. Содержащийся в этих композитах TiC способен устранять распространение трещин [4], а следовательно, повышать вязкость разрушения керамики на основе Al_2O_3 .

Инструменты из композитной керамики Al_2O_3 -TiC широко используют для высокоско-

ростной резки твердой стали, сплавов и чугуна [5, 6]. Композиты являются перспективными конструкционными материалами для изготовления абразивного инструмента, а также износостойких покрытий для деталей нефтеперерабатывающего оборудования [7]. Кроме того, композиты широко применяются для изготовления режущих пластин благодаря их способности работать на более высоких скоростях, чем цементированные карбиды, а также более высокой твердости, вязкости и прочности, чем у оксида алюминия [8].

Несмотря на эффективность керамических композитов $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ реакции между Al_2O_3 и TiC [9] (например, $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC} = \text{Al}_2\text{O} + \text{TiO} + \text{CO}$) происходят при высоких температурах, вызывая образование пор, что ухудшает механические свойства композитов. Таким образом, абсолютно плотные композиты Al_2O_3 -TiC обычным спеканием получить довольно трудно. Поэтому для

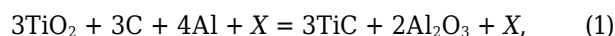


Д. Х. А. Бесиса
E-mail: dina_hussien2002@yahoo.com

их получения используют горячее прессование (HP) [10], горячее изостатическое прессование (HIP) [11] и спекание без давления (pressureless sintering — PS) при 1950 °C с высокой скоростью нагрева [9]. Однако эти методы сложны, дороги и потребляют значительную энергию из-за необходимости поддержания высокой температуры и давления в течение длительного времени.

С другой стороны, СВС является энергоэффективным методом изготовления керамики, интерметаллидов и металлокерамических композитов [12–16]. Кроме того, СВС в сочетании с методами прямого уплотнения (SHS/DC — direct consolidation) представляет собой потенциально привлекательный способ получения *in situ* высокоплотного композита TiC–Al₂O₃ [17]. При СВС с динамическим уплотнением (SHS/DC — dynamic consolidation) горячие пористые керамические массы, образующиеся в процессе реакций при СВС, уплотняются до высокой степени плотности за счет приложения внешних нагрузок или под воздействием волны сжатия, возникающей при детонации взрывчатого вещества и/или удара пластины, движущейся под воздействием взрыва. Технология SHS/DC имеет преимущество, состоящее в том, что она менее зависима от дорогостоящих устройств и имеет более высокую производительность, чем другие технологии [18].

Авторы статьи [19] разработали метод ускоренного уплотнения композитов, синтезированных с помощью СВС. При этом жидкий металл, вводимый в зону реакции СВС, проникает в синтезированную пористую керамическую матрицу. Соответственно, композиты TiC–Al₂O₃ могут быть синтезированы с помощью СВС следующим образом:



где X — жидкий металл, добавленный в процессе горения и проникающий в пористую керамическую матрицу, что приводит к образованию композита TiC–Al₂O₃–X.

Различные типы относительно мягких металлических частиц Ni, Fe, Al были добавлены к композитам Al₂O₃–TiC для повышения пластичности и плотности [20–22]. Авторы статьи [23] изучали влияние добавок MgO и Y₂O₃ на спекание и свойства спеченных композитов TiC–Al₂O₃. Композиты были изготовлены методом спекания без давления. Обнаружено, что добавки 0,5 % MgO и 1 % Y₂O₃ обеспечивают самые высокие показатели теоретической плотности (98 %) и предела прочности при изгибе (302 МПа) [23].

Авторы статьи [24] изучали влияние добавок Ni и Nb на механические и трибологические свойства композитов Al₂O₃–TiC, изготовленных методом искрового плазменного спекания. Однако влияние добавок Ni и Nb оказалось незначительным из-за их небольших количеств.

Показатели твердости и плотности спеченного композита повышаются по мере увеличения содержания Nb до 2 мас. %. При этом добавление Ni в количестве от 1 до 3 мас. % привело как к повышению твердости, так и к снижению износостойкости [24]. Сведений о влиянии добавок на стойкость и характеристики композитов TiC–Al₂O₃, спеченных с помощью СВС, немного. Наша группа сообщает о влиянии Fe и ZrO₂ на разные характеристики предлагаемого композита, изготовленного по технологии SHS/DC. Добавка 1 % ZrO₂ или 5 % металлического порошка Fe приводила к резкому снижению открытой пористости композита от 7 до менее 1 об. % со значительным увеличением твердости от 6,0 до 11,0 и 12,0 ГПа при добавлении 1 моля ZrO₂ и 5,0 мас. % Fe. Кроме того, вязкость разрушения повышалась от 3,5 до 6,0 и 7,0 МПа·м^{1/2} при введении 1 моля ZrO₂ и 15 мас. % Fe [25].

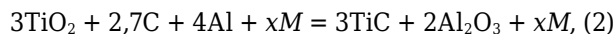
Обнаружено, что твердый и пластичный порошок Ni обладает высокой коррозионной стойкостью, а благодаря повышенной способности к упрочнению широко применяется при производстве толстых пластин [26]. Кроме того, установлено, что Ni является эффективной добавкой для спекания керамики и повышения прочности оболочки керамических частиц [27]. В некоторых работах сообщалось, что эффективность добавки Ni зависит в основном от ее количества: низкое содержание добавки Ni улучшает способность к спеканию и механические свойства, высокое — препятствует процессу спекания керамики [28].

Считается, что введение пластичного металлического порошка Ni в композиты TiC–Al₂O₃ способствует образованию большого количества жидкой фазы в процессе СВС и увеличивает плотность конечного продукта. Кроме того, при этом композит имеет однородную структуру и улучшенные механические свойства. Авторы настоящей статьи впервые в керамику TiC–Al₂O₃ вводили разное количество добавки порошка Ni (5–20 мас. %), а также добавки Al₂O₃ и ZrO₂ (1 моль) без добавки и с добавкой Ni. Насколько нам известно, ни в одной работе влияние этих добавок на свойства композитов TiC–Al₂O₃ не исследовали. Композиты TiC–Al₂O₃ получали сочетанием метода СВС и метода прямого уплотнения (SHS/DC). Исследовано влияние содержания добавки Ni и добавок Al₂O₃ и ZrO₂ на фазовый состав, характеристики уплотнения, микроструктуру и механические свойства синтезированного композита TiC–Al₂O₃.

ХОД ЭКСПЕРИМЕНТА

В настоящем исследовании использовали следующие исходные материалы и реагенты: TiO₂, графит, металлический Al, металлический Ni, ZrO₂ и Al₂O₃ (табл. 1).

Сначала был синтезирован целевой композит 30 мас. % TiC–Al₂O₃ без добавок в соответствии с уравнением (1) и оказалось, что композит этого состава обладает наилучшими механическими свойствами [29]. Для синтеза композита Al₂O₃–TiC и исследования влияния добавки Ni (5–20 мас. %) и добавок Al₂O₃ и ZrO₂ (1 моль) исходные порошки реагентов взвешивали в необходимом молярном соотношении согласно следующей реакции:



где M — Ni, Al₂O₃ или ZrO₂; x — их стехиометрическое отношение.

Взвешенные порошки смешивали в сухом виде в агатовой ступке в течение 15 мин, из смеси без связующего формовали таблетки (диаметром 2 и высотой 2 см) на одноосном гидравлическом прессе KPD-50E (Mega Melchor Gabilondo, Испания) под давлением 78 МПа. Таблетку помещали в реактор собственного изготовления авторов настоящей статьи. В реакторе был создан вакуум на уровне до 10^{–3} бар. Температуру таблетки повышали с помощью катушки сопротивления, которая располагалась вокруг таблетки до достижения температуры воспламенения. Как только реакция была начата (регистратор фиксировал внезапный скачок температуры), немедленно прикладывали необходимую нагрузку (с помощью гидравлического пресса с электроприводом). Дополнительная информация о ходе эксперимента представлена в предыдущей работе [17].

Фазовый состав полученных продуктов сгорания в образцах определяли на рентгеновском дифрактометре D8 Advanced (Bruker AXS, GmbH, Германия), пористость образцов измеряли методом Архимеда. Для детального анализа с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с обратным рассеянием и измерений микротвердости часть образцов была установлена в фенольные крепления так, чтобы была видна наибольшая плоская поверхность каждого образца. Образцы были отшлифованы алмазной подушкой и отполированы до 1 мкм с помощью алмазной суспензии.

Микротвердость образцов по Виккерсу исследовали по ASTM E384 на автоматической установке АМН 43 для определения твердости на микро-/макроуровне (LECO Corp., США). На каждом образце были выполнены по пять вдавливания пирамидой Виккерса под нагрузкой 1 кг, выдержка для каждого вдавливания 13 с. Система тестирования микротвердости, используемая при таком исследовании, включает 50-кратное увеличение для автоматического измерения размеров отпечатков и вычисления микротвердости.

После испытаний на микротвердость микроструктуру образцов анализировали на полевом эмиссионном сканирующем электронном микроскопе (FESEM) модели JSM-7000F (Jeol, Япония) с ускоряющим напряжением 15 кВ и рабочим

Таблица 1. Характеристика исходных материалов и реагентов

Материал, реагент	Зерновой состав, мкм	Чистота, %	Производитель
TiO ₂	<1,0	98	Nice Chemical Pvt. Ltd, Индия
Графит	<5,0	98	Post Apple Scientific, Inc., США
Алюминий	5,0	99,5	GFS Chemicals, Inc., США
ZrO ₂	<36	99,99	GFS Chemicals, Inc., США
Al ₂ O ₃	6,0	99,99	Alcoa Co., США
Никель	<36	99,9	GFS Chemicals, Inc., США

расстоянием 10 мм. Изображения во вторичных электронах использовали для оценки уровня и характера пористости, изображения в отраженных электронах — для исследования фазового состава образцов. Химические составляющие фаз, наблюдаемых в отраженных электронах, определяли на энергорассеивающем рентгеновском анализаторе (EDS).

В дополнение к микроструктурному анализу СЭМ использовали также для исследования каждого отпечатка пирамиды Виккерса: присутствия и количества микротрещин, идущих от углов отпечатка. Зоны отпечатка без микротрещин использовали для расчета микротвердости образцов, зоны отпечатка с микротрещинами — для оценки вязкости разрушения. Вязкость разрушения K_{Ic} образцов композитов рассчитывали по отпечатку пирамиды Виккерса. Авторы статьи [30] использовали этот метод для расчета вязкости разрушения аналогичных керамических и керамических композиционных материалов. Этот метод был применен к микротпечаткам, в которых возникали радиальные трещины. По отпечаткам пирамиды Виккерса измеряли микротвердость H , длину отпечатка по диагонали $2a$ и длину микротрещины $2c$. Эти значения затем подставляли в уравнение для получения вязкости разрушения в МПа·м^{1/2}:

$$K_{Ic} = \frac{0,203Ha^{1/2}}{(c/a)^{3/2}}. \quad (3)$$

Показатели твердости и ударной вязкости представляют собой средние значения, полученные в результате не менее пяти измерений на каждом образце.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Влияние добавки Ni

Композиты TiC–Al₂O₃, армированные разным количеством Ni (5–20 мас. %), получали по технологии SHS/DC. На рис. 1 показана структура образцов в продольном разрезе. Следует отметить, что все образцы имели невысокую плотность, за исключением образца с 5 мас. % Ni. Это было

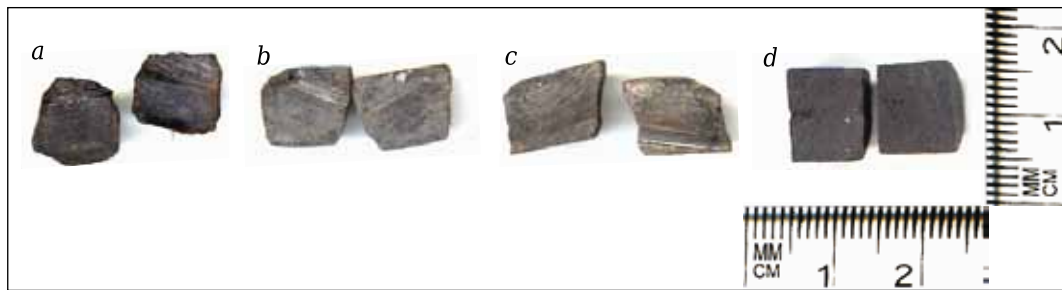


Рис. 1. СВС-образцы с разным содержанием Ni: а — 5 %; b — 10 %; c — 15 %; d — 20 %

подтверждено при механической обработке этих образцов при сравнении с образцами, синтезированными без добавки Ni. Введение добавки 5 мас. % Ni приводило к резкому снижению открытой пористости образцов, а дальнейшее увеличение количества Ni (> 5 мас. %) — к ее росту. Это указывает на то, что добавка Ni влияет на реакции между исходными компонентами композита.

Результаты исследований фазового состава образцов, синтезированных с разным количе-

ством добавки Ni, показали (рис. 3), что в образце композита $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ с добавкой 5 мас. % Ni никаких фаз, кроме металлического Ni, не обнаружено. Однако дальнейшее увеличение содержания Ni (> 5 %) нарушает взаимодействие между исходными компонентами. Это видно по появлению пиков не вступившего в реакцию TiO_2 , что свидетельствует о незавершенности реакций между исходными компонентами. Кроме того, ожидалось, что увеличение количества Ni ускоряет процесс уплотнения композитов $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ в результате увеличения пластичности образца с образованием большего количества жидкой фазы в процессе СВС. Однако ранее сообщалось [31], что скорость волны горения, а также температура горения в значительной степени зависят от количества добавки пластичного металла. Было обнаружено, что скорость волны горения увеличивается при небольшом количестве добавки пластичного металла, такого как алюминий, а затем начинает уменьшаться при его введении в большем количестве; при этом реакция дальше не распространяется [3]. Судя по этим фактам, можно сделать вывод, что влияние добавки пластичного металла в процессе реакции СВС имеет две стороны — положительную и отрицательную. С одной стороны, образование большого количества жидкой фазы увеличивает плотность синтезированного вещества, а с другой — увеличение количества добавки пластичного металла в некоторой степени нарушает ход реакций между исходными компонентами и мешает их завершению. Это видно по рентгенограмме образца с 20 мас. % Ni. Незавершенность реакций является основной причиной получения компактов с более высокой пористостью при содержании Ni более 5 мас. %. Более того, следует отметить, что физико-химические свойства конечных синтезированных образцов будут зависеть от количества пластичного металла, добавленного в процессе СВС [32–34].

Для подтверждения этого вывода детально исследовали микроструктуру образцов с 5 и 20 мас. % добавки Ni с использованием FESEM с получением изображений в отраженных электронах и с анализатором EDS. В образцах с 5 и 20 мас. % Ni (рис. 4, а и b) наблюдалось большое

