



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 ▲

1

ЯНВАРЬ 2021

Новые огнеупоры. 2021. № 1

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

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

БЕЛЯКОВ А. В.	ПЕРЕПЕЛИЦЫН В. А.	ANEZIRIS CHRISTOS G. (ГЕРМАНИЯ)
БАЖИН П. М.	ПИВИНСКИЙ Ю. Е.	ANTONOVICH VALENTIN (ЛИТВА)
БОРЗОВ Д. Н.	СОКОВ В. Н.	EMAD M. M. EWAI (ЕГИПЕТ)
ВЕРЕЩАГИН В. И.	СОКОЛОВ В. А.	GARTEN VICTORIA (ГЕРМАНИЯ)
ВОРОНИНА О. Б.	СОСКОВЕЦ О. Н.	JASEK SZCZERBA (ПОЛЬША)
ГОРБАНЕНКО В. М.	СТОЛИН А. М.	MARTYNYENKO VALERY (УКРАИНА)
ГОРОХОВСКИЙ А. М.	СУВОРОВ С. А.	PISCHEK STEFAN PAUL (АВСТРИЯ)
ДАВЫДОВ С. Я.	ТАРАСОВСКИЙ В. П.	RASCHMAN PAVEL (СЛОВАКИЯ)
ДОРОГАНОВ В. А.	ФИЛОНОВ М. Р.	SMIRNOV ALEXEY N. (УКРАИНА)
ЗЕМЛЯНОЙ К. Г.	ШЕВЧИК А. П.	STONYS RIMVYDAS (ЛИТВА)
КУЗНЕЦОВ Д. В.	ШЕШУКОВ О. Ю.	WOHRMEYER CHRISTOPH (ГЕРМАНИЯ)
ЛЕБЕДЕВ Ю. Н.	ЮРКОВ А. Л.	
ЛУКИН Е. С.		
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@mis.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 25.01.21. Формат 60x84 1/8.
Бумага мелованная.
Цифровая печать. Усл. печ. л. 8,75.
Заказ

Кононов В. А. Состояние металлургии и огнеупорной отрасли в период коронавируса...3

Kononov V. A. State of the metallurgy and refractory industry during the coronavirus period...3

ОГНЕУПОРЫ В ТЕПЛОВЫХ АГРЕГАТАХ

REFRACTORIES IN THE HEAT UNITS

Земляной К. Г., Комоликов Ю. И., Миронов К. В., Форшев А. А., Николаев Ф. П., Сушников Д. В. Термомеханические и теплофизические свойства гарнисажа и отработанной футеровки доменной печи.....15

Zemlyanoy K. G., Komolikov Yu. I., Mironov K. V., Forshev A. A., Nikolaev F. P., Sushnikov D. V. Thermomechanical and thermophysical properties of the garnish and spent lining of the blast furnace.....9

ПРОИЗВОДСТВО И ОБОРУДОВАНИЕ

MANUFACTURING AND EQUIPMENT

Давыдов С. Я., Амдур А. М., Валиев Н. Г., Апакашев Р. А., Шестаков В. С. Результаты обследования и решение проблемы пылеобразования при грохочении горячего кускового материала.....15

Davydov S. Ya., Amdur A. M., Valiev N. G., Apakashev R. A., Shestakov V. S. Inspection results and solution to the problem of dust formation when screening hot lump material.....15

НАУЧНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ

SCIENTIFIC RESEARCH AND DEVELOPMENT

Худяков А. Ю., Ващенко С. В., Баюл К. В., Семенов Ю. С. Опытная верификация новых уравнений прессования мелкофракционных материалов горно-металлургического комплекса. Часть 1. Основное уравнение.....20

Khudyakov A. Yu., Vaschenko S. V., Baiul K. V., Semenov Yu. S. Experimental verification of new compaction equations for fine materials of the mining & metallurgical complex. Part 1. Basic compaction equation.....20

Пивинский Ю. Е. Бесцементные огнеупорные бетоны. Часть 7. Характеристика бетонных смесей и их зерновое распределение.....30

Pivinskii Yu. E. Cement free refractory castable. Part 7. Characteristics of castable mixes and their grain distribution.....30

Сулейманов С. Х., В. Г. Бабашов В. Г., Джанклич М. У., Дыскин В. Г., Дасковский М. И., Скрипачев С. Ю., Кулагина Н. А., Арушанов Г. М. Поведение керамического композиционного материала на основе волокон ZrO_2 в поле концентрированного солнечного излучения...41

Suleimanov S. Kh., V. G. Babashov V. G., Dzhanklich M. U., Dyskin V. G., Daskovskii M. I., Skripachev S. Yu., Kulagina N. A., Arushanov G. M. Research of the behavior of ceramic composite material based on ZrO_2 fibers in the field of concentrated solar radiation.....41

Ткач Е. В., Нурбатуров К. А. Исследование химико-технологических основ получения алюмосиликатных огнеупоров на основе золы-уноса.....45

Tkach E. V., Nurbaturov K. A. Research of chemical and technological bases for obtaining aluminosilicate refractories based on fly ash.....45

Кравченко И. Н., Карцев С. В., Кузнецов Ю. А., Величко С. А. Оптимизация параметров и режимов плазменно-напыления и плазменного оплавления покрытий.....51

Kravchenko I. N., Kartsev S. V., Kuznetsov Yu. A., Velichko S. A. Optimization of parameters and modes of plasma sprayng and plasma reflow coatings.....51

Сатбаев Б. Н., Кокетаев А. И., Аимбетова Э. О., Бердикулова Ф. А., Шалабаев Н. Т., Сатбаев А. Б. Использование алуминотермических шлаков для получения химически стойких огнеупорных композиционных материалов...57

Satbaev B. N., Koketaev A. I., Aimbetova E. O., Berdikulova F. A., Shalabaev N. T., Satbaev A. B. The use of aluminothermic slags for the production of chemically resistant refractory composite materials.....57

Кузин В. В., Григорьев С. Н., Волосова М. А. Тепловой анализ напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя шлифованной Si_3N_4 -TiC-керамики...61

Kuzin V. V., Grigor'ev S. N., Volosova M. A. Thermal analysis of stress-strain state of surface layer of ground Si_3N_4 -TiC ceramics.....61

Abstracts.....69

Abstracts.....69

УДК 669+666.76.001.8]:[616-036.2:578.834.1

СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИИ И ОГНЕУПОРНОЙ ОТРАСЛИ В ПЕРИОД КОРОНАВИРУСА

Независимо от динамики развития мировой металлургии состав топ-10 ведущих стран в области металлургии за последние четыре года практически не изменился (см. таблицу).

В 2019 г. усилились различия ведущих стран мировой металлургии. Китай установил в 2019 г. новый рекорд, и его сталелитейные компании увеличили объем выплавки на 8,3 %, достигнув 992,9 млн т.

В мировом производстве стали доля Китая увеличилась от 50,9 % в 2018 г. до 53,3 % в 2019 г. В Китае за последние три года открыты 4100 км высокоскоростных железных дорог. Кроме того, было улучшено или построено более 6000 км скоростных автодорог и более 300 тыс. км сельских дорог, что составляет почти равное количество до Луны. Китай приобрел ведущие мировые фирмы: Volvo, Mercedes, Citroen, Nokia, Motorola, Philips, частично General Electric и IBM. Китай производит 34 % всей инновационной продукции мира: беспилотники 65 %, компьютеры 90 %, мобильные устройства (планшеты и смартфоны) 70 %, солнечные панели 80 % и др. На поддержку научных исследова-

Динамика выплавки стали в мире в 2017–2020 гг. [1, 2]

Страна	Производство стали, млн т				
	2017 г.	2018 г.	2019 г.	2020 г. (ориентир.)	+/-, %
Китай	870,9	928,3	992,9	1099	+3,3
Индия	101,5	106,5	111,2	95	-21,9
Япония	104,7	104,3	99,3	71	-18,8
США	81,6	86,7	87,9	64	-19,2
Россия	71,5	71,7	71,6	68	-3,2
Южная Корея	71,0	72,5	71,4	-	-
Германия	43,3	42,4	39,7	32,2	-19,1
Турция	37,5	37,3	33,7	-	-
Бразилия	34,4	34,7	32,2	-	-
Иран	21,2	25,0	31,9	-	-
Итого в мире (64 страны)	1729	1809	1870	1866	-2

ний Китай направляет 2 % ВВП и значительно обгоняет США по количеству научных публикаций.