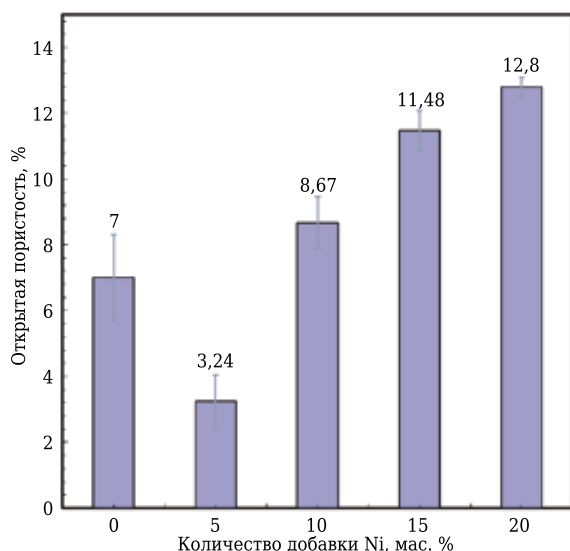


Рис. 2. Влияние количества добавки Ni на открытую пористость СВС-образцов

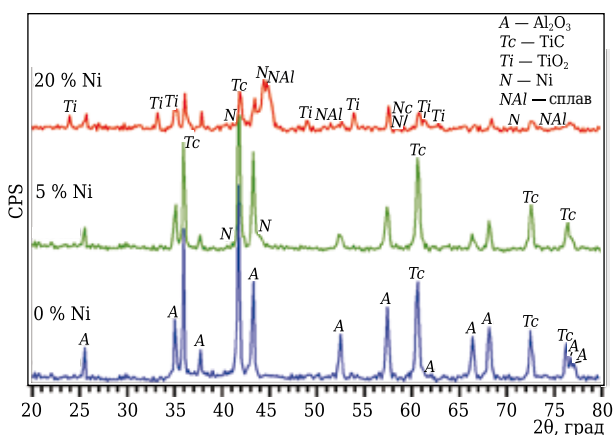


Рис. 3. Рентгенограмма СВС-образцов с разным количеством добавки Ni

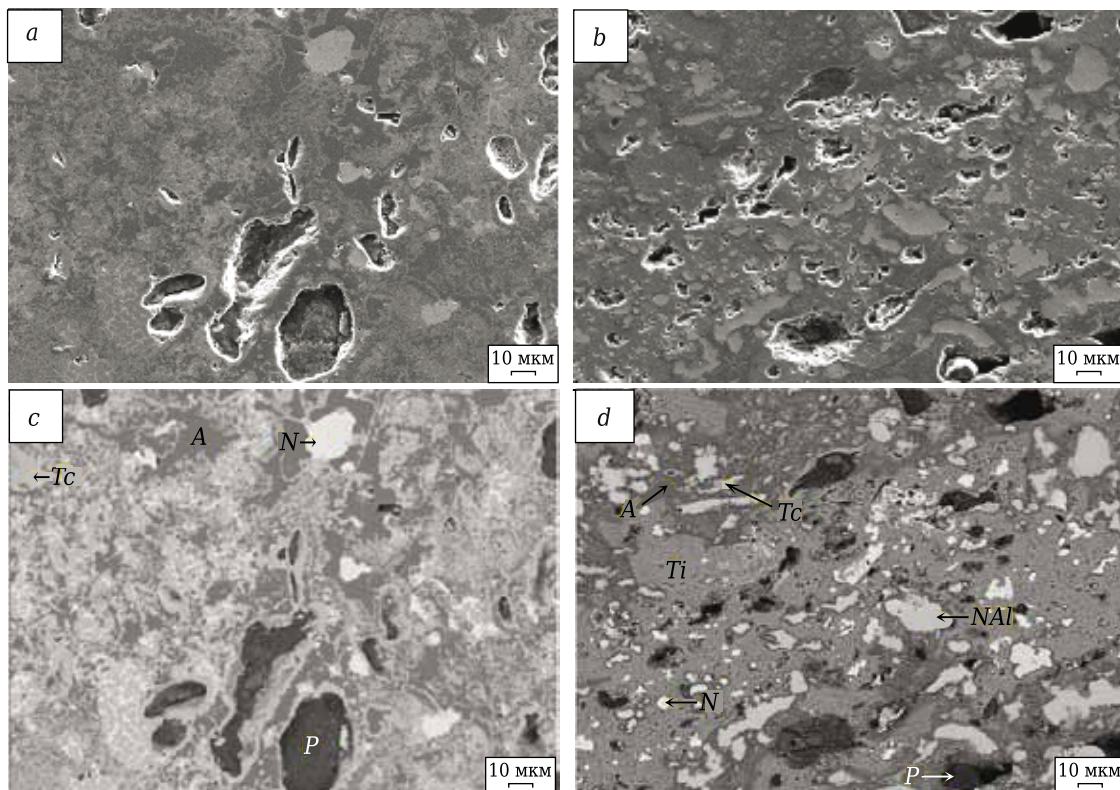


Рис. 4. Микроструктура образцов с добавкой Ni в количестве 5 (a, c) и 20 мас. % (b, d): a, b — изображения во вторичных электронах; c, d — изображения в отраженных электронах; A — Al_2O_3 ; Tc — TiC; N — металлический Ni; Ti — TiO_2 ; P — поры

количество пор. Однако в образце с 20 мас. % Ni пор намного больше, чем в образце с 5 мас. % Ni, что совпадает с результатами измерений открытой пористости (см. рис. 2). В образце с 5 мас. % Ni (рис. 4, c) матрица почти полностью состоит из TiC, металлический Ni и Al_2O_3 встроены в матрицу и иногда образуют небольшие «островки», разделенные порами. Некоторое количество металлического Ni образует небольшой «островок», который в большинстве случаев распределяется по границам зерен зерен TiC. Однако ситуация складывается по-другому при увеличении содержания Ni до 20 мас. % (рис. 4, d). Нарушение хода реакций между исходными реагентами отчетливо заметно по появлению TiO_2 , который в данном случае представляет собой матрицу. Анализ фазы NAl показал, что ее состав соответствует составу образовавшегося Ni–Al-сплава. Образование NAl в ходе реакции способствует уменьшению количества Al, необходимого для восстановления TiO_2 , для получения в конечном итоге композита TiC– Al_2O_3 . Кроме того, это является причиной того, что TiC не наблюдается в микроструктуре со значительным количеством пор, а металлический Ni присутствует в виде очень маленьких «островков», что не ожидалось при увеличении количества добавки Ni. Поэтому становится ясной причина незавершенности реакций при наибольшем

количестве добавки Ni. Из результатов рентгено- и микроструктурных анализов образцов с 20 мас. % Ni видно, что металлический Ni вступает во взаимодействие с металлическим Al с образованием Ni–Al-сплава.

С другой стороны, более высокие значения твердости и вязкости разрушения являются обязательными для получения керамики с высокой износостойкостью [35, 36]. Поэтому авторы исследовали влияние разных количеств добавки Ni на микротвердость и вязкость разрушения полученных образцов (табл. 2). Обнаружено, что при введении 5 мас. % добавки Ni наблюдается значительное улучшение механических свойств полученных образцов, что можно объяснить упрочнением пластичной фазы с помощью Ni. При введении добавки Ni прочность границ (зерен) и энергия микротрещин по границам (зерен) становятся выше, чем у композита без добавки Ni, поэтому развитие микротрещины, вызванной напряжением, будет подавляться, а

Таблица 2. Микротвердость и вязкость разрушения СВС-образцов с разным количеством добавки Ni

Образец	Микротвердость, ГПа	Вязкость разрушения, МПа·м ^{1/2}
Без добавки Ni	6,43	3,5
С добавкой:		
5 мас. % Ni	10,67	4,88
20 мас. % Ni	4,32	3,99

основной механизм упрочнения изменяться. В то же время повышение прочности границ (зерен) приводит к увеличению сопротивления излому и твердости по Виккерсу [28]. При содержании Ni более 5 мас. % (в образце с 20 мас. % Ni) резко ухудшаются механические свойства, что можно объяснить более высокой пористостью и незавершенным характером реакций между исходными компонентами, чем при увеличении содержания Ni до 20 мас. %.

Совместное воздействие добавки Ni и добавок Al_2O_3 и ZrO_2

В предыдущем исследовании получили очень плотный композит $TiC-Al_2O_3$ с гомогенной структурой и отличными механическими свойствами при введении 5 мас. % добавки металлического Ni. Далее в состав композита с 5 мас. % Ni или без него вводили добавки Al_2O_3 и ZrO_2 (1 моль) каждую по отдельности или обе сразу. На рис. 5 показана структура СВС-образцов с добавками Ni, Al_2O_3 и ZrO_2 и без добавок. Поверхность излома образцов показала, что СВС-образцы содержали некоторое количество пор и, соответственно, обладали гораздо меньшей плотностью при введении добавки как Al_2O_3 , так и ZrO_2 в дополнение к 5 мас. % Ni. Это легко обнаруживается при механической обработке образцов — она происходит намного легче при введении добавки Al_2O_3 и/или ZrO_2 , что указывает на то, что образцы обладают большей пористостью, чем образцы без этих добавок.

Открытая пористость образцов приведена в табл. 3. Видно, что добавка 1 моля ZrO_2 к композиту $TiC-Al_2O_3$ без добавки Ni повышает уровень пористости по сравнению с композитом без такой добавки. Напротив, добавка Al_2O_3 к тому же составу (без Ni) вызывает резкое увеличение открытой пористости композита. С другой стороны, было обнаружено, что введение 1 моля добавки Al_2O_3 или ZrO_2 в композиты с добавкой 5 мас. % Ni приводит к скачкообразному изменению их открытой пористости. Следует отметить, что при введении 1 моля добавки Al_2O_3 и ZrO_2 получаются образцы примерно с одинаковой открытой пористостью. Это может быть связано с увеличением количества различных добавок,

что приводит к нарушению хода реакций между компонентами. Однако важно исследовать влияние таких добавок на фазовый состав полученных образцов, а также на их микроструктуру.

В этой связи был проведен рентгеноструктурный анализ образцов без добавки Ni и с добавкой 5 мас. % Ni, полученных с введением в них дополнительно добавок Al_2O_3 и ZrO_2 . Видно (рис. 6, 7), что введение Al_2O_3 и ZrO_2 в образцы без добавок или в образцы с 5 мас. % Ni нарушает ход реакций между компонентами. Появление значительного количества TiO_2 (при добавке Al_2O_3), а также огромного количества разных фаз (при добавке ZrO_2) является прямым доказательством нарушения хода реакций при введении Al_2O_3 и ZrO_2 . Это нарушение приводит к незавершенности реакций и, соответственно, к высокой пористости образцов.

Микроструктура образцов с добавкой 5 мас. % Ni и с добавками 1 моля Al_2O_3 и ZrO_2 показана на рис. 8 и 9. Образцы, содержащие Al_2O_3 и ZrO_2 (см. рис. 8, b и 9, b), обладают наиболее высокой пористостью. В образце, содержащем Al_2O_3 , присутствует максимальное количество непрореагировавших компонентов. TiO_2 (Ti) появляется в качестве матрицы с включениями Al_2O_3 (A), металлического алюминия (Al), никель-алюминиевого сплава (NAl), никеля (N), а также с порами (P), что свидетельствует о высокой степени нарушения хода реакций между исходными реагентами. Примерно такая же ситуация наблюдается при введении добавки ZrO_2 . TiO_2 (Ti) представляет собой матрицу со значитель-

Таблица 3. Свойства СВС-образцов с разными добавками

Образец	Открытая пористость, %	Микротвердость, ГПа	Вязкость разрушения, МПа·м ^{1/2}
Без добавок	7,0	6,43	3,5
С добавкой:			
5 мас. % Ni	3,24	10,67	4,88
1 моль Al_2O_3	13,07	5,00	3,2
1 моль ZrO_2	0,141	11,22	4,79
С добавками:			
5 мас. % Ni и 1 моль Al_2O_3	13,82	5,12	4,92
5 мас. % Ni и 1 моль ZrO_2	11,39	4,03	4,03

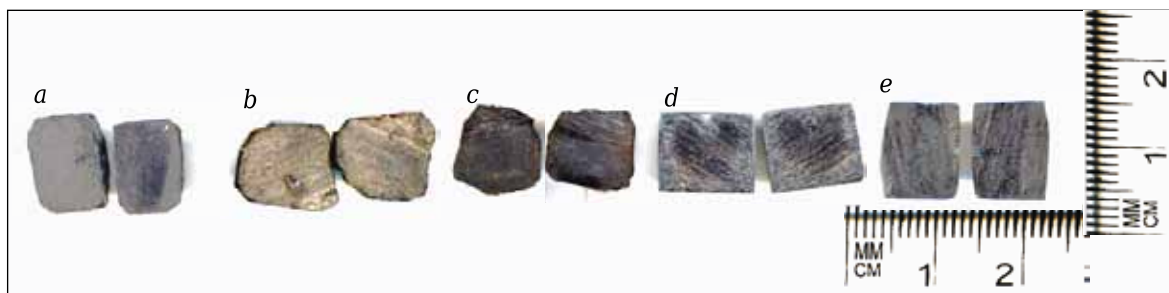


Рис. 5. Структура СВС-образцов с разными добавками; а — 1 моль Al_2O_3 ; б — 1 моль ZrO_2 ; в — 5 мас. % Ni; д — 5 мас. % Ni с 1 молем Al_2O_3 ; е — 5 мас. % Ni с 1 молем ZrO_2

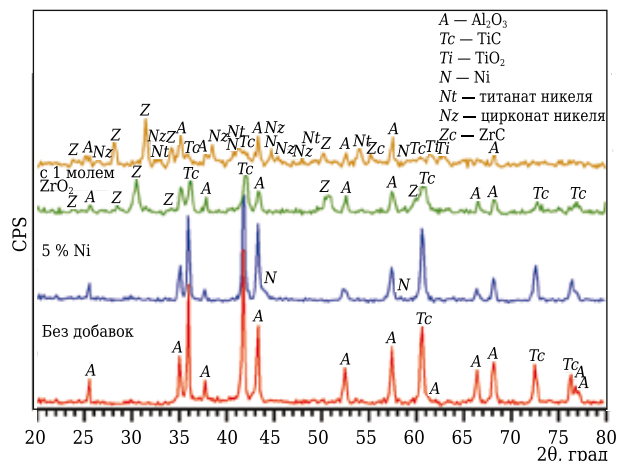


Рис. 7. Рентгенограммы СВС-образцов без добавки и с добавкой 5 мас. % Ni и 1 моля ZrO_2

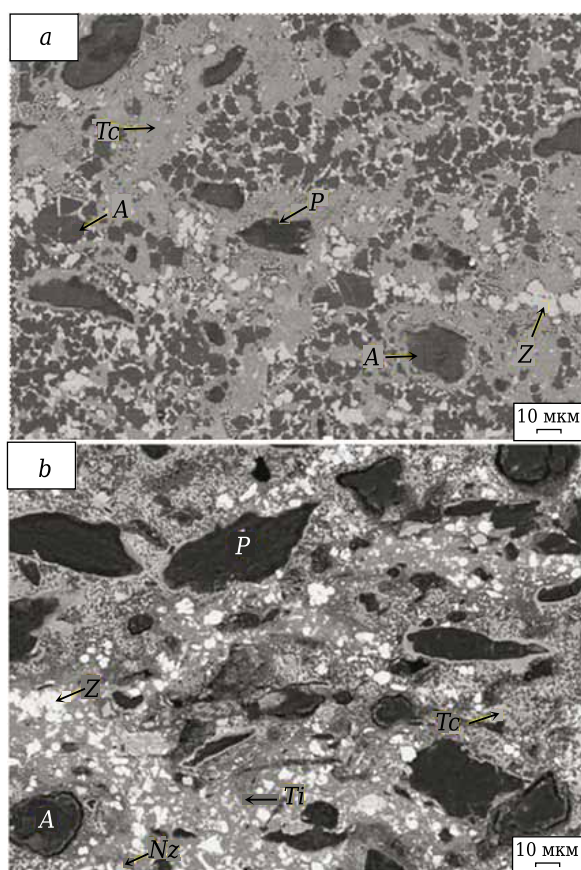


Рис. 9. Полученные в отраженных электронах изображения образцов с 1 молем ZrO_2 (a) и с 5 мас. % Ni и 1 молем ZrO_2 (b). Обнаружены оксид алюминия (A), ZrO_2 (Z), TiC (Tc), цирконат никеля (Nz), TiO_2 (Ti), поры (P)

свойства композита, полученного при введении добавок Al_2O_3 и ZrO_2 , будут находиться на очень низком уровне. В табл. 3 приведены результаты влияния добавки 1 моля Al_2O_3 и ZrO_2 как на микротвердость, так и на вязкость разрушения образцов без добавки и с добавкой 5 мас. % Ni. Видно, что при введении добавок Al_2O_3 и ZrO_2 механические свойства образцов значительно

ухудшаются. Это связано с тем, что в полученных образцах происходило очень ограниченное число реакций между исходными компонентами, и поэтому целевые композиты не образовались.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Керамические композиты из $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$, армированные разным количеством Ni (5–20 мас. %) с добавками Al_2O_3 и ZrO_2 (1 моль) без добавки и с добавкой Ni , были успешно синтезированы методом SHS/DC. Исследовано влияние упрочняющих добавок на фазовый состав, микроструктуру и механические свойства композитов $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$. Обнаружено, что добавление 5 мас. % Ni приводит к резкому снижению открытой пористости и заметному улучшению структуры и механических свойств при образовании целевого композита $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$. Однако содержание Ni более 5 мас. % приводило к увеличению открытой пористости и к ухудшению структуры и механических свойств образцов, а также к нарушению хода химических реакций между

исходными компонентами и к невозможности завершения реакций. Добавление 1 моля как Al_2O_3 , так и ZrO_2 с одновременным применением 5 мас. % металлического Ni привело к образованию высокопористой структуры при незавершенных реакциях и незавершенном образовании фаз. Значительное ухудшение структуры и механических свойств происходит при добавлении Al_2O_3 и ZrO_2 . По итогам проведенной работы можно утверждать, что добавление 5 мас. % Ni к высокоплотному композиту $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3$ обеспечивает получение не имеющих аналогов гомогенизированной морфологии и механических свойств. Отличные механические характеристики исследованных композитов позволяют использовать их в областях, в которых требуется высокая износостойкость.

Acknowledgement

We gratefully acknowledge support for this work from the US National Science Foundation grant No. 0612063 and Science and Technology Development Fund (STDF), Egypt, Grant No. 323.

Библиографический список

1. **Kecskes, L. J.** Dynamic consolidation of combustion-synthesized alumina-titanium diboride composite ceramics / L. J. Kecskes, A. Niller, T. Kottke, K. V. Logan, G. R. Villalobos // *J. Am. Ceram. Soc.* — 1996. — Vol. 79. — P. 2687–2695.
2. **Elazar, Y. G.** Dense high-temperature ceramics by thermal explosion under pressure / Y. G. Elazar, I. Gotman // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 1999. — Vol. 19. — P. 2381–2393.
3. **Mao, D. S.** Mechanical properties and fracture behaviour of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-Co}$ advanced ceramics / D. S. Mao, J. Li // *J. Mater. Sci. Lett.* — 1997. — Vol. 16. — P. 537–540.
4. **Wahi, R. P.** Fracture behaviour of composites based on $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ / R. P. Wahi, B. Ilschner // *J. Mater. Sci.* — 1980. — Vol. 15. — P. 875–885.
5. **Goldstein, A.** $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ based metal cutting tools by microwave sintering followed by hot isostatic pressing / A. Goldstein, A. Singurindi // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2004. — Vol. 83. — P. 1530–1532.
6. **J. T. Horng, N. M. Liu, K. T. Chiang** // *J. Mater. Process. Technol.* — 2008. — P. 532–541.
7. **A. S. Kumar, A. R. Durai, T. Sornakumar** // *J. Refract. Met. Hard Mater.* — 2003. — Vol. 21. — P. 109–117.
8. **Grigoryev, M. V.** Microstructure, mechanical properties and machining performance of hot-pressed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-TiC}$ composites / M. V. Grigoryev [et al.] // *IOP Conf. Ser. : Mater. Sci. Eng.* — 2013. — Vol. 116. — 012002.
9. **Lee, M.** Rapid rate sintering of $\text{Al sub 2 O sub 3-TiC}$ composites for cutting-tool applications / M. Lee, M. P. Borom // *Adv. Ceram. Mater.* — 1988. — Vol. 3. — P. 38–44.
10. **Wahi, R. P.** Fracture behaviour of composites based on $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ / R. P. Wahi, B. Ilschner // *J. Mater. Sci.* — 1980. — Vol. 15. — P. 875–885.
11. **Nagano, T.** Deformation of alumina/titanium carbide composite at elevated temperatures / T. Nagano, H. Kato,

- F. Wakai // *J. Am. Ceram. Soc.* — 1991. — Vol. 74, № 9. — P. 2258–2262.
12. **Gedevanishvili, S. V.** Field-assisted combustion synthesis of $\text{MoSi}_2\text{-SiC}$ composites / S. V. Gedevanishvili, Z. A. Munir // *Scr. Met. Mater.* — 1994. — Vol. 31. — P. 741–743.
13. **Xue, H.** Extending the compositional limit of combustion-synthesized $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$ composites by field activation / H. Xue, Z. A. Munir // *Metall. Mater. Trans. B.* — 1966. — Vol. 27. — P. 475–480.
14. **Yi, H. C.** Self-propagating high-temperature (combustion) synthesis (SHS) of powder-compacted materials / H. C. Yi, J. J. Moore // *J. Mater. Sci.* — 1990. — Vol. 25. — P. 1159–1168.
15. **Gedevanishvili, S.** Field-activated combustion synthesis in the Nb-Si system / S. Gedevanishvili, Z. A. Munir // *Mater. Sci. Eng. A.* — 1996. — Vol. 211. — P. 1–9.
16. **Hoke, D. A.** Combustion synthesis/dynamic densification of a $\text{TiB}_2\text{-SiC}$ composite / D. A. Hoke, D. K. Kim, J. C. Lasalvia, M. A. Meyers // *J. Am. Ceram. Soc.* — 1996. — Vol. 79. — P. 177–182.
17. **Ahmed, Y. M. Z.** Simultaneous synthesis and sintering of $\text{TiC/Al}_2\text{O}_3$ composite via self propagating synthesis with direct consolidation technique / Y. M. Z. Ahmed, Z. I. Zaki, R. K. Bordia, D. H. A. Besisa, A. M. M. Amin // *Ceram. Inter.* — 2016. — Vol. 42, № 15. — P. 16589–16597.
18. **Wang, L.** Structural and mechanical properties of TiB_2 and TiC prepared by self-propagating high-temperature synthesis/dynamic compaction / L. Wang, M. R. Wixom, L. T. Thopson // *J. Mater. Sci.* — 1994. — Vol. 29. — P. 534–543.
19. **Feng, H. J.** Combustion synthesis of ceramic-metal composites materials: the $\text{TiC-Al}_2\text{O}_3\text{-Al}$ system / H. J. Feng, J. J. Moore, D. G. Wirth // *Metall. Trans. A.* — 1992. — Vol. 23A. — P. 2373–2379.
20. **Chakraborty, A.** Effect of MoSi_2 and Nb reinforcements on mechanical properties of Al_2O_3 matrix

- composites / A. Chakraborty, S. V. Kamat, R. Mitra, K. K. Ray // J. Mater. Sci. — 2000. — Vol. 35. — P. 3827–3835.
21. **Fahrenholtz, W. G.** Al₂O₃–Ni composites with high strength and fracture toughness / W. G. Fahrenholtz, D. T. Ellerby, R. E. Loehman // J. Am. Ceram. Soc. — 2000. — Vol. 83. — P. 1279–1280.
22. **Flinn, B. D.** Toughening in composites of Al₂O₃ reinforced with Al / B. D. Flinn, M. Rühle, A. G. Evans // Acta Metall. — 1989. — Vol. 37. — P. 3001–3006.
23. **Kasuriya, S.** The effect of MgO–Y₂O₃ on Al₂O₃–TiC composites / S. Kasuriya, D. Atong // Mater. Sci. Forum. — 2007. — Vol. 534–536. — P. 605–608.
24. **Kumar, R.** Mechanical and tribological properties of Al₂O₃–TiC composite fabricated by spark plasma sintering process with metallic (Ni, Nb) binders / R. Kumar, A. K. Chaubey, T. Maity, K. G. Prashanth // Metals. — 2018. — Vol. 8, № 50. — P. 1–12.
25. **Ahmed, Y. M. Z.** Effect of zirconia and iron on the mechanical properties of Al₂O₃/TiC composites processed using combined self-propagating synthesis and direct consolidation technique / Y. M. Z. Ahmed, Z. I. Zakia, D. H. A. Besisa, A. M. M. Amin, R. K. Bordia // Mater. Sci. & Eng. A. — 2017. — Vol. 696. — P. 182–189.
26. **Otani, K.** Development of ultraheavy gauge (210 mm thick) 800 N/mm² tensile strength plate steel for racks of jack-up rigs / K. Otani, K. Hattori, H. Muraoka, H. Kawazoe, S. Tsuruta // Nippon Steel Tech. Rep. — 1993. — Vol. 58. — P. 292.
27. **Matsushita, J.** Preparation and mechanical properties of TiB₂ composites containing Ni and C / J. Matsushita, H. Nagashima, H. Saito // J. Ceram. Soc. Jpn. — 1991. — Vol. 99. — P. 78.
28. **Zhang, G. J.** Effects of Ni addition on mechanical properties of TiB₂/SiC composites prepared by reactive hot pressing (RHP) / G. J. Zhang, Z. Z. Jin, X. M. Yue // J. Mater. Sci. — 1997. — Vol. 32. — P. 2093–2097.
29. **Choi, Y.** Effect of precursors on the combustion synthesis of TiC–Al₂O₃ composite / Y. Choi, S. Rhee // J. Mater. Res. — 1994. — Vol. 9, № 7. — P. 1761–1766.
30. **Fukuhara, M.** Physical properties and cutting performance of silicon nitride ceramic / M. Fukuhara, K. Fukazawa, A. Fukawa // Wear. — 1985. — Vol. 102. — P. 195–210.
31. **Jerebtsov, D. A.** Phase diagram of the system: Al₂O₃–ZrO₂ / D. A. Jerebtsov, G. G. Mikhailov, S. V. Sverdina // Ceram. Int. — 2000. — Vol. 26. — P. 821–823.
32. **Liu, G.** One-step preparation of dense TiC_{1-x}N_x–Ni₃Ti cermet by combustion synthesis / G. Liu, J. Li, K. Chen // Mater. Des. — 2015. — Vol. 87. — P. 6–9.
33. **Qiu, F.** Effect of Al addition on the microstructures and compression properties of (TiC_xN_y–TiB₂)/Ni composites fabricated by combustion synthesis and hot press / F. Qiu, R. Zuo, S.-L. Shu, Y.-W. Wang, Q.-C. Jiang // Powder Technol. — 2015. — Vol. 286. — P. 716–721.
34. **Mc Cauley, J. W.** Simultaneous preparation and self-sintering of materials in the system Ti–B–C / J. W. Mc Cauley, N. D. Corbin, T. Resetar, P. Wong // Ceram. Eng. Sci. Proc. — 1982. — Vol. 3. — P. 538–554.
35. **Cutter, R. A.** Pressureless-sintered Al₂O₃–TiC composites / R. A. Cutter, A. C. Hurford, A. V. Virkear // Mater. Sci. Eng. A. — 1988. — Vol. 105/A106. — P. 183–192.
36. **Sun, X.** Optimization of a ductile-particle-toughened ceramic / X. Sun, J. Yeomans // J. Am. Ceram. Soc. — 1996. — Vol. 79. — P. 2705–2717. ■

Получено 29.06.20

© Д. Х. А. Бесуса, З. И. Заки, А. М. М. Амин,
Ю. М. З. Ахмед, Е. М. М. Эвайс, 2020 г.
Пер. — С. Н. Клявлинка
(ОАО «Комбинат «Магnezит»)

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



Открыт прием заявок для участия в отборе программы «УМНИК» (Фонда содействия инновациям) на площадке НИТУ «МИСиС». Станьте победителем и получите 500 тысяч рублей в течение 2-х лет на развитие своей идеи. (Участник может стать победителем программы «УМНИК» только один раз вне зависимости от места выступления и конкретного проекта). К участию в отборе программы «УМНИК» до-

пускаются граждане Российской Федерации возрастом от 18 до 30 лет включительно, у которых имеется в разработке собственный научно-инновационный проект.

Заявку на участие в конкурсе можно оставить на сайте <https://umnik.fasie.ru/> до 25.10.2020.

Куратор программы «УМНИК» в НИТУ «МИСиС»
Емелина Надежда Борисовна
Тел. +7 (926) 569-31-35
e-mail: nadyafx@mail.ru

**Долговечность керамических материалов
возрастом более 100 лет**

К. т. н. **Е. С. Абдрахимова**¹ (✉), д. т. н. **В. З. Абдрахимов**²

¹ ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева», г. Самара, Россия

² ФГБОУ ВО «Самарский государственный экономический университет», г. Самара, Россия

УДК 666.3:678.019.3(495)

ВЗАИМОСВЯЗЬ ФАЗОВОГО И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВОВ С ДОЛГОВЕЧНОСТЬЮ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА КРЕПОСТНОЙ СТЕНЫ ГОРОДА САЛОНИКИ (ГРЕЦИЯ) ВОЗРАСТОМ БОЛЕЕ 1000 ЛЕТ

Исследованы химический и фазовый составы керамического материала (плинфы) крепостной стены г. Салоники (Греция) возрастом более 1000 лет. Результаты поэлементного состава материала указали на повышенное содержание в образцах углерода — 9,50 %. Это свидетельствует о введении в сырец топлива, что позволяет не только повысить пористость керамического материала, но и способствует его равномерному спеканию, а при повышенном содержании оксидов щелочей ($R_2O > 4\%$) — образованию стеклофазы до 1000 °С.

Ключевые слова: крепостная стена, Греция, фазовый состав, плинфа, анортит, гематит, диопсид.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время проблемы долговечности сооружений и зданий, а также снижение затрат на их капитальный ремонт приобретают особое значение [1]. Структура керамических изделий с необходимыми эксплуатационными свойствами формируется в процессе обжига в результате фазовых превращений [2]. Поэтому в технологии керамических материалов фазовым превращениям, происходящим при разных температурах обжига, уделяется особое внимание, так как именно они определяют главным образом долговечность и эксплуатационные свойства полученных изделий [3].

Крупный портовый город Салоники более 23 веков играет большую роль в жизни не только Греции, но и всего Балканского полуострова. Укрепление оборонительными крепостными стенами (рис. 1, а, б) про-

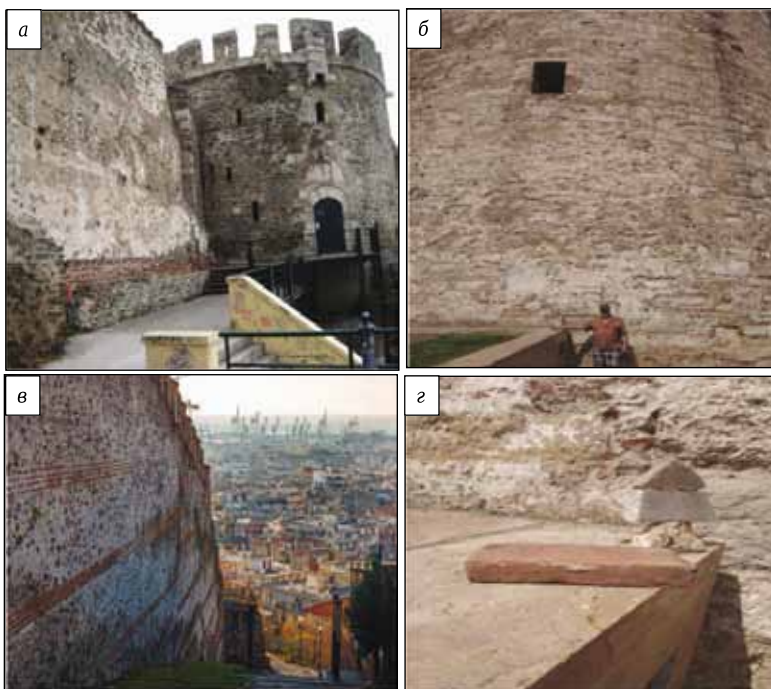


Рис. 1. Крепостная стена: а — крепостная стена и сторожевая башня; б — сторожевая башня; в — керамический пояс; г — плинфа



Е. С. Абдрахимова
E-mail: 3375892@mail.ru

изошло сразу после его основания царем Македонии Кассандром в 315 году до н. э.

Сегодняшний вид крепостных стен города Салоники (см. рис. 1, а, б) является результатом строительных и восстановительных работ, проведенных с IV века до н. э. до периода турецкого

владычества. Высота стен протяженностью 8 км достигала в среднем 10–12 м; в некоторых местах по периметру стена была двойной. Стены шириной 4,60 м построены из камня, опоясанного через каждые 2–3 м слоями керамического материала (рис. 1, в). В качестве керамического материала использовалась плинфа (рис. 1, г) [4].

Плинфа — тонкий обожженный кирпич, который применялся в строительстве и имел самую различную форму и довольно внушительные размеры: в Древнем Риме 500×550×450 мм, в Византии, Греции и Древней Руси 300×350×25 мм.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Поэлементный анализ керамических образцов проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM 6390A фирмы Jeol, Япония. Основные технические характеристики микроскопа: разрешение до 3 нм; изображение во вторичных и отраженных электронах; увеличение 5 – 300000-кратное; ускоряющее напряжение от 0,5 до 30 кВ; максимальный диаметр образца до 150 мм.

Фазовый состав образцов исследовали на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 (Cu K_α -излучение, β -фильтр). Условия съемки дифрактограмм: $U = 35$ кВ, $I = 20$ мА; съемка в интервале углов 2θ от 10 до 60°; детектор 2 град/мин. ИК-спектры поглощения получены на спектрофотометре Spekord-75JR. Образцы были приготовлены в виде суспензии порошка с вазелиновым маслом.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Оксидный и поэлементный химический состав керамической плинфы приведен в таблице.

Повышенное содержание углерода в керамическом материале (9,50 %, см. таблицу) свидетельствует о введении в сырец топлива. Это не только повышает пористость материала, но и способствует его равномерному спеканию, а при повышенном содержании оксидов щелочей (R_2O_3 4,87 %, см. таблицу) и оксида железа (Fe_2O_3 7,08 %) — образованию стеклофазы до 1000 °С. На рис. 2 показаны поля стеклофазы, начало плавления кварца бипирамидального габитуса и пористость.

Повышение реакционной способности жидкой фазы в керамических материалах по отношению к их тугоплавким составляющим дает возможность интенсифицировать процесс спекания. Это позволяет уменьшить расход топлива [5]. По

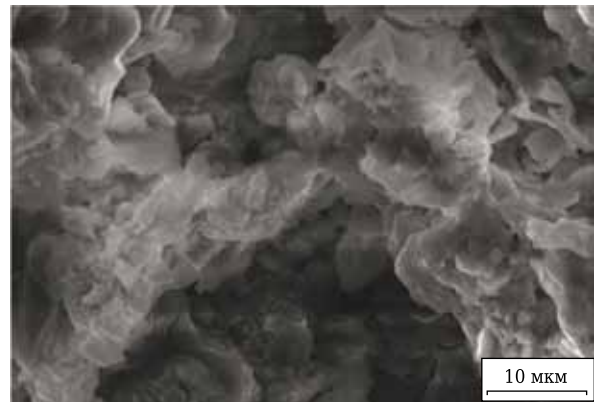


Рис. 2. РЭМ-электронное фото керамической плинфы: стеклофазы и пористость

данным Б. И. Виноградова [6], первоначально расплав появляется на границе частиц разного химического состава за счет образования легкоплавких эвтектик, основой которых являются K_2O , Na_2O и Fe_2O_3 . Коэффициент преломления SiO_2 равен 1,46, а стеклофазы плинфы 1,58, что свидетельствует об образовании в исследуемом материале щелочно-железистого стекла.

Результаты рентгенофазового анализа образцов керамической плинфы показаны на рис. 3. В образцах обнаружены анортит, диопсид, волластонит, кристобалит, кварц и стеклофаза, что подтверждают также данные ИК-спектров (рис. 4).