В Индии, занявшей второе место в мире по объему выплавки стали, произведено 111,2 млн т стали, что на 1,8 % больше по сравнению с 2018 г. Однако с конца 2019 г. и начала 2020 г. в Индии в связи с пандемией наблюдалась тенденция снижения выплавки стали.

Выплавка стали в Японии в 2019 г. снизилась на 4,8 % по сравнению с предыдущим годом и составила 99,3 млн т. Это является наихудшим результатом за последние 10 лет. В декабре 2019 г. был отмечен спад до 7,78 млн т (на 8 %).

Южная Корея произвела 71,4 млн т стали в 2019 г., что меньше показателя 2018 г. на 1,4 %.

Большие потери в выплавке стали имеют европейские металлургии. В странах ЕС в 2019 г. было выплавлено 159,4 млн т стали, что на 4,9 % меньше уровня 2018 г. В 2019 г. Германия произвела 39,7 млн т

стали (меньше на 6,5 % уровня 2018 г.), Италия — 23,2 млн т (меньше на 5,2 % уровня 2018 г.), Франция — 14,5 млн т (меньше на 6,1 % уровня 2018 г.), Испания — 13,6 млн т (меньше на 5,2 % уровня 2018 г.).

В 2019 г. США увеличили производство стали до 87,93 млн т (рост 1,5 % по сравнению с 2018 г.). Россия незначительно снизила выплавку стали. Объем производства стали составил 71,57 млн т стали (снижение на 0,8 %). В Бразилии выплавлено 32,2 млн т стали (снижение на 9,0 %). Иран, находящийся под американскими санкциями, установил новый рекорд выплавки и с результатом 31,99 млн т стали в год вошел в топ-10 мирового рейтинга. В Турции объем выплавки стали уменьшился на 9,6 % и составил 33,74 млн т.

Украина длительное время входила в топ-10 ведущих производителей стали, а в настоящее время заняла место во второй десятке. За 2019 г. Украина произвела меньше всего чугуна, стали и проката



В. А. Кононов
E-mail: kvant2404@mail.ru

за все годы независимости. В противовес выплавке увеличиваются добыча и экспорт руды. В больших количествах поставляются чугуны (США и др.), окатыши (Европа), ферросплавы и др. Признаком огромного кризиса металлургии в стране является падение внутреннего потребления металлопродукции в Украине, которое в 2018 г. составило всего 4,7 млн т.

В Европе действуют жесткие нормы в области охраны окружающей среды и металлургии на возмещение ущерба природе платят специальные налоги. Предприятия с доменными печами платят 10,7 евро за 1 т выплавленной стали, мини-заводы 17,4 евро за 1 т.

В 2020 г. эксперты прогнозировали: несмотря на падение производства стали в период коронавируса мировой рынок стали сократится лишь на 2 %. Ориентировочно во всем мире, кроме Китая, снижение выплавки стали составит более 10 %. В Китае несмотря на эпидемию ожидается рост выплавки стали на 3,3 % (см. таблицу). В России по итогам 2020 г. объем выплавки снизится на 3,2 % [3].

Металлургическая отрасль является важным драйвером развития машиностроения и строительства. По данным Минпромторга РФ, в ВВП страны в 2018 г. доля металлургической промышленности составляет 5 %, а доля металлургии в экспорте страны — около 14 %. За 2019 г. Россия экспортировала за рубеж 46,4 млн т черных металлов.

В I полугодии 2020 г. производство стали в РФ составило 35,2 млн т; произошло снижение объема производства по сравнению с аналогичным периодом 2019 г. на 2,9 %. Этот результат значительно меньше, чем провал большинства лидеров мировой черной металлургии (Индия, Япония, Южная Корея, США, Германия). Проседание нефтяного рынка и коронавирусный кризис оказали

давление на тех российских производителей, которые имеют за рубежом металлургические активы [4].