Анортит — полевой шпат $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ является конечным членом плагиоклазов, обладает всеми свойствами, присущими полевошпатовым минералам [7]. Этот алюмосиликат полиморфен; кроме анортита известны еще его две неустойчивые модификации [7]. В составе неметаллических материалов встречается только у устойчивой модификации, температура плав-

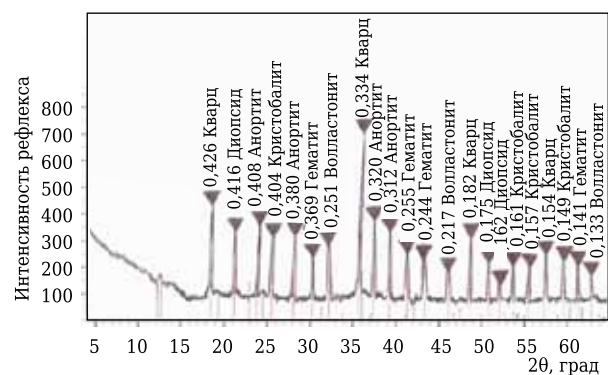


Рис. 3. Рентгенограмма образца керамической плинфы

Химический состав плинфы, %

Поэлементный состав										Оксидный состав						
C	O	Na	Mg	Al	Si	S	K	Ca	Fe	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	R ₂ O	$\Delta m_{\text{пирк}}^*$
9,50	37,24	2,19	1,83	12,85	24,09	1,16	1,54	4,25	4,37	45,64	18,33	7,08	9,04	3,02	4,87	12,02

* $R_2O = Na_2O + K_2O$.

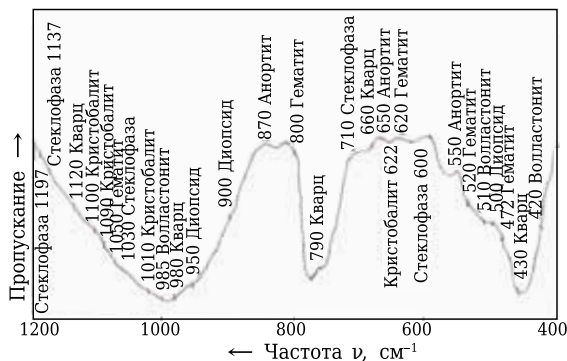


Рис. 4. ИК-спектры керамической плинфы

ления 1550 °С. Формирование кристаллических новообразований анортита и его влияние на рост прочности при обжиге керамических материалов в литературе описывается крайне редко. В публикации [8] приводятся данные о влиянии золошлаковых материалов на рост прочности керамических изделий, полученных на основе традиционных природных глин при обжиге в интервале 1000–1100 °С. Рост прочности керамических изделий авторы связывают с образованием анортита.

Диопсид относится к группе пироксенов, кристаллизуется в моноклинной сингонии, химическая формула $\text{CaMg}(\text{Si}_2\text{O}_6)$. Обычно диопсид включает примеси железа, марганца, алюминия, хрома, ванадия, титана. Твердость диопсида по шкале Мооса 5,5–6,0, плотность 3,25–3,55 г/см³, материал огнеупорен, не плавится до 1300–1400 °С. Применение диопсида в композиции с легкоплавкими глинами предполагает формирование при температуре обжига 1050 °С высокопрочной строительной керамики, отвечающей повышенным требованиям [9]. Авторы работы [9] при сравнении микроснимков композиции на основе легкоплавкой глины и диопсида, обожженной при 900 и 1050 °С, установили, что края частиц диопсида в образце, обожженном при 1050 °С, оплавлены, следовательно, диопсид на этой стадии реагирует с продуктами дегидратации глинистого вещества. При температуре обжига композиции 900 °С диопсид еще не вступает во взаимодействие с продуктами распада глинистых масс и существует как отдельная фаза. Опыт применения диопсидовых пород в производстве строительной керамики показал эффективность их использования в массах для строительных материалов [9].

Гематит является самым низкотемпературным оксидом железа и поэтому может образовываться в области низких температур (< 500 °С) [7]. При 550 °С происходят потеря магнитных свойств гематита и изменение его кристаллической решетки, что связано с переходом β-фазы в устойчивую α-форму. Гематит в керамических

материалах способствует образованию железистого стекла, которое снижает их пористость и повышает механическую прочность.

Волластонит — метасиликат кальция $\beta\text{-CaO}\cdot\text{SiO}_2$, полиморфен, кристаллизуется в двух модификациях — α и β [10–12]. Высокотемпературную α-модификацию называют псевдо-волластонитом, а собственно волластонит — его низкотемпературная β-модификация. По мнению авторов публикаций [10–13], волластонит создает плотный каркас, препятствующий изменению прежнего объема, т. е. заметно снижает напряжения и усадку керамических изделий.

Установлено [5, 14], что превращения кремнезема не происходят по схеме Феннера. Первой ступенью превращения кварца всегда является не тридимит, а кристобалит. Образовавшийся за счет кремнезема в стабильной области из тридимита (870–1470 °С) кристобалит отличается от β-кристобалита отсутствием оптической изотропии. Он был назван Д. С. Белянкиным метакристобалитом [15]. По мнению И. С. Кайнарского [16], кристобалит в зависимости от температуры образования метакристобалита может находиться во внешней бесструктурной форме (при 1000–1250 °С) и в чешуйчатой форме (при 1250–1450 °С). Скорость образования кристобалита как промежуточной фазы значительно больше, чем скорость последующего превращения метастабильного кристобалита в тридимит.

Установлено [14, 17, 18], что превращения SiO_2 , содержащегося в глинистом сырье, зависят от химического и минерального составов глин. Объемный эффект при переходе α-кварца в α-кристобалит составляет 15,4 %, что способствует разрыхлению поверхности кристаллической решетки [5, 14, 17–19]. В разрыхленных и дефектных, а также аморфных соединениях твердофазные реакции протекают быстрее благодаря ускоренной само- и гетеродиффузии [19].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Поэлементный химический анализ образцов показал повышенное содержание в них кальция (4,25 %), что способствует образованию анортита и волластонита. Повышенное содержание в образцах углерода (14,79 %) свидетельствует о введении в сырец топлива (выгорающих добавок). Результаты рентгенофазового, ИК-спектроскопического и электронно-микроскопического анализов показали, что высокие прочностные свойства керамической плинфы в крепостных стенах придают анортит, гематит, стеклофаза и волластонит.

Библиографический список

1. Абдрахимов, В. З. Влияние фазового состава на долговечность керамической облицовки Самарканд-

ского ансамбля Шахи-зинда / В. З. Абдрахимов // Стекло и керамика. — 2012. — № 3. — С. 38–40.

2. **Абдрахимов, В. З.** Взаимосвязь фазового состава и долговечности керамического кирпича возрастом более восьмисот лет на примере Казанского кремля / В. З. Абдрахимов, Е. С. Абдрахимова // Стекло и керамика. — 2015. — № 2. — С. 34–38.

3. **Абдрахимов, В. З.** Взаимосвязь фазового состава и долговечности керамического кирпича возрастом более шестисот лет на примере Ипатьевского монастыря / В. З. Абдрахимов // Стекло и керамика. — 2013. — № 3. — С. 29–32.

4. **Абдрахимова, Е. С.** Химические, фазовые составы и структура пористости плинфы Белой башни (Греция) возрастом более 450 лет / Е. С. Абдрахимова, В. З. Абдрахимов // Стекло и керамика. — 2019. — № 4. — С. 40–43.

5. **Павлов, В. Ф.** Физико-химические основы обжига изделий строительной керамики / В. Ф. Павлов. — М.: Стройиздат, 1977. — 272 с.

6. **Виноградов, Б. И.** Петрография искусственных пористых заполнителей / Б. И. Виноградов. — М.: Изд-во лит-ры по стр-ву, 1972. — 135 с.

7. **Литвинова, Г. И.** Петрография неметаллических включений / Г. И. Литвинова, В. П. Пирожкова, А. К. Петров. — М.: Металлургия, 1972. — 184 с.

8. **Сайбулатов, С. Ж.** Золотокерамические стеновые материалы / С. Ж. Сайбулатов, С. Т. Сулейменов, А. В. Ралко. — Алма-Ата: Наука, 1982. — 292 с.

9. **Верещагин, В. И.** Безусадочный облицовочный керамический материал на основе диопсидового сырья / В. И. Верещагин, А. Е. Бурученко, В. К. Меньшикова // Современные проблемы науки и образования. — 2015. — № 1. — С. 18–25.

10. **Абдрахимова, Е. С.** Использование волластонита в производстве керамических изделий / Е. С. Абдрахимова, В. З. Абдрахимов // Материаловедение. — 2004. — № 10. — С. 47–52.

11. **Абдрахимов, В. З.** Волластонит в керамических материалах / В. З. Абдрахимов // Огнеупоры и техническая керамика. — 2006. — № 7. — С. 41–47.

12. **Абдрахимов, А. В.** Исследование регрессивным методом влияния волластонита на физико-механические показатели черепицы / А. В. Абдрахимов, И. В. Ковков, В. З. Абдрахимов // Изв. вузов. Строительство. — 2007. — № 8. — С. 29–34.

13. **Петров, В. П.** Волластонит / В. П. Петров, Е. Д. Белянкина, Б. З. Чистяков, В. В. Козырев. — М.: Наука, 1982. — 112 с.

14. **Павлов, В. Ф.** Особенности превращения кремнезема, содержащегося в глинах / В. Ф. Павлов // Тр. НИИСтройкерамики. — 1973. — Вып. 38. — С. 3–11.

15. **Белянкин, Д. С.** Петрография технического камня / Д. С. Белянкин, Б. В. Иванов, В. В. Лапин. — М.: АН СССР, 1952. — 582 с.

16. **Кайнарский, И. С.** Физико-химические основы керамики / И. С. Кайнарский, Н. Г. Орлова. — М.: Наука, 1956. — 128 с.

17. **Абдрахимова, Е. С.** Полиморфные превращения SiO_2 в глинистых материалах различного химико-минералогического состава / Е. С. Абдрахимова, А. В. Абдрахимов, В. З. Абдрахимов // Материаловедение. — 2002. — № 7. — С. 35–41.

18. **Абдрахимов, В. З.** Полиморфные превращения кварца в глинах различного химико-минералогического состава / В. З. Абдрахимов, В. В. Шевандо, Е. В. Вдовин [и др.] // Изв. вузов. Строительство. — 2007. — № 6. — С. 40–47.

19. **Куколев, Г. В.** Химия кремния и физхимия силикатов / Г. В. Куколев. — М.: Высшая школа, 1966. — 250 с. ■

Получено 01.08.20
© Е. С. Абдрахимова,
В. З. Абдрахимов, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

 Coalesce Research Group

3rd European Congress on Material Science & Nanotechnology

24–25 сентября, 2020 | Париж, Франция



<https://coalesceresearchgroup.com/conferences/materialresearch>

УДК 678.5.067.017:620.178.162.2

ИЗМЕРЕНИЯ ТРЕНИЯ И ИЗНОСА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО МЕХАНИЗМУ «ПАЛЕЦ-ДИСК»

Изучены трение и износ фрикционных композиционных материалов, изготовленных на основе метода порошковой металлургии. Триботехнические свойства образцов материалов исследовали на вертикальной установке ММВ-1 по механизму «палец-диск». Для анализа поверхности износа образцов использовали оптический микроскоп Amscope.

Ключевые слова: фрикционные композиционные материалы, механизм «палец-диск», наполнители, абразивы, трение, износ.

Эффективность выполнения таких важных операций, как движение и остановка, перевозка грузов из одного пункта в другой, во многом зависит от качества фрикционных материалов [1, 2]. Фрикционные материалы в рабочем диапазоне температур наряду с высоким и стабильным коэффициентом трения должны обладать также повышенной износостойкостью [3]. Основным недостатком используемых в настоящее время композиционных материалов — ухудшение их термомеханических характеристик в зависимости от скорости, нагрузки и других эксплуатационных показателей [4]. Изменение геометрических размеров поверхности материалов пар трения под влиянием тепла способствует резкому снижению эффективности [5]. По этой причине с ростом эксплуатационных требований современных агрегатов назрела необходимость в разработке новых устойчивых материалов, способных обеспечить нормальный режим работы узлов трения.

Одна из современных тенденций в разработке новых материалов — получение материалов, обладающих наиболее высокими качественными показателями с соблюдением экологических норм [6]. В настоящей статье приведены результаты исследований триботехнических характеристик новых безасбестовых композиционных материалов для фрикционных пар, работающих

в тяжелых эксплуатационных условиях. Материалы изготовлены на основе метода порошковой металлургии.

Информация о составе композиционных материалов, исследуемых в настоящей работе, приведена в табл. 1. Образцы М1, М2 и М3 изготавливали в следующей технологической последовательности: измельчение, смешивание исходных материалов, холодное прессование (~10 МПа) и прессование с нагревом (160 °С, 25,5 МПа), спекание (в течение 5 ч при 140 °С). Прессование проводили по двусторонней схеме. В качестве функционального наполнителя использовали частицы мед-графита, полученные электрохимическим методом (80 % Cu, 20 % C), в качестве модификатора-добавки — MgO, MoS₂ и рубленую латунную стружку.

Образцы композиционных материалов изготавливали в виде цилиндров диаметром 7 и длиной 13 мм. Для испытания на трение из образцов вырезали цилиндрические пальцы диаметром 4,7 и высотой 12,8 мм. Для получения гладкой поверхности каждый конец образца был отполирован бумагой из SiC зернистостью 500, 1000 и 2000. В результате контактная по-

Таблица 1. Состав образцов композиционных материалов, мас. %

Компонент	М1	М3	М7
Барит	25	25	25
Фенолоформальдегид	25	25	25
Волластонит	5	5	4
Оксид алюминия	7	7	6
Свинец	10	10	8
Олово	10	10	8
Диоксид кремния	7	5	5
Мед-графит	9	7	5
Модификаторы-добавки	2	6	14



Ф. Ф. Юсубов
E-mail: fikratyusub@gmail.com

верхность каждого образца составила 17,3 мм², контактное давление с заданными параметрами 9,6 МПа. Очистку образцов проводили в ультразвуковой ванне изопропиловым спиртом.

Твердость образцов измеряли на приборе Бринелля стальным шариком диаметром 2,5 мм (нагрузка 62,5 кг), плотность образцов — методом Архимеда (по ISO 2738). Испытания на трение проводили в вертикальном трибometре MMW-1 по механизму «палец-диск». Принцип испытаний на трение основан на одновременном вращении по часовой стрелке трех цилиндрических образцов на неподвижном стальном диске. Закаленная сталь твердостью 44–46 HRC была использована в качестве контртела (размеры диска: внешний диаметр 31,7, внутренний диаметр 16, толщина 10 мм). Нагрузка прикладывалась к диску движением ротора, который установлен в нижней части машины. Схема механизма узлов трения установки показана на рис. 1. При испытаниях, проведенных этим методом, момент трения измеряли через каждую секунду и автоматически передавали на компьютер.

Для измерения износа образцы взвесили на электронных весах до и после испытания. Удельную степень износа W_s рассчитали по формуле

$$W_s = \frac{\Delta V}{F_n L_s} = \frac{\Delta V}{F_n \cdot 2\pi R v t}$$

где ΔV — износ по массе; F_n — номинальная нагрузка; L_s — путь трения; R — радиус трения; v — скорость трения; t — время трения.

Скорость трения v определили по формуле

$$v = \omega r = \frac{\pi n}{30} r,$$

где ω — угловая скорость; r — радиус трения; n — число оборотов.

Износ по массе рассчитали по формуле

$$\Delta V = \frac{W_1 - W_2}{\rho} \cdot 1000,$$

где W_1 и W_2 — масса до и после испытаний соответственно; ρ — плотность.

Стабильность трения Φ_c вычислили по формуле

$$\Phi_c = \frac{\mu_{\text{сред}}}{\mu_{\text{макс}}} \cdot 100 \%,$$

где $\mu_{\text{сред}}$ — средний коэффициент трения; $\mu_{\text{макс}}$ — максимальный коэффициент трения.

Несмотря на то что в литературе имеется некоторая информация о влиянии используемых материалов MgO, MoS₂ и рубленой латунной стружки, проведенные триботехнические испытания помогли шире изучить процессы, происходящие при трении материалов, при изменении количества вводимой модификатора-добавки [7, 8]. В табл. 2 приведены триботехнические показатели образцов. Как видно, самый высокий коэффициент трения получен

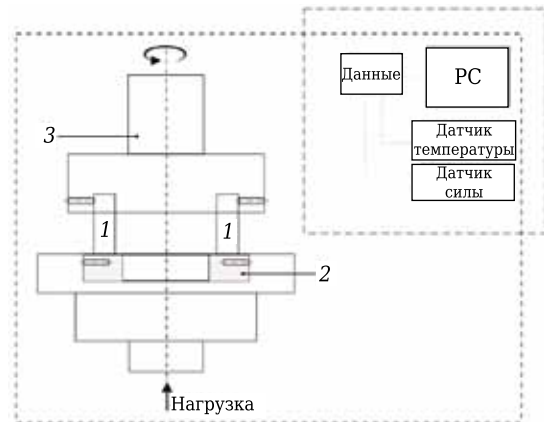


Рис. 1. Схема механизма узлов трения трибometра MMW-1: 1 — образцы; 2 — диск; 3 — шпиндель (механизм для вращения)

Таблица 2. Триботехнические показатели образцов

Образец	$\mu_{\text{сред}}$	Фрикционная стабильность, %	$W_s, 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}$
M1	0,44	87,8	5,824
M3	0,26	72,4	6,010
M7	0,14	85,2	7,354

у образца M1. Хотя в образце M7 коэффициент трения относительно низкий, другой важный показатель, обеспечивающий надежность и эффективность трущихся пар, — фрикционная стабильность образца M7 — был высоким. В этом образце резкого снижения и увеличения коэффициента трения, особенно в диапазоне пути трения до 700 м, не наблюдалось (рис. 2). Это состояние можно принять как эффект влияния фрикционного слоя, созданного MgO совместно с MoS₂. Гладкость поверхности композита M7 можно видеть на рис. 3, в. Но так как физические показатели образца M7 были низкие (табл. 3), под влиянием температуры на поверхности трения вскоре начали появляться трещины. В результате удельная степень износа была высокой (см. табл. 2). При повышении номинальной нагрузки поверхность образца сжимается к диску и шероховатые области обеих поверхностей контактируют друг с другом [8]. Поскольку твердость материала диска намного выше, чем твердость композита, образец изнашивается вращательным движением с высокой скоростью, и большинство частиц, отделенных от образца, остаются на контактной поверхности и вновь присоединяются к процессу трения. По мере появления нового слоя с увеличением числа циклов изношенные частицы постепенно деформируются, измельчаются и сжимаются.

В материале M3 стабильность трения была низкой, значительно ниже, чем в других материалах. На рис. 3, б показана неровная и подвергшаяся разрушению поверхность образца M3. Частицы, отколовшиеся от маленьких тре-

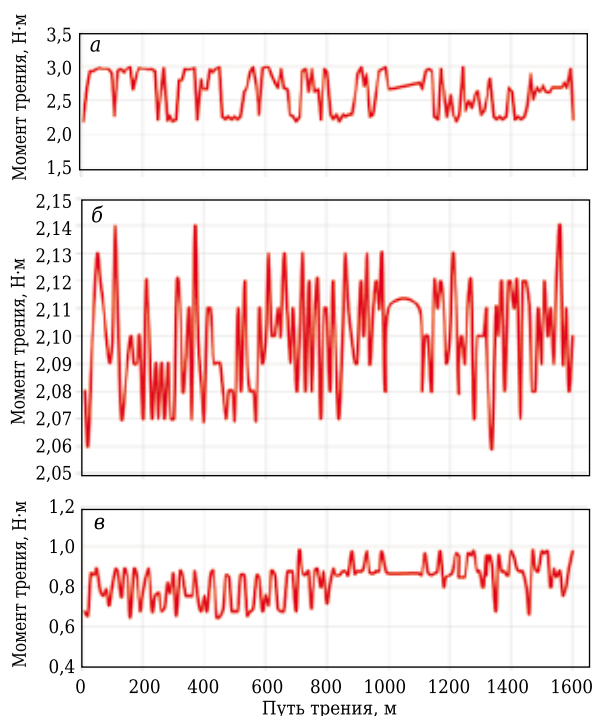


Рис. 2. Зависимости момента трения образцов *M1* (а), *M3* (б) и *M7* (в) от пути трения

Таблица 3. Физические показатели образцов

Образец	Твердость <i>НВ</i>	Плотность, г/см ³
<i>M1</i>	43,7	2,336
<i>M3</i>	42,6	2,305
<i>M7</i>	41,2	2,204

щин, возникших еще на начальном этапе трения, сыграв роль абразива, ускоряют процесс изнашивания. Это, в свою очередь, отражается на трибологическом поведении материала (см. рис. 2, б). Если не принимать во внимание следы износа в направлении трения в образце *M1*, в общем в нем серьезных структурных изменений не произошло (см. рис. 3, а). Однако приблизительно через 1000 м пути трения в композите *M1* можно видеть нестабильность коэффициента трения (см. рис. 2).

На рис. 4 показано линейное изменение среднего коэффициента трения образцов в зависимости от времени. В композите *M1* наблюдается постепенное снижение коэффициента трения. В итоге уменьшение его среднего значения до минимума в процессе испытания можно связать с ухудшением триботехнических характеристик с течением времени. С ростом числа периодов повышение температуры в контактной поверхности снижает коэффициент трения. Фрикционная теплота влияет на окисление, термостойкость и пластичность материала. Дegradaция органических компонентов из-за температурных воздействий является одной из основных причин ухудшения трибологических свойств в полимерных фрикционных композиционных материалах

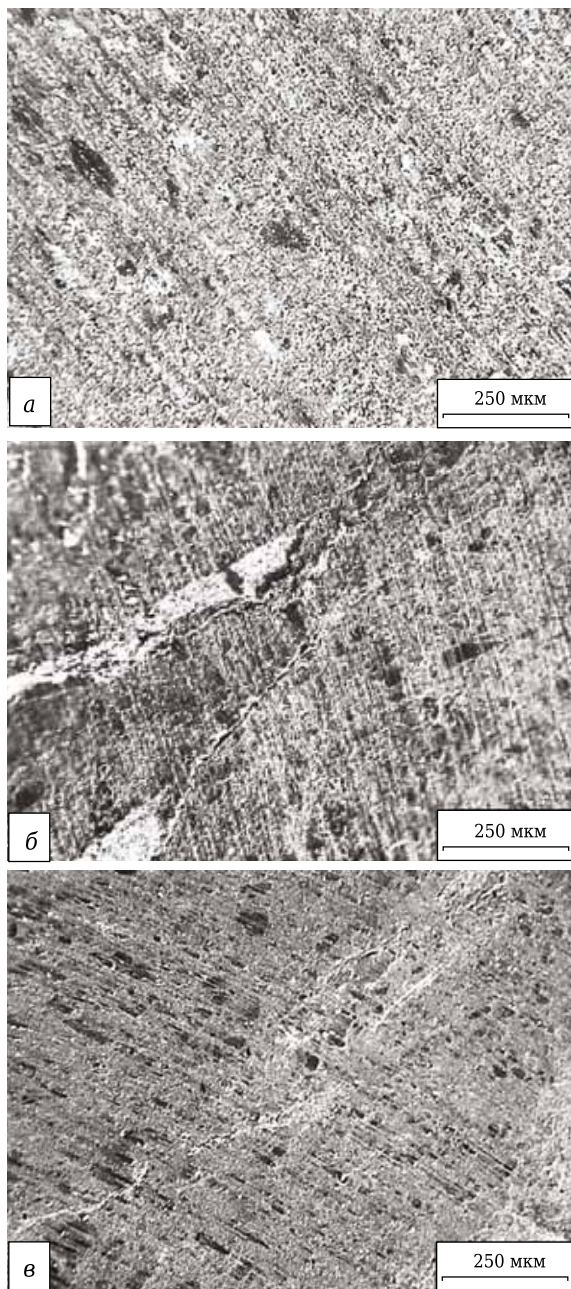


Рис. 3. Поверхность износа образцов *M1* (а), *M3* (б) и *M7* (в)

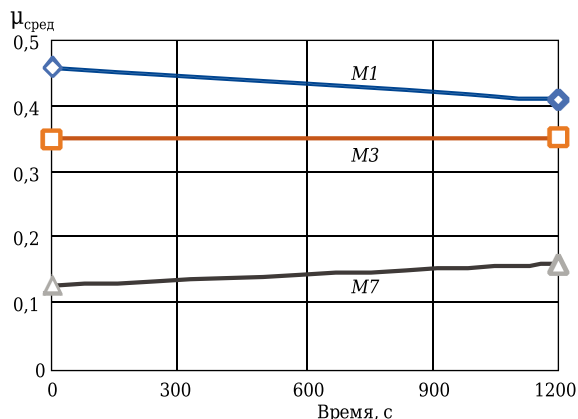


Рис. 4. Закономерность изменения среднего коэффициента трения в зависимости от времени

[9]. Эти изменения во взаимодействии между поверхностями в результате структурных превращений отражаются на поведении композитов при сухом трении.

В образцах МЗ и М7 изменение коэффициента трения с растущей линейной закономерностью в соответствии с числом оборотов показывает, что в исследуемом диапазоне влияние фрикционной теплоты на эти материалы невелико. Этот факт подтверждает также мысль о повышении теплопроводности материала при введении таких модификаторов-добавок, как MoS_2 . Именно по этой причине линейное увеличение коэффициента трения в образце М7 больше, чем в образцах М1 и МЗ, хотя общее среднее значение коэффициента трения в образце М7 самое низкое.

Библиографический список

1. **Hutchings, I.** Tribology: friction and wear of engineering materials; 2nd ed. / I. Hutchings, P. Shipway. — Butterworth-Heinemann Ltd, 2017. — 412 p.
2. **Barros, L. Y.** Morphological analysis of pad-disc system during braking operations / L. Y. Barros, P. D. Neis, N. F. Ferreira [et al.] // Wear. — 2016. — Vol. 352/353. — P. 112–121.
3. **Singh, M. K.** Mechanical and tribological properties of plastically deformed copper metal matrix nano composite / M. K. Singh, R. K. Gautam // Materials Today: Proceedings. — 2018. — Vol. 5, № 2. — P. 5727–5736.
4. **Straffelini, G.** Wear behavior of a low metallic friction material dry sliding against a cast iron disc: Role of the heat-treatment of the disc / G. Straffelini, P. C. Verma, I. Metinoz [et al.] // Wear. — 2016. — Vol. 348/349. — P. 10–16.
5. **Jakob, M.** Application of high performance composite polymers with steel counterparts in dry rolling/sliding contacts / M. Jakob, G. Florian, S. Florian [et al.] // Polymer Testing. — 2018. — Vol. 66. — P. 371–382.
6. **Yelong, X.** Mechanical and tribological behaviors of copper metal matrix composites for brake pads used in

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выявлено, что содержание модификаторов-добавок более 6 мас. % в образцах неэффективно, поскольку их физические и триботехнические показатели при этом становятся хуже.

Стабильность трения в образце М7 была высокой из-за фрикционного слоя, сформировавшегося на поверхности трения. Установлено, что:

- самые высокие коэффициент трения и фрикционная стабильность в образце М1. Средний коэффициент трения в образце М1 составил 0,44;
- удельная степень износа самая высокая в образце М7 ($7,354 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}$), а самая низкая в образце М1 ($5,824 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}$);
- стабильность трения самая высокая в образцах М1 (87,8 %) и М7 (85,2 %).

high-speed trains / X. Yelong, P. Zhongyi, K. Yaao [et al.] // Tribology International. — 2018. — Vol. 119. — P. 585–592.

7. **Nilov, A. S.** Analysis of friction materials and technologies developed to make brake shoes for heavily loaded brake systems with disks made of a ceramic composite / A. S. Nilov, V. I. Kulik, A. P. Garshin // Refract. Ind. Ceram. — 2015. — Vol. 56, № 4. — P. 402–412.

Нилов, А. С. Анализ фрикционных материалов и технологий изготовления тормозных колодок для высоконагруженных тормозных систем с дисками из керамического композиционного материала / А. С. Нилов, В. И. Кулик, А. П. Гаршин // Новые огнеупоры. — 2015. — № 7. — С. 57–68.

8. **Xiao, X.** Review on the friction and wear of brake materials / X. Xiao, Y. Yin, J. Bao [et al.] // Advances in Mechanical Engineering. — 2016. — Vol. 8, № 5. — P. 1–14.

9. **Jiusheng, B.** Wear modalities and mechanisms of the mining non-asbestos composite brake material / B. Jiusheng, Y. Yin, Z. Zhu [et al.] // Appl. Compos. Mater. — 2012. — Vol. 20, № 4. — P. 331–339. ■

Получено 23.06.20
© Ф. Ф. Юсубов, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



IX Межвузовская конференция-конкурс «Физическая химия — основа новых технологий и материалов»

18 ноября 2020 г., Санкт-Петербург (издание включено в РИНЦ)

IX Межвузовская конференция-конкурс имени чл. корр. АН СССР А. А. Яковкина «Физическая химия — основа новых технологий и материалов» на лучшую научную работу студентов, обучающихся по химическим, химико-технологическим, биотехнологическим, биомедицинским, материаловедческим направлениям и специальностям имеет статус конференции-конкурса студентов высших учебных заведений России с международным участием.

Научные работы, представляемые на конкурс, должны быть экспериментального или теоретического характера в рамках тематики конкурса и соответствовать следующим секциям:

Секция 1. Физико-химические аспекты разработки новых технологий

Секция 2. Физическая химия в конструировании, синтезе и анализе материалов

Секция 3. Физическая химия в медицине, фармакологии и биотехнологии

Секция 4. Физико-химические аспекты развития зеленой энергетики

Секция 5. Физико-химические аспекты безопасности атомной энергетики



При обращении к организаторам мероприятия обязательно ссылайтесь на сайт «Конференции.ru» как на источник информации. Последний день подачи заявки — 31 октября 2020 г.

Контактная информация: Еникеева Мария Олеговна <https://yakovkin.technolog.edu.ru/>
Эл. почта: yakovkin@technolog.edu.ru

УДК 666.3-127:621.3.014

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПЕНОТЕХНОЛОГИИ ЭНЕРГИЕЙ ЭЛЕКТРОГИДРОТЕПЛОСИЛОВОГО ПОЛЯ. Часть 3. Исследование процессов тепло- и массопереноса в пеносистеме при воздействии ЭГТСП*

В результате температурного расширения в пеномассе газовой фазы, выступающей в роли уплотняющего компонента в замкнутом объеме, генерируется избыточное внутреннее давление и образуются поля давлений, температур и влагосодержания. Частные потоки жидкости, возникающие от этих полей, направлены из центра к перфорированным стенкам формы с удалением за ее пределы. В ЭГТСП возникают три частных потока влаги, составляющих единый поток в массе. Таким образом, самоуплотнение сопровождается процессами тепло- и массопереноса. При низких температурах влага движется в материале в виде жидкости, а при высоких — в виде пара. Плотность суммарного потока влаги можно представить как сумму плотностей частных потоков. Аналитическое исследование механизма тепло- и массообменных потоков позволяет проанализировать поведение пеномассы в ходе теплосиловой обработки и выбрать для нее наилучшие условия.

Ключевые слова: тепло- и массоперенос, электрогидротеплосиловое поле (ЭГТСП), фильтрационные потоки влаги, напряженное состояние, парогазовая смесь, градиент влагосодержания, потенциалы переноса теплоты и влаги, термовлагопроводность, потенциал массопереноса.

Закономерности образования избыточного давления при электропрогреве в пеносистеме, находящейся в замкнутом перфорированном объеме, изучали аналитически и экспериментально. Установлено, что на формирование поля давлений в пеномассе (напряженного состояния) влияет температурный фактор, определяющий тепловое расширение газовой, жидкой и твердой фаз, а следовательно, и скорость роста давления, развиваемого в системе. Вторым фактором влияния является величина и направление фильтрационных потоков влаги, определяющих скорость релаксации давления в объеме.

Подключение пеномассы как активного сопротивления в цепи переменного тока ведет к интенсификации протекающих в материале процессов как на макро-, так и на субмолекулярном уровне. Введение электрического переменного

тока в пеносистему влияет на поведение носителей электрического заряда — ионов и диполей диффузного слоя. При движении (колебании) носителей зарядов выделяется тепло, из-за чего увеличивается кинетическая энергия как во всем объеме, так и на поверхностях раздела фаз. Значительное влияние оказывают возникающие напряженного состояния от самоуплотнения пеномассы и его динамика изменения.

При обработке пеномассы в ЭГТСП можно выделить три вида переноса вещества: перемещение смеси в области с меньшим давлением, перенос влаги в виде жидкости и фильтрацию паровоздушной смеси по порам и капиллярам. Массоперенос в области с меньшим давлением зависит от реологических характеристик пеномассы, объемной концентрации газовой составляющей и возникающих градиентов. Однако этот вид массопереноса не является преобладающим. Перенос вещества в форме парогазовой смеси также не является преимущественным, так как обработка осуществляется при температуре ниже 60 °С, когда пар в капиллярах и порах присутствует в состоянии равновесной влажности. Эксперимент показал, что разогрев происходит неравномерно по сечению изделия. Создается перепад температур t и влагосодержаний U между центром массы (ц. м) и ее периферией (п. м): $t_{ц.м} > t_{п.м}$, $U_{ц.м} < U_{п.м}$, т. е. $\Delta t = t_{ц.м} - t_{п.м}$, $\Delta U = U_{п.м} - U_{ц.м}$.

* Части 1 и 2 статьи опубликованы в журнале «Новые огнеупоры» № 5 и 7 за 2020 г.



В. Н. Соков
E-mail: sersok_07@mail.ru

Представим на рисунке созданный перепад температур в виде изотермических поверхностей по сечению модельного куба. Для них можно записать, что $t_{ц.м} > (t + \Delta t) > t > (t - \Delta t) > t_{п.м}$. Представим также созданный перепад влагосодержаний в виде изолиний влажности: $U_{ц.м} < (U - \Delta U) < (U + \Delta U) < U_{п.м}$. Изменение потенциала наблюдается в направлении, пересекающем изопотенциальные поверхности.