Показатели ключевых топ-7 металлургических игроков России в начале 2020 г. выглядели следующим образом: НЛМК 15,7 млн т (-10 %); ЕВРАЗ 13,8 млн т (+6,1 %); ММК 12,5 млн т (-1,6 %); Северсталь 11,8 млн т (-2 %); Металлоинвест 4,9 млн т (-3,2 %); ТМК 3,8 млн т (-5 %); Мечел 3,6 млн т (-7 %). Эти российские компании в I полугодии 2020 г. снизили выпуск металлопродукции на 0,7–13 %. Только Металлоинвест прибавил в выплавке стали 4,6 %. Наиболее сильно просели Северсталь, ММК и ТМК. При этом основные трудности компании начали испытывать в марте, когда проявилось влияние пандемии коронавируса. Однако несмотря на небольшой спад в марте лидеры рынка РФ смогли удачно справиться с падением спроса на сталь на внутренних и внешних рынках, и это свидетельствует о наличии определенного запаса прочности.

Ранее (в начале 2000 г.) многие ведущие металлургические предприятия начали активно скупать зарубежные активы. Основные цели приобретений: диверсификация деятельности, расширение рынков сбыта, укрупнение бизнеса в рамках специализации на узком сегменте, повышение конкурентоспособности продукции на мировом уровне и т. д. Фактически приобретение иностранных предприятий являлось одним из методов вывоза капиталов из страны. Например, Северсталь ранее приобрела несколько заводов в США (Sever Corr, шт. Миссисипи; Rouge Steel, шт. Мичиган; WCI Steel, шт. Огайо, и др.) суммарной мощностью 7,4 млн т стали. Сейчас большинство этих активов стало убыточным. Чистая прибыль Группы НЛМК в I полугодии 2020 г. сократилась на 54 %, и основной причиной этого стало обесценивание европейских активов ее

совместного предприятия NLMK Belgium Holdings. Аналогичные проблемы возникли у Евразхолдинга, предприятия которого в Северной Америке (EVRAZ US mills и EVRAZ Canadian) снизили объемы производства на 1,9 %. Зарубежный актив Группы ММК (турецкий завод ММК Metalurji) за год снизил выпуск проката на 6,2 % (до 720 тыс. т). Падение производства продолжается несколько лет и объясняется снижением спроса на внутреннем турецком рынке, которое не удается полностью компенсировать экспортом стали в ЕС.

Владельцы многих металлургических предприятий выделяют большие суммы на выплату дивидендов. Например, ПАО «Северсталь» в течение 4 лет подряд выделяло значительные суммы на выплату дивидендов своим акционерам. В I полугодии 2020 г. на выплату дивидендов ПАО «Северсталь» потратило 641 млн долл. Для сравнения: 675 млн долл. направлено на капитальные инвестиции.

Основными потребителями металлопродукции являются трубные (39 %) и машиностроительные предприятия (19 %), строительные компании (9 %) и др. В каждом секторе сбыта существуют определенные проблемы.

ПРОБЛЕМЫ ТРУБНОЙ ОТРАСЛИ

В настоящее время основной продукцией трубной отрасли являются трубы большого диаметра (40 % объема), трубы для нефтегазовой промышленности (30 % объема), для промышленности и энергетики (28 % объема), трубы малого диаметра (2 % объема). В трубной отрасли возникла проблема, связанная со снижением спроса на трубы большого диаметра, обусловленная введением санкций Запада против России. Существуют также другие проблемы:

1. *Снижение объема производства металлических водопроводных труб.* Российские

металлурги на протяжении нескольких лет теряют рынок стальных водогазопроводных труб, который снижается со средней скоростью 11 %/год. Это связано с высоким ростом рынка потребления полимерных и композитных труб (30–50 %/год). Этому фактору способствует быстрое развитие отечественных предприятий нефтехимии.

«Большие» трубники, к которым относятся производители стальных водогазопроводных труб и производители полиэтиленовых труб большого диаметра, недооценивают возможности производства «трубочек» (полимерных и композитных труб), которые в денежном выражении давно обогнали их.

2. Увеличение эффективности производства СПГ (сжиженного природного газа). Со второй половины 2019 г. цена на СПГ в Европе стала существенно ниже цены трубопроводного газа. Цена СПГ в Нидерландах и Великобритании снизилась на 57 % в течение года до уровня в 110–120 USD за 1 тыс. м³. С другой стороны, цена на российский газ в ЕС в третьем квартале 2019 г. тоже снизилась на 18 % до 169 USD. Однако трубопроводный газ все равно дороже, чем СПГ.

Для большинства потребителей в настоящее время СПГ имеет существенные преимущества перед трубопроводным газом. Мобильность СПГ позволяет в короткие сроки развернуть объекты энергетического хозяйства: обеспечить газом удаленные негазифицированные населенные пункты, новые микрорайоны городов, промышленные предприятия, заводы, ТЭЦ и котельные.

3. Активное применение композиционных труб. Metallурги за последние годы значительно подняли цены на весь сортимент трубной продукции. Это связано с внедрением дополнительной защиты металлических труб от коррозии (рис. 1, а). Этим воспользовались произ-

водители труб из стеклопластика, который можно производить из более дешевого сырья: кварцевого песка, базальта и др.) (рис. 1, б).

Композиционные трубы имеют значительные преимущества:

- высокая прочность при значительном снижении массы;
- устойчивость к высоким температурам (до 140 °С). Благодаря минимальной теплопроводности при транспортировке горячей воды в зимний период потерь тепла через эти трубы практически нет;
- возможность использования труб в условиях вибрационных и ударных нагрузок (под автомагистралями, железными дорогами и др.);
- высокая стойкость к коррозии и гарантийный срок службы около 50 лет;
- возможность монтажа в любых погодных условиях — даже в мороз на сборку одного стыка уходит минимальное количество времени.

Начавшийся бум в применении композиционных материалов в нефтегазовой отрасли является следствием повышения требований к современному нефтегазовому оборудованию. Усложнение условий нефтегазодобычи, освоение арктических месторождений способствуют применению сверхпрочных гибких композитных труб. Кроме того, стоимость владения трубопроводами из полимерных композитов на 30 % ниже, чем трубопроводами из углеродистых сталей.

Глобальный рынок композитов, по прогнозам Research & Markets, возрастет от 69,5 млрд долл. в 2015 г. до 141,5 млрд долл. США к 2025 г. (рис. 2). Темпы роста в среднем составят 7,7 % в период между 2015 и 2025 гг. Доля полимерно-композитных трубопроводов для нефтегазовой отрасли возрастет от 9,0 % в 2020 г. до 9,5 % в 2025 г. Глобальный рынок композитов растет в среднем на 7,7 %.

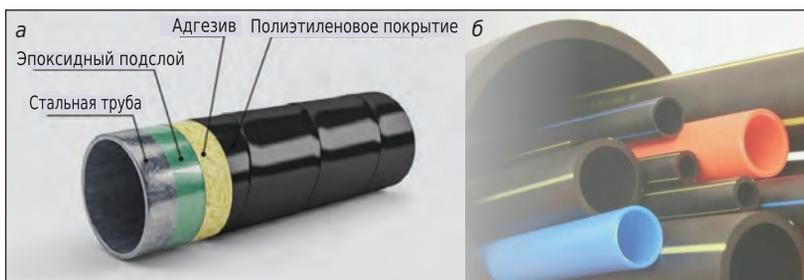


Рис. 1. Металлические (а) и композитные трубы (б)

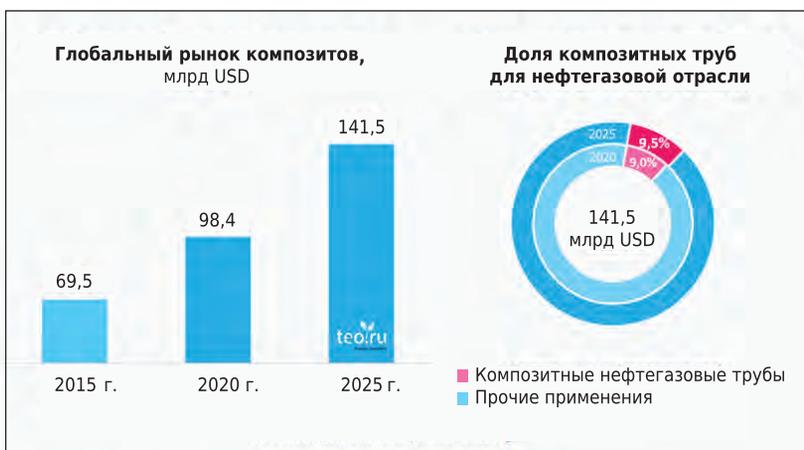


Рис. 2. Рынок композитных труб и его доля в рынке. Источник Research & Markets, Shtoller Consulting

В перспективе развитие СПГ и композитов может лишить металлургов до 70 % высокомаржинальной выручки.