Наибольшее изменение наблюдается в направлении нормали n к изопотенциальным поверхностям. Температурный градиент — предел отношения кинетики температуры к расстоянию между изотермами по нормали: $\nabla T = \lim_{n \rightarrow 0} \left(\frac{\Delta t}{\Delta n} \right)$, градиент влагосодержания: $\nabla U = \lim_{n \rightarrow 0} \left(\frac{\Delta U}{\Delta n} \right)$; ∇T

и ∇U являются, соответственно, градиентами потенциалов переноса теплоты и влаги и выражаются векторными величинами. Их положительным направлением принято считать направление, идущее в сторону возрастания потенциалов; ∇T и ∇U вызывают поток теплоты q^B и поток влаги q^B в направлении, противоположном градиентам потенциалов переноса теплоты и влаги.

Вместе с удельным потоком теплоты возникает еще и поток влаги, названный термовлагопроводностью (см. рисунок, 2). Этот поток влаги q_{mt}^B так же, как и q_{mu}^B , входит как одна из частных составляющих в общий удельный поток массы и является векторной величиной, направленной противоположно вектору градиента температур.

Исходя из вышеизложенного, можно сделать вывод, что внутри пеномассы при теплосиловой обработке в ходе нагрева возникает давление, встречающее реакционное воздействие стенок замкнутой формы. Так как в такой форме в начальный период электропрогрева внутреннее давление в форме больше, чем давление периферийных слоев, между центральными слоями пеномассы и ее поверхностью (находящейся в соприкосновении с гранями замкнутой перфорированной формы) создается перепад давлений ΔP . Разность давлений частных потоков q_{mu}^B и q_{mt}^B приводит к появлению частного потока влаги в материале от давления q_{mp}^B . Таким образом, в период электропрогрева пеномассы в замкнутой перфорированной форме при подъеме температуры возникают три частных потока влаги q_{mu}^B , q_{mt}^B и q_{mp}^B , составляющие единый поток влаги в материале q_m^B .

Таким образом, самоуплотнение при электрогидротеплосиловой обработке пеносистемы сопровождается процессами тепло- и массопереноса. Основной задачей внутреннего тепло- и массопереноса при электрогидротеплосиловой обработке является определение удельных потоков теплоты и массы. Удельный поток теплоты внутрь материала q_t^B от нагретых внутренних слоев описывается уравнением

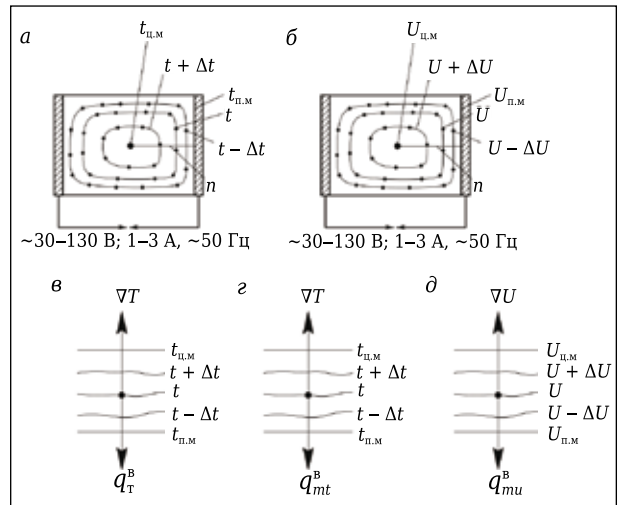


Схема возникновения в формовочной смеси градиентов температур и влагосодержаний: а, б — линии изопотенциальных поверхностей температур t и влагосодержаний U соответственно; в — схема образования градиента температур ∇T и потока теплоты q_t^B ; г — схема образования частного потока массы q_{mt}^B за счет термовлагопроводности; д — схема образования градиента влагосодержания ∇U и частного потока массы q_{mu}^B ; n — нормаль

$$q_t^B = -\lambda \nabla T + i q_m^B, \quad (1)$$

где λ — теплопроводность влажного материала; ∇T — градиент температуры; i — теплота, перемещающаяся в материале с удельным потоком массы; q_m^B — плотность удельного потока массы, перемещающейся в материале.

Три частных потока влаги q_{mu}^B , q_{mt}^B и q_{mp}^B , представляют собой следующие выражения:

$$q_{mu}^B = -\frac{\lambda_m}{C_m \rho_0} \rho_0 \nabla U = -a_m \rho_0 \nabla U. \quad (2)$$

Полученный коэффициент $\frac{\lambda_m}{C_m \rho_0} = a_m$ по физическому смыслу является аналогом температуропроводности $a = \lambda / C \rho_0$. Поэтому a_m называют коэффициентом потенциалопроводности. По физическому смыслу a_m — величина, характеризующая скорость выравнивания влагосодержания в теле материала. Наличие градиента температуры вызывает в материале перемещение влаги в направлении теплового потока, т. е. термовлагопроводность:

$$q_{mt}^B = \frac{\lambda_m}{C_m \rho_0} \rho_0 C_m \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} \right)_{up} \nabla T = a_m \rho_0 \delta \nabla T, \quad (3)$$

где C_m — термоградиентный коэффициент, учитывающий влияние на коэффициент потенциалопроводности a_m (отношения перепада влагосодержаний к перепаду температур), $C_m \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} \right)_{up} = \delta$.

Согласно закону Дарси фильтрационный поток влажного воздуха через пористое тело равен $q_{mt}^B = -K \nabla P$ (K — коэффициент воздухопроницаемости). Тогда

$$q_{mp}^b = -a_m \rho_0 \delta_p \nabla P = -a_p \nabla P, \quad (4)$$

где $C_m \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} \right)_{uT} = \delta_p$ — коэффициент, учитывающий влияние на a_m отношения изменения массопереноса к перепаду давления; $C_m \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} \right)_T$ — удельная влагоемкость при конкретной температуре; θ — потенциал массопереноса.

При низких температурах, когда влага движется по материалу в виде жидкости, a_p характеризует влагопроницаемость материала под действием избыточного давления. При высоких температурах, когда влага движется в виде пара (молярный перенос), коэффициент характеризует паропроницаемость материала.

Общее уравнение плотности суммарного потока массы в материале q_m^b можно представить как сумму плотностей частных потоков q_{mu}^b , q_{mt}^b , q_{mp}^b .

$$q_m^b = -a_m \rho_0 \nabla U - a_m \rho_0 \delta \nabla T - a_m \rho_0 \delta_p \nabla P = -a_m \rho_0 (\nabla U + \nabla T + \nabla P), \quad (5)$$

где q_m^b — плотность потока массы, перемещающейся внутри материала в единицу времени через единицу поверхности; a_m — коэффициент теплопроводности; ρ_0 — плотность абсолютно сухого материала; значения коэффициентов δ и δ_p рассчитываются по формулам (3) и (4);

∇U , ∇T и ∇P — соответственно градиенты влагосодержания, температуры и давления.

Определив плотность потока массы q_m^b и подставив ее в уравнение (1), получим уравнение, определяющее распространение теплоты в теле при наличии массообмена:

$$q_t^b = -\lambda \nabla T + i q_m^b = -\lambda \nabla T + (-i_u a_m \rho_0 \nabla U - i_t a_m \rho_0 \nabla T - i_p a_m \rho_0 \delta_p \nabla P), \quad (6)$$

где i_u , i_t и i_p — количество теплоты, перемещающейся с потоками массы за счет градиентов соответственно влагосодержания, температуры и давления.

Решение уравнений (5) и (6) требует для определения коэффициентов a_m , δ и δ_p экспериментальных исследований, что представляет значительные трудности. Аналитическое исследование механизма тепло- и массообменных потоков, проведенное по этим уравнениям, позволяет проанализировать поведение материала в ходе теплосиловой обработки и выбрать для нее наилучшие условия. Все эти закономерности, касающиеся внутреннего тепло- и массопереноса, могут быть представлены графически. ■

Получено 26.04.20
© В. Н. Соков, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



Д. т. н. **В. В. Кузин** (✉), д. т. н. **С. Н. Григорьев**, к. т. н. **М. А. Волосова**

ФГБОУ ВО «Московский государственный технологический университет
«Станкин», Москва, Россия

УДК 666.3:546.28'171]:621.914.22

КОМПЬЮТЕРНАЯ ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ШЛИФОВАННОЙ Al_2O_3 –TiC-КЕРАМИКИ. КОМБИНИРОВАННЫЙ АНАЛИЗ

Определены основные закономерности напряженного состояния поверхностного слоя шлифованной Al_2O_3 –TiC-керамики под действием комбинированной нагрузки. Выявлено, что силовая нагрузка компенсирует тепловые упругие деформации, но усложняет при этом напряженное состояние по сравнению с действием нагрузок одного вида. Определена роль сочетания структурных элементов, образовавших поверхность Al_2O_3 –TiC-керамики, в формировании неблагоприятных микроструктурных концентраторов напряжений.

Ключевые слова: компьютерная инженерия, Al_2O_3 –TiC-керамика, поверхностный слой, тепловой поток, силовая нагрузка, напряженное состояние, интенсивность напряжений, концентратор напряжений, эксплуатационный дефект.

ВВЕДЕНИЕ

Настоящая статья является продолжением работ [1, 2], в которых выполнен силовой [1] и тепловой [2] анализ напряженного состояния поверхностного слоя (ПС) шлифованной Al_2O_3 –TiC-керамики под действием нагрузок соответствующего вида. Между тем рабочие поверхности керамических инструментов и деталей при эксплуатации загружены сложным комплексом сосредоточенных распределенных сил и тепловых потоков [3–7]. Комбинированная нагрузка значительно усложняет напряженно-деформированное состояние ПС керамики [8, 9] и изменяет характер разрушения материалов со сложной структурой [10]. Это определяет актуальность выявления основных закономерностей формирования напряженного состояния ПС шлифованной Al_2O_3 –TiC-керамики под действием комбинированной нагрузки [11]. Представляют научный интерес также взаимное влияние разных нагрузок в процессе упругой деформации структурно-неоднородного материала и проблема разрушения керамики при изготовлении и эксплуатации инструментов и деталей.

В настоящей работе поставлена задача — выявить основные закономерности напряженного состояния ПС шлифованной Al_2O_3 –TiC-керамики

в условиях действия комбинированной (силовой и тепловой) нагрузки.

МЕТОДИКА ЧИСЛЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

При решении поставленной задачи использовали расчетную схему № 1 и автоматизированную систему термочисленных расчетов KS-SL v.1.0 [12]. Исследовали характер изменения интенсивности напряжений σ_i в структурных элементах, образующих ПС шлифованной Al_2O_3 –TiC-керамики четырех систем: система № 1 — Al_2O_3 (зерно)–MgO (межзеренная фаза)– Al_2O_3 (матрица)/ Al_2O_3 (слой); система № 2 — Al_2O_3 –MgO– Al_2O_3 /TiC; система № 3 — TiC–MgO– Al_2O_3 /TiC; система № 4 — TiC–MgO– Al_2O_3 /TiC. На ПС действовали сосредоточенная сила $F = 0,02$ Н, приложенная под углом $\beta = 45^\circ$, распределенная силовая нагрузка $P = 5 \cdot 10^8$ Па и тепловой поток $Q = 9 \cdot 10^8$ Вт/м²; коэффициент теплоотдачи в окружающую среду $h = 1 \cdot 10^5$ Вт/(м²·град). По результатам расчетов определяли следующие статистические характеристики для σ_i в КТ каждой поверхности: наименьшие $\sigma_{\min}$, наибольшие $\sigma_{\max}$, средние $\sigma_{\text{ср}}$ и стандартное отклонение s для σ_i . Статистический анализ данных выполняли с использованием программного комплекса Statistica.

Для сравнительной оценки интенсивности напряжений σ_i использовали метод контрольных точек (КТ) [13]. Выделенные КТ располагались в поверхности: зерна, примыкающей к межзеренной фазе (поверхность C1); межзеренной фазы, примыкающей к зерну (поверхность



В. В. Кузин
E-mail: dr.kuzinvalery@yandex.ru

С2); межзеренной фазы, примыкающей к матрице (поверхность С3); матрицы, примыкающей к межзеренной фазе (поверхность С4); зерна, межзеренной фазы и матрицы, примыкающих к пластически деформированному слою (поверхность С5); слоя, примыкающей к зерну, межзеренной фазе и матрице (поверхность С6).

РЕЗУЛЬТАТЫ ЧИСЛЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Под действием комбинированной нагрузки происходит упругая деформация ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики всех систем по схеме выдавливания с локальным продавливанием в месте приложения сосредоточенной силы (рис. 1). Видно, что направление перемещения точки 0 (точка приложения сосредоточенной силы), расположенной на исходном контуре, в точку 01 (показано стрелкой) совпадает с траекторией действия сосредоточенной силы. Эта сила ограничивает также горизонтальные u и вертикальные v перемещения точки 0, из чего соседние точки имеют большие значения u и v , чем точка 0.

Результаты расчетов u и v для одинаковых КТ в ПС керамики разных систем существенно различаются, причем наибольшему выдавливанию подвержен ПС керамики систем № 2 и 4 со слоем TiC на поверхности (рис. 1, б и г), наименьшему — ПС керамики системы № 1 (рис. 1, а). Промежуточное значение по значениям u и v занимает ПС керамики системы № 3 (рис. 1, в).

Несмотря на общую схему деформации ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики для всех систем, зафиксирована специфика в упругой деформации ПС керамики системы № 1. Эта особенность заключается в растяжении поверх-

ности зерна, примыкающей к слою Al_2O_3 , в непосредственной близости от точки 0 (см. рис. 1, а). Видно, что на стабильно деформированном зерне образовалась локальная область А, резко отличающаяся от правильной геометрической формы сетки конечных элементов.

Поля σ_i в ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики разных систем под действием комбинированной нагрузки показаны на рис. 2. Анализ этих полей позволяет отметить две особенности: первая — наибольшие σ_i фиксируются в слоях Al_2O_3 и TiC, вторая — поле σ_i в ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики системы № 1 (рис. 2, а) отличается от полей σ_i в ПС керамики систем № 2, 3 и 4 более сложным напряженным состоянием зерна и высокими значениями σ_i . Эта особенность связана со спецификой упругой деформации ПС керамики системы № 1.

Характер изменения σ_i в разных поверхностях шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики четырех систем под действием комбинированной нагрузки весьма разнообразен (рис. 3). Видно, что форма кривой для системы № 1 на всех графиках значительно или принципиально (в зависимости от поверхности) отличается от других кривых. Детально проанализируем характер изменения σ_i во всех поверхностях структурных элементов, образующих ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики четырех систем под действием комбинированной нагрузки.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С1 керамики систем № 1–4 под действием комбинированной нагрузки показан на рис. 3, а. Видно, что кривые для систем № 2–4 имеют однотипную сглаженную форму с наибольшими σ_i в КТ2, а форма кривой для системы № 1 принципиально отличается от других на участках КТ1–КТ7 и КТ13–КТ18. В поверхности С1 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 212 ($\sigma_{\min}$) до 2068 МПа ($\sigma_{\max}$) при $\sigma_{\text{ср}} = 770,6$ МПа и $s = 417,2$; системы № 2 — от 352 до 739 МПа при $\sigma_{\text{ср}} = 508,8$ МПа и $s = 122,5$; системы № 3 — от 426 до 773 МПа при $\sigma_{\text{ср}} = 570,7$ МПа и $s = 95,4$; системы № 4 — от 434 до 746 МПа при $\sigma_{\text{ср}} = 551,2$ МПа и $s = 93,6$. Статистические характеристики σ_i в поверхности С1 керамики разных систем показывают, что наибольшими $\sigma_{\text{ср}}$ и s характеризуется система № 1, наименьшими $\sigma_{\text{ср}}$ — система № 2, наименьшими s — система № 3. Система № 4 имеет промежуточные значения $\sigma_{\text{ср}}$ и s .

Коэффициенты корреляции, значимые на уровне 0,05, для σ_i разных систем свидетельствуют о разной степени связи между ними. Коэффициент корреляции для σ_i системы № 1 по отношению к трем другим системам характеризуется наименьшими значениями (0,59, 0,66 и 0,67 систем № 2, 3 и 4 соответственно). В наибольшей степени коррелируют σ_i системы № 4 с σ_i систем № 2 и 3 с коэффициентами 0,94 и 0,97 соответственно.

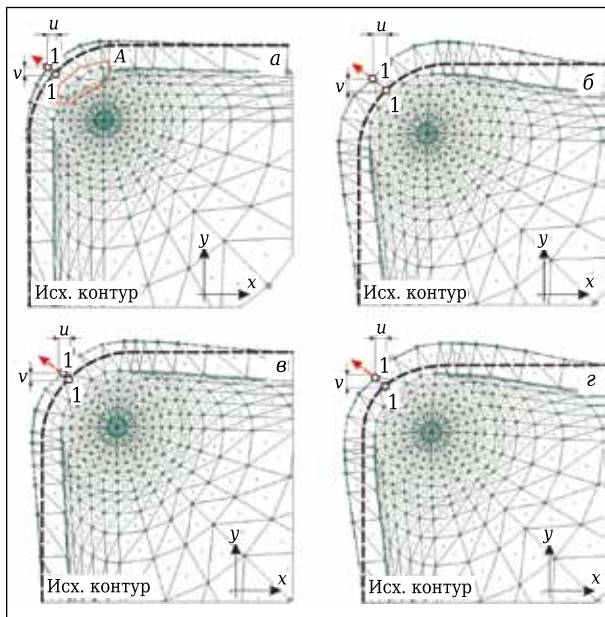


Рис. 1. Схема деформации ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики систем № 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г) под действием комбинированной нагрузки

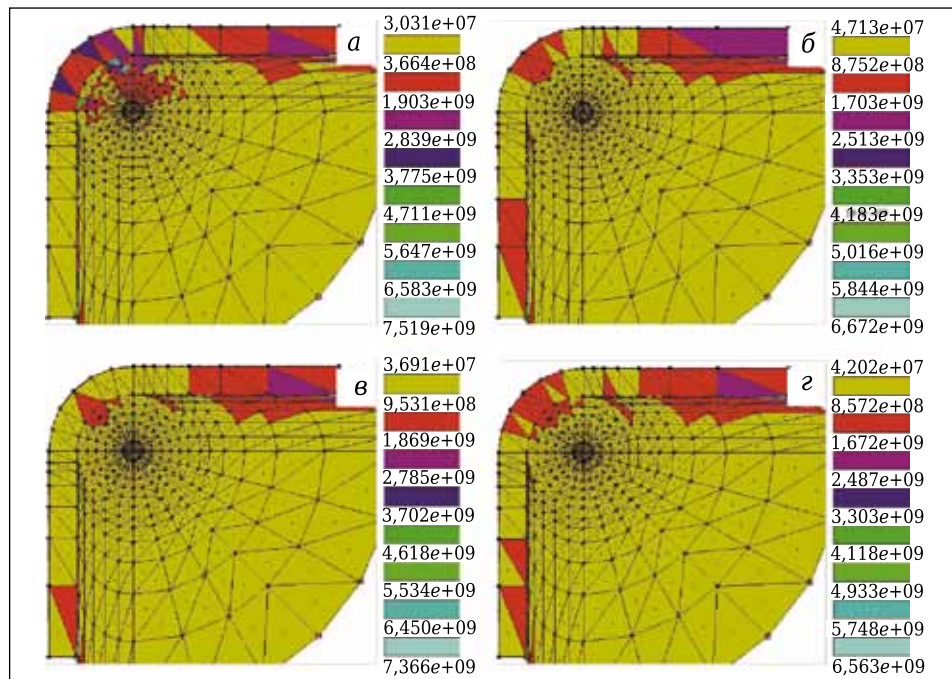


Рис. 2. Поля σ_i в ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики систем № 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г) под действием комбинированной нагрузки

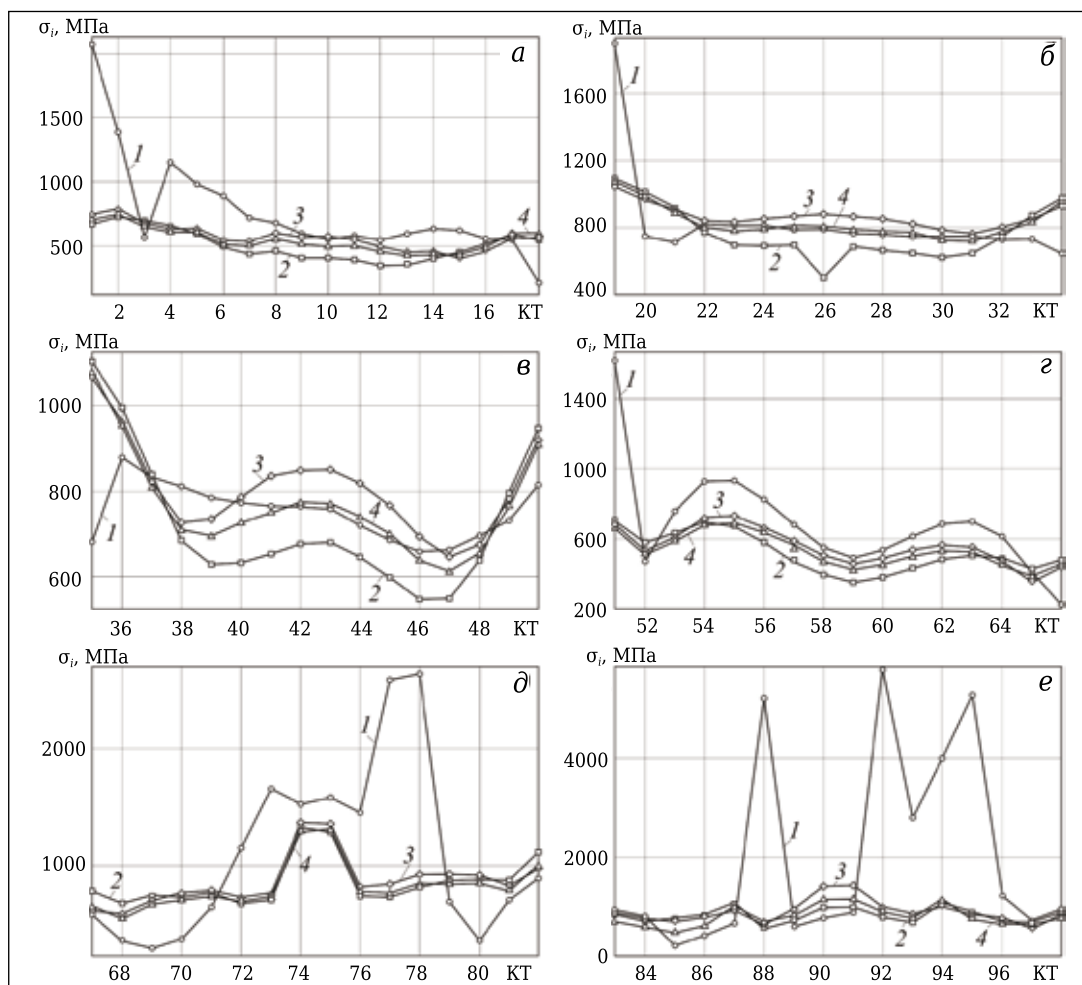


Рис. 3. Характер изменения σ_i в поверхностях C1 (а), C2 (б), C3 (в), C4 (г), C5 (д) и C6 (е) керамики систем № 1-4 под действием комбинированной нагрузки

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С2 керамики систем № 1–4 под действием комбинированной нагрузки показан на рис. 3, б. Кривые для систем № 3 и 4 имеют однотипную сглаженную форму; в КТ26 зафиксированы наибольшие σ_i , в КТ30 — наименьшие. Кривая для системы № 2 отличается от кривых для систем № 3 и 4 формой на участке КТ25–КТ27 за счет резкого уменьшения σ_i . Кривая для системы № 1 отличается от других кривых формой на участках КТ19–КТ22 и КТ32–КТ34, причем на этих участках (кроме КТ19) зафиксированы меньшие значения σ_i по сравнению с другими системами.

В поверхности С2 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 643 до 1900 МПа при $\sigma_{ср} = 828,1$ МПа и $s = 289,3$; системы № 2 — от 501 до 1088 МПа при $\sigma_{ср} = 761,8$ МПа и $s = 161$; системы № 3 — от 757 до 1057 МПа при $\sigma_{ср} = 865$ МПа и $s = 76,1$; системы № 4 — от 723 до 1073 МПа при $\sigma_{ср} = 829,2$ МПа и $s = 97,5$. Наибольшие $\sigma_{ср}$ имеет система № 3, наибольшие s — система № 1, наименьшие $\sigma_{ср}$ — система № 2, наименьшие s — система № 3. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,99), значимым на уровне 0,05, для σ_i характеризуется связь систем № 4 с системами № 2 и 3 (коэффициенты 0,91 и 0,95 соответственно), наименьшим коэффициентом (0,47) — связь систем № 1 и 2.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С3 керамики систем № 1–4 под действием комбинированной нагрузки показан на рис. 3, в. Видно, что кривые для систем № 2–4 имеют сглаженную форму, два максимума в КТ35 и КТ50 и один минимум в КТ47. Кривая для системы № 1 имеет максимум в КТ36 и минимум в КТ47. В поверхности С3 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 658 до 881 МПа при $\sigma_{ср} = 751,2$ МПа и $s = 65,3$; системы № 2 — от 547 до 1102 МПа при $\sigma_{ср} = 724,8$ МПа и $s = 163,3$; системы № 3 — от 648 до 1071 МПа при $\sigma_{ср} = 808,5$ МПа и $s = 109,3$; системы № 4 — от 612 до 1076 МПа при $\sigma_{ср} = 767,2$ МПа и $s = 122$. Наименьшие $\sigma_{ср}$ имеет система № 2, наименьшие s — система № 1, наибольшие $\sigma_{ср}$ — система № 3, наибольшие s — система № 2. Связь системы № 4 с системами № 2 и 3 характеризуется наибольшими коэффициентами (0,96 и 0,97 для σ_i систем № 2 и 3 соответственно) корреляции, значимыми на уровне 0,05. Наименьший коэффициент корреляции (0,35) для σ_i определяет связь систем № 1 и 2.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С4 керамики систем № 1–4 под действием комбинированной нагрузки показан на рис. 3, г. Все кривые характеризуются однотипной формой на участке КТ52–КТ65 двумя максимумами в КТ55 и КТ63 и одним минимумом в КТ59. Кривая для системы № 1 на центральном участке имеет более рельефную форму, чем другие кривые. Эта кривая имеет также еще одну особенность: значение σ_i в периферийной КТ51 более чем в 2 раза больше, чем значения σ_i других систем.

В поверхности С4 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 228 до 1620 МПа при $\sigma_{ср} = 690,9$ МПа и $s = 309,3$; системы № 2 — от 351 до 697 МПа при $\sigma_{ср} = 516,8$ МПа и $s = 111,8$; системы № 3 — от 357 до 729 МПа при $\sigma_{ср} = 555,9$ МПа и $s = 105,4$; системы № 4 — от 374 до 694 МПа при $\sigma_{ср} = 533,6$ МПа и $s = 97$. Наибольшие $\sigma_{ср}$ имеет система № 1, наименьшие $\sigma_{ср}$ — система № 4, наибольшие s — система № 3, наименьшие s — система № 1. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,99), значимым на уровне 0,05, для σ_i характеризуется связь систем № 3 и 4, наименьшим (0,71) — связь систем № 1 и 2.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С5 керамики систем № 1–4 под действием комбинированной нагрузки показан на рис. 3, д. Видно, что форма кривой для системы № 1 принципиально отличается от одинаковой формы других кривых, имеющих резкий пик между КТ73 и КТ76 на достаточно стабильном фоне изменения σ_i в этой поверхности. Кривая для системы № 1 свидетельствует о высокой неоднородности изменения σ_i в поверхности С5: на периферийных участках σ_i уменьшается, а в ее центральной части многократно увеличивается, что свидетельствует о формировании мощного микроструктурного концентратора напряжений.

В поверхности С5 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 293 до 2630 МПа при $\sigma_{ср} = 1091,4$ МПа и $s = 753,9$; системы № 2 — от 672 до 1306 МПа при $\sigma_{ср} = 853,3$ МПа и $s = 204,5$; системы № 3 — от 568 до 1368 МПа при $\sigma_{ср} = 864,5$ МПа и $s = 223,1$; системы № 4 — от 552 до 1297 МПа при $\sigma_{ср} = 821,9$ МПа и $s = 210,7$. Наибольшими $\sigma_{ср}$ и s характеризуется система № 1, наименьшим $\sigma_{ср}$ — система № 4, наименьшим s — система № 2. Наибольший коэффициент корреляции (0,99), значимый на уровне 0,05, для σ_i разных систем имеет связь систем № 3 и 4, наименьший (0,18) — связь систем № 1 и 2.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С6 керамики систем № 1–4 под действием комбинированной нагрузки показан на рис. 3, е. Видно, что форма кривых для систем № 2–4 является практически одинаковой, а форма кривой и значения σ_i системы № 1 существенно отличаются присутствием трех выраженных пиков. В поверхности С6 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 236 до 5800 МПа при $\sigma_{ср} = 1944,3$ МПа и $s = 1980,8$; системы № 2 — от 523 до 1096 МПа при $\sigma_{ср} = 782,7$ МПа и $s = 176,5$; системы № 3 — от 502 до 1440 МПа при $\sigma_{ср} = 859,4$ МПа и $s = 271,7$; системы № 4 — от 492 до 1174 МПа при $\sigma_{ср} = 814,8$ МПа и $s = 212,2$. Наибольшие $\sigma_{ср}$ и s имеет система № 1, наименьшие $\sigma_{ср}$ и s — система № 2. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,96), значимым на уровне 0,05, для σ_i характеризуется связь системы № 4 с системами № 2 и 3, наименьшим (0,04) — связь систем № 1 и 3.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Под совместным действием силовых и тепловых нагрузок ПС Al_2O_3 -TiC-керамики всех систем деформируются по однотипной схеме выдавливания с локальным продавливанием в точке приложения сосредоточенной силы. Превалирующую роль теплового фактора в упругой деформации ПС керамики компенсируют силовые нагрузки, причем распределенная сила объемно и равномерно уменьшает степень «тепловой» деформации [2], а сосредоточенная сила — локально. Процесс сдерживания упругого выдавливания зависит от совокупности структурных элементов, образующих ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики.

Сосредоточенная сила оказывает специфическое влияние на деформацию ПС керамики системы № 1; под ее действием в поверхности зерна, примыкающей к слою Al_2O_3 , формируется локальная область растяжения в непосредственной близости от точки приложения сосредоточенной силы. Образование этой области определяет существенное отличие напряженного состояния ПС Al_2O_3 -TiC-керамики системы № 1 от напряженного состояния ПС керамики других систем.

Выявленные особенности в полной мере проявляются на графиках изменения σ_i в поверхностях C1–C6, причем в наибольшей степени эти особенности проявляются в поверхностях зерна, межзеренной фазы и матрицы, примыкающих к пластически деформированному слою (поверхности C5), и в поверхности слоя, примыкающей к зерну, межзеренной фазе и матрице (поверхности C6) (см. рис. 3, д, е). Например, в поверхности C5 наибольшие σ_i (2630 МПа) и s (753,9) зафиксированы в системе № 1, наименьшие σ_i (1297 МПа) — в системе № 4 и наименьшие s (204,5) — в системе № 2; разница в σ_i и s составляет более 2 и 3,6 раза соответственно. В поверхности C6 наибольшие σ_i (5800 МПа) и s (1980,8) зафиксированы в системе № 1, наименьшие σ_i (1096 МПа) и s (176,5) — в системе № 2; разница в σ_i и s составляет более 5,2 и 11,2 раза соответственно.

По характеру изменения σ_i в разных поверхностях выделяется также система № 1; например, в поверхностях C1, C2, C4, C5 и C6 этой системы формируются выраженные микроструктурные концентраторы напряжений. В первых трех поверхностях (C1, C2 и C4) они формируются на периферийных участках, в двух последних — в центральной части. Эти концентраторы напряжений в совокупности с экстремально высокими локальными напряжениями приводят к образованию структурных дефектов на границе зерна Al_2O_3 – слой Al_2O_3 , последующему зарождению и росту трещин.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С использованием основных положений компьютерной инженерии ПС шлифованной керамики, автоматизированной системы термочастотных расчетов KS-SL v.1.0 и метода контрольных точек выявлены основные закономерности изменения интенсивности напряжений в структурных элементах Al_2O_3 -TiC-керамики под действием комбинированной нагрузки. Результаты комбинированного анализа напряженного состояния ПС шлифованной керамики значительно расширили знания о термомеханических процессах в слое толщиной несколько микрометров, имеющем сложную структуру, а также позволили прогнозировать возможное поведение керамических инструментов и деталей при эксплуатации.

Установлено, что в результате совместного действия силовых и тепловых нагрузок формируется сложное напряженно-деформированное состояние ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики, на которое значительное влияние оказывает сочетание ее структурных элементов (систем). При выбранном комплексе нагрузок главную роль в характере упругой деформации имеет тепловой поток, под действием которого происходит выдавливание ПС керамики. Распределенная сила снижает степень «тепловой» деформации, равномерно уменьшая объем выдавленного материала, а сосредоточенная сила оказывает локальное влияние, продавливая ПС в зоне ее приложения.

Выявленные микроструктурные концентраторы напряжений в поверхностях C1, C2, C4, C5 и C6 системы № 1 в совокупности с экстремально высокими локальными напряжениями приводят к образованию эксплуатационных дефектов на границе зерна Al_2O_3 – слой Al_2O_3 , зарождению и росту трещин. В этой связи при описании механизма износа и разрушения керамических изделий рекомендуется учитывать не только напряжения, формирующиеся в ПС шлифованной Al_2O_3 -TiC-керамики под действием комбинированной нагрузки, но и присутствие микроструктурных концентраторов напряжений.

Настоящая работа финансируется в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект № 0707-2020-0025.

Библиографический список

1. Кузин, В. В. Компьютерное моделирование напряженного состояния поверхностного слоя Al_2O_3 -TiC-керамики после шлифования. Силовой анализ / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2020. — № 7. — С. 67–71.
2. Кузин, В. В. Компьютерное моделирование напряженного состояния поверхностного слоя Al_2O_3 -TiC-

керамики после шлифования. Тепловой анализ / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2020. — № 8. — С. 53–58.