ПРОБЛЕМЫ РЫНКА АРМАТУРЫ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ

Важным сегментом металлопотребления является строительство. Из-за кризиса несмотря на существующие темпы строительства происходит снижение уровня продаж из-за низкой покупательной способности населения. Кроме того, для защиты прав обманутых дольщиков наши законодатели приняли закон о долевом строительстве, который усложнил покупку недвижимости. Раньше конечный потребитель мог сэкономить на приобретении жилья на этапе строительства до 30 %. Кроме того, в цепочке застройщик – покупатель появился дополнительный посредник в виде банка, который не упустит свои шансы получить прибыль за счет других. Небольшим плюсом является снижение ключевой ставки по ипотеке. Поэтому есть небольшая вероятность, что желающих купить квартиру в ипотеку станет больше. В России в начале 2020 г. пострадали поставщики арматуры, которые на некоторое время потеряли металлоемкий рынок Москвы и Подмоскovie из-за введения запрета на проведение строительных работ. В апреле – мае потребление стали в РФ сократилось на 15–20 %, а «долларовые» цены на арматурный прокат упали на 22 % относительно прошлого года и на 8 % снизилось потребление в сравнении с первым кварталом 2020 г. [5].

СОСТОЯНИЕ ОГНЕУПОРНОЙ ПОДОТРАСЛИ В 2020 Г.

В 2019 г. Кералит составил рейтинг огнеупорных предприятий РФ и расположил их в соответствии с полученной выручкой [6]. В рейтинг вошли 107 предприятий и организаций в области огнеупорного произ-

водства. Из бывших 17 предприятий периода СССР функционируют всего 7 предприятий: Группа «Магнезит» — 1-е место в рейтинге, Боровичский комбинат огнеупоров — 2-е место, Динур — 3-е место, ООО «Огнеупоры» (ММК) — 5-е место, Богдановичское ОАО «Огнеупоры» — 6-е место, Сухоложский огнеупорный завод — 8-е место, Новомосковский огнеупорный завод — 16-е место. Появилось более 80 средних и малых предприятий, среди которых можно выделить Кералит (7-е место), РМК (9-е место), Петрокастсилика (12-е место) и др. Составленный рейтинг имеет некоторые недостатки, связанные с включением в список отдельных организаций, для которых огнеупорное производство не является основным видом деятельности. Однако этот рейтинг объективно отражает конкуренцию в отрасли и учитывает деятельность большинства малых предприятий.

Краткая информация о деятельности огнеупорных предприятий.

1. *Группа «Магнезит».* Лидер огнеупорной отрасли России по результатам II квартала 2020 г. сократил чистую прибыль более чем в 10 раз. При этом на предприятии значительно увеличилась долговая нагрузка из-за получения 7-летнего кредита от Сбербанка на сумму 1,3 млрд руб. Рост финансовой нагрузки объясняется реализацией на производстве огнеупоров крупных проектов модернизации. Средняя зарплата по рабочим профессиям в июне 2020 г. на предприятии составила 31 тыс. руб. Прошлый 2019 г. при больших объемах выручки предприятие завершило с убытком в 53 млн руб.