3. **Cheng, Moli.** Mechanical properties of two types of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ ceramic cutting tool material at room and elevated temperatures / Moli Cheng, Hanlian Liu, Bin Zhao [et al.] // Ceram. Int. — 2017. — Vol. 43, № 16. — P. 13869–13874.

4. **Kuzin, V. V.** The role of the thermal factor in the wear mechanism of ceramic tools: Part 1. Macrolevel / V. V. Kuzin, S. N. Grigoriev, and M. A. Volosova // Journal of Friction and Wear. — 2014. — Vol. 35, № 6. — P. 505–510.

Кузин, В. В. Роль теплового фактора в механизме износа керамических инструментов. Часть 1. Макроуровень / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Трение и износ. — 2014. — № 6. — С. 728–734.

5. **Kuzin, V. V.** Role of the thermal factor in the wear mechanism of ceramic tools. Part 2: Microlevel / V. V. Kuzin, S. N. Grigoriev, M. Yu. Fedorov // Journal of Friction and Wear. — 2015. — Vol. 36, № 1. — P. 40–44.

Кузин, В. В. Роль теплового фактора в механизме износа керамических инструментов. Часть 2. Микроуровень / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. Ю. Федоров // Трение и износ. — 2015. — № 1. — С. 50–55.

6. **Zhao, Jun.** Cutting performance and failure mechanisms of an $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{WC}/\text{TiC}$ micro-nano-composite ceramic tool / Jun Zhao, Xunliang Yuan, Yonghui Zhou // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 2010. — Vol. 28, № 3. — P. 330–337.

7. **Grigoriev, S. N.** Prospects for tools with ceramic cutting plates in modern metal working / S. N. Grigoriev, V. V. Kuzin // Glass and Ceramics. — 2011. — Vol. 68, № 7/8. — P. 253–257.

Григорьев, С. Н. Перспективы применения инструментов с керамическими режущими пластинами в современной металлообработке / С. Н. Григорьев, В. В. Кузин // Стекло и керамика. — 2011. — № 8. — С. 17–22.

8. **Kuzin, V. V.** Stress inhomogeneity in a ceramic surface layer under action of an external load. Part 4. Combined effect of force and thermal loads / V. V. Kuzin,

S. N. Grigor'ev, V. N. Ermolin // Refract. Ind. Ceram. — 2014. — Vol. 55, № 1. — P. 40–44.

Кузин, В. В. Неоднородность напряжений в поверхностном слое керамики под действием внешней нагрузки. Часть 4. Совместное действие силовых и тепловых нагрузок / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, В. Н. Ермолин // Новые огнеупоры. — 2014. — № 2. — С. 29–34.

9. **Volosova, M. A.** Effect of titanium nitride coating on stress structural inhomogeneity in oxide-carbide ceramic. Part 5. A combined load operates / M. A. Volosova, S. N. Grigor'ev, V. V. Kuzin // Refract. Ind. Ceram. — 2015. — Vol. 56, № 2. — P. 197–200.

Волосова, М. А. Влияние покрытия из нитрида титана на структурную неоднородность напряжений в окисно-карбидной керамике. Часть 5. Действует комбинированная нагрузка / М. А. Волосова, С. Н. Григорьев, В. В. Кузин // Новые огнеупоры. — 2015. — № 4. — С. 49–53.

10. **Овчинский, А. С.** Процессы разрушения композиционных материалов. Имитация микро- и макромеханизмов на ЭВМ / А. С. Овчинский. — М.: Наука, 1988. — 277 с.

11. **Kuzin, V. V.** Change in ceramic object surface layer structure during operation. Part 1 / V. V. Kuzin, S. N. Grigor'ev, M. A. Volosova // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — Vol. 61. — P. 94–99.

Кузин, В. В. Изменение структуры поверхностного слоя керамических изделий при эксплуатации. Часть 1 / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2020. — № 2. — С. 39–45.

12. **Кузин, В. В.** Основы компьютерной инженерии поверхностного слоя шлифованной керамики / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2020. — № 6. — С. 64–69.

13. **Kuzin, V.** Method of investigation of the stress-strain state of surface layer of machine elements from a sintered nonuniform material / V. Kuzin, S. Grigoriev // Applied Mechanics and Materials. — 2014. — Vol. 486. — P. 32–35. ■

Получено 30.08.20

© В. В. Кузин, С. Н. Григорьев,
М. А. Волосова, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



**ICSOBA 2020 — 38-я Международная конференция и выставка
Международного комитета по изучению бокситов, глинозема и алюминия**

12–16 октября 2020 г.

г. Цзинань, Китай

<https://icsoba.org/>

ABSTRACTS

UDC 533.611.6(575.175):662.998-492

Research of benonite clays of Karakalpakstan for producing ceramic heat-insulating materials

Kadyrova Z. R., Purkhanatdinov A. P., Niyazova Sh. M. // *New Refractories*. — 2020. — No 9. — P. 3–5.

The results of a comprehensive study of bentonite clays of the North-Dzhamsay deposit of Karakalpakstan to obtain ceramic thermal insulation materials are presented. According to the chemical-mineral and fractional compositions, as well as the physicochemical characteristics of bentonite clay, the possibility of its use in the production of ceramic thermal insulation materials for various purposes has been established. Ill. 2. Ref. 9. Tab. 2.

Key words: bentonite clay, ceramic heat-insulating material, expanded clay granules, montmorillonite, physico-chemical characteristics, swelling.

UDC 666.3:546.62'171.046.4

Refractory equipment for firing aluminum nitride substrates

Nepochatov Yu. K., Pletnev P. M., Denisova A. A. // *New Refractories*. — 2020. — No 9. — P. 7–9.

The features of firing aluminonitride substrates, characterized by a high temperature of more than 1800 °C and the presence of a reducing environment, are described. It is shown that the high quality of substrates in parallelism, thermal conductivity, and other properties can be achieved, along with the establishment of optimal firing modes, using a special design of a capsule based on boron nitride, which is a container that consists of a body — a box of rectangular cross section, bottom and plane-parallel dividing plates with supports. To create a local (inside the capsule) clean recovery medium, thorn-groove interlocks between the body and the bottom are provided, filled with a heat-resistant inert powder. Ill. 3. Ref. 10.

Key words: firing, refractory equipment, capsules, aluminonitride substrates.

UDC 621.867.81./85

Universal booster device for moving and lifting bulk materials in two- and three-phase flows

Davydov S. Ya., Makarov V. N., Apakashev R. A., Makarov N. V., Kozhushko G. G. // *New Refractories*. — 2020. — No 9. — P. 10–12.

A universal version of a booster device for lifting a transporting medium with the presence of lumpy materials is considered. Calculation formulas are given for determining the dependence of the speed of movement of a three-phase medium in a slurry pipeline with a turbo-vortex slurry movement, as well as for determining an additional volume of air supplied through a booster device into a pulp-pipeline. The development relates to devices for transportation and lifting of bulk and liquid media in two- and three-phase flows and can be used in construction, metallurgy, mining and other industries. Ill. 2. Ref. 8.

Key words: lifting of bulk and liquid media, booster device, two- and three-phase flow, slurry lifting device.

UDC 666.651:669.14.18.62

Technical ceramics: material science and technology principles and mechanisms for the development and implementation of ceramic electrical insulators for various scientific and practical purposes

Roman O. V., Shmuradko V. T., Panteleenko F. I., Reut O. P., Bendik T. I., Shmuradko N. A., Sudnik L. V., Borodavko V. I., Kizimov A. N., Klavkina V. V. // *New Refractories*. — 2020. — No 9. — P. 16–24.

The concept of creating electrical insulating ceramic materials-products from powder systems representing oxide and non-oxide chemical compounds was formed; a program document

for materials science and technological logistics of physical and chemical transformation of technogenic mineral raw materials into electrical materials-products of various scientific, practical and specific technological purposes was created and implemented. The principal theoretical approach and its applied-practical aspects of the development — research — creation of thermo- and chemically resistant structural electrical insulation materials — products for various scientific and practical purposes: automatic contact welding of tubular bimetal (for example, copper — aluminum), electron beam welding in vacuum of thick-walled large-sized structures made of high-strength aluminum alloys, high-temperature (1050 °C) hardening of drilling tools in vacuum furnaces in the medium of dissociated acetylene are considered, in electric transmissions of brake installations of quarry dump trucks (k/s) BelAZ. Ill. 6. Ref. 17.

Key words: technical ceramics, ceramic electrical insulators, zone structure, energy gap (forbidden zone), electron beam welding, resistance welding, gas thermal hardening, drilling tools.

UDC 666.974.2:666.76

Cement free castable. Part 6. Comparative assessment of natural (clay) and artificial ceramic binders (HCBS)

Pivinskiy Yu. E., Doroganov V. A., Doroganov E. A. // *New Refractories*. — 2020. — No 9. — P. 25–31.

A comparative assessment of artificial (based on highly concentrated ceramic binders suspensions — HCBS) and natural (based on clays and kaolins) ceramic binders of similar composition has been carried out. Analysis of their properties and characteristics shows both their significant similarity and significant difference. As with HCBS, the binding (strength) properties of clays and kaolins are determined by the content of colloidal particles and nanoparticles in them. In contrast to HCBS, clays and kaolins are characterized by a significant content of chemically bound water, a high water requirement of molding systems, and a sharp, different (by an order of magnitude and higher) shrinkage during drying. If binders based on clays are considered from the position of HCBS classification, then according to their chemical composition they can be classified as acid-amphoteric (like materials based on chamotte). However, in terms of chemically bound water, volumetric concentration of the suspension, they are closer to HCBS of amphoteric and basic compositions. The addition of refractory clays and kaolins is very effective in the production of ceramic concrete. Ill. 11. Ref. 20.

Key words: refractory castables, HCBS, clays, kaolins, nanoparticles, particles of colloidal dispersion, natural and artificial ceramic binders, binding properties.

UDC 666.3:546.62'171]:[544.344.015.4:536.46

Regularities of structure and phase formation at the synthesis of $\text{AlN}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3$ compositions in the combustion mode

Zakorzhevsky V. V., Kovalev I. D., Mukhina N. I. // *New Refractories*. — 2020. — No 9. — P. 32–36.

The results of studies on the synthesis of $\text{AlN}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Y}_2\text{O}_3$ compositions in the combustion mode in an industrial reactor are presented. The influence of synthesis temperature on the formation of microstructure, phase composition of compositions and oxygen content of impurities dissolved in the crystal lattice of aluminum nitride was studied. The optimal synthesis temperature is determined. Experimental batches of composite powders were produced for the production of dielectric ceramics with high thermal conductivity. Ill. 4. Ref. 12. Tab. 2.

Key words: self-propagating high temperature synthesis (SHS), aluminum nitride, thermal conductivity dielectric ceramics.

UDC 621.793.74:624.436]:533.9.07

Protection method of plasma-jet hard-facing by gas powder flow

Kravchenko I. N., Kartsev S. V., Kuznetsov Yu. A. // New Refractories. — 2020. — No 9. — P. 37–46.

The article presents the results of investigation of rate of gas flow and powder particles flying at plasma-jet hard-facing by constricted arc in gas powder protective media. We suggest a new method of welding bath protection by gas powder flow to reduce argon consumption by 50–60 %, and also to reduce plasmatron mass-dimensional characters, refusing from shield cup and protective gas as an independent flow. Ill. 9. Ref. 45. Tab. 1.

Key words: gas protection, gas powder mixture, gas powder flow, hard-facing materials, plasma-jet hard-facing, plasmatron, welding bath.

UDC 666.3:[546.822'261+546.623-31]:536.46(62)(532)

Influence of hardening additives on the characteristics of TiC–Al₂O₃ ceramic composite tribological applications, obtained by SHS

Besisa D. H. A., Zaki Z. I., Amin A. M. M., Ahmed Y. M. Z., Ewais E. M. M. // New Refractories. — 2020. — No 9. — P. 47–55.

In attempts to attain a SHS synthesized TiC–Al₂O₃ composite with high density, homogenous microstructure and extra mechanical properties for using in aggressive media, addition of different reinforcements have to be studied and inspected. In this work, ductile nickel metal powder with different content (5–20 wt. %) and 1 mole fraction dilution of alumina and zirconia with and without Ni addition are introduced to TiC–Al₂O₃ ceramic and synthesized by combined self-propagating high temperature synthesis (SHS) and direct consolidation (DC) technique. The influence of nickel wt. % and dilution with zirconia and alumina on the phase composition, densification behavior, microstructure and mechanical properties of SHS synthesized TiC–Al₂O₃ composite has been investigated and analyzed. Results revealed that, addition of 5 wt. % Ni gave the best densification behavior, microstructure and mechanical properties with exact formation of the target composite of TiC–Al₂O₃. However, increasing Ni content higher than 5 wt % and dilution with zirconia and alumina led to disturbing the chemical reactions between the starting precursors, drooping and deterioration in density, microstructure and mechanical properties. Accordingly, this study suggests the addition of 5 wt. % Ni for a highly dense TiC–Al₂O₃ composite with homogenized morphology and unparalleled mechanical properties. Moreover, the different investigated characteristics of the produced composites nominate it strongly to be used successfully in aggressive and tribological applications. Ill. 9. Ref. 36. Tab. 3.

Key words: TiC–Al₂O₃ composite, reinforcements, self-propagating high temperature synthesis (SHS), direct consolidation (DC), microstructure, mechanical properties.

UDC 666.3:678.019.3(495)

The relationship of phase and chemical compositions of a durable ceramic material of the fortification wall of the city of Thessaloniki (Greece) age more than 1000 years

Abdrakhimova E. S., Abdrakhimov V. Z. // New Refractories. — 2020. — No 1. — P. 56–59.

A ceramic material with an age of more than 1000 years has been studied. Plinth was used as a ceramic material for the construction of the fortress wall. In addition, the element analysis determined an increased content of carbon in the samples — 9,50 %. Increased carbon content in inclusions indicates the introduction of fuel into the raw material. The introduction of fuel into the raw material not only increases the porosity of the

products, but also contributes to the uniform sintering of the ceramic shard and with an increased content of alkali oxides ($R_2O > 4\%$), the formation of a glass phase up to 1000 °C. Ill. 4. Ref. 19. Tab. 1.

Key words: fortress wall, Greece, phase composition, plinth, anorthite, hematite, diopside.

UDC 678.5.067.017:620.178.162.2

Measurements of friction and wear of powder composite materials by the «pin-on-disc» mechanism

Yusubov F. F. // New Refractories. — 2020. — No 9. — P. 60–63.

In this study, friction and wear properties of friction composite materials which is developed by powder metallurgy methods was examined. The technological sequence such as grinding, dry mixing, pressing and sintering were used in the manufacturing of materials. The tribological properties of the obtained specimens were studied on a vertical machine MMW-1 using the «pin-on-disc» mechanism. The optical microscope Amscope was used to analyze the wear surfaces. Ill. 4. Ref. 9. Tab. 3.

Key words: friction composite materials, «pin-on-disc» mechanism, fillers, abrasives, powder friction, wear.

UDC 666.3-127:621.3.014

Intensification of foam technology by the energy of the electrohydrothermal power field. Part 3. Investigation of the processes of heat and mass transfer in the foam system under the influence of EHTPF

Sokov V. N. // New Refractories. — 2020. — No 9. — P. 64–66.

As a result of thermal expansion in the foam mass of the gas phase, which acts as a sealing component in a closed volume, excessive internal pressure is generated and fields of pressure, temperature, and moisture content are formed. Particular flows of liquid arising from these fields are directed from the center to the perforated walls of the form with a distance beyond it. In EHTPF, there are three partial flows of moisture that make up a single flow in the mass. Thus, self-compaction is accompanied by heat and mass transfer processes. At low temperatures, moisture moves in the material in the form of a liquid, and at high temperatures, in the form of vapor. The density of the total moisture flow can be represented as the sum of the densities of private flows. An analytical study of the mechanism of heat and mass transfer flows allows one to analyze the behavior of the foam mass during heat-power treatment and to choose the best conditions for it. Ill. 1.

Key words: heat and mass transfer, electrohydrothermal power field (EHTPF), filtration moisture flows, stressed state, vapor-gas mixture, moisture content gradient, heat and moisture transfer potentials, thermal and moisture conductivity, mass transfer potential.

UDC 666.3:546.28'171]:621.914.22

Computational engineering of surface layer ground Al₂O₃–TiC ceramic. Combined analysis

Kuzin V. V., Grigor'ev S. N., Volosova M. A. // New Refractories. — 2020. — No 9. — P. 67–72.

The main regularities of the stress state of the surface layer of ground Al₂O₃–TiC ceramic under the combined load are determined. It is revealed that the force load compensates for thermal elastic deformations, but at the same time complicates the stress state in comparison with the action of loads of the same type. The role of the combination of structural elements that formed the surface of Al₂O₃–TiC ceramic in the formation of unfavorable microstructural stress concentrators is established. Ill. 3. Ref. 13.

Key words: computational engineering, Al₂O₃–TiC ceramic, surface layer, heat flow, force load, stress state, stress intensity, stress concentrator, operational defect.