В августе 2020 г. при участии губернатора Алексея Текслера состоялся торжественный запуск первой очереди производства магнезиальных продуктов премиальной линейки «Русский магнезит». С запуском нового производства на предприятии

появилось более 130 рабочих мест. Объем инвестиций превысил 6,5 млрд руб. Строительство завода началось в 2016 г.; с полным вводом в эксплуатацию нового завода выпуск продукции (периклазоуглеродистых огнеупоров и др.) увеличится практически в 2 раза — от 65 до 120 тыс. т в год. В состав нового комплекса по производству клинкера мощностью 80 тыс. т входят три брикетировочных прессы и высокотемпературная шахтная печь. Можно с уверенностью сказать, что это самое крупное и современное производство не только в России, но и на всем постсоветском пространстве. Ввести его в эксплуатацию планируется в 2021 г. Еще один реализуемый сегодня проект — запуск новой линии по выпуску периклазошпинельных изделий для производства цементного клинкера на Саткинской производственной площадке. Планируемые объемы производства 40 тыс. т в год будут достигнуты к 2021 г.

Группа «Магнезит» вкладывает значительные инвестиции в развитие сырьевой базы и имеет две производственные площадки: Саткинскую в Челябинской обл. и Нижнеприангарскую в Красноярском крае. При существующем уровне добычи сырого магнезита комбинат обеспечен сырьем более чем на сотню лет. В Сатке началась разработка Ельничного месторождения с запасами 9 млн т. При добыче открытым способом обеспечена работа на 9 лет. Совместно с действующей шахтой Магнезитовая на Саткинской площадке можно ежегодно извлекать из недр до 2 млн т сырья. В Красноярском крае добывается 230 тыс. т высококачественного сырого магнезита, не требующего обогащения; строится дополнительный комплекс по переработке руды в полуфабрикат (обоженный периклаз).

С введением в эксплуатацию нового производства на производственной площадке Группы

«Магнезит» предприятие откажется от закупок импортного сырья. Проектом предусмотрена установка пяти печей с мощностью трансформатора 8 МВт. Проект печи разработан при участии специалистов немецкой компании SMS Siemag AG. В процессе плавки в печи будет применяться принцип саморегулирования, т. е. система управления сама определит темп загрузки и скорость наплавления блока в зависимости от зернового и химического составов шихты, загружаемой в печь.

2. *Боровичский комбинат огнеупоров.* Комбинат основал шведский ученый и промышленник Эммануил Нобель, отец известного основателя престижной премии Альфреда Нобеля. В течение 162 лет деятельности комбинат является одним из лидеров рынка огнеупоров страны. Основную прибыль комбинат получает от продажи алюмосиликатных пропантов, которые применяются при добыче нефти. Комбинат произвел в 2018 г. 315 тыс. т пропантов.

На рынке изготовления пропантов в последние годы обострилась конкуренция. В 2018 г. емкость российского рынка пропантов превысила 1,5 млн т, а в 2020 г. из-за кризиса нефтяной отрасли рынок оценивается только в 850 тыс. т. К ведущим производителям пропантов в России относятся [7]:

– ФОРЭС — имеет 7 площадок по производству пропантов из оливина на Урале и занимает около 60 % рынка. Из-за деятельности фирмы в области экологии в 2020 г. возникли протесты населения в городах Сухой Лог и Асбест;

– Боровичский комбинат огнеупоров — является родоначальником производства алюмосиликатных пропантов (с 1998 г.) и производит четыре современных типа пропантов, занимая около 30 % рынка;

– Ника-Петротэк (Екатеринбург) — взял многомиллиардный кредит в ВТБ и организо-

вал производство пропантов на площадях Семилукского огнеупорного завода. У компании в 2020 г. возник конфликт с Роснефтью, которая является основным покупателем пропантов, из-за претензий к качеству произведенных в Семилуках пропантов. Роснефть остановила закупку продукции в течение 2020–2021 г., конфликт рассматривается в суде;

– Трехгорный керамический завод (ТКЗ) — производит до 30 тыс. т алюмосиликатных пропантов;

– Карбо Керамикс — американская компания, создавшая мощность по производству пропантов в Копейске (Челябинская обл.).

Кроме того, пропанты производят: Богдановичский керамзит, Веллпроп, Уралхимпласт, Красноярский завод пропантов и др. [8].

Алюмосиликатные пропанты БКО имеют в 2 раза большую долговременную проводимость и проницаемость, чем пропанты магнезиальносиликатного состава, и обладают высокой прочностью при давлении 10000 рсі. Однако нефтяники начали активно покупать более дешевые магнезиальносиликатные пропанты и поэтому БКО в конце 2019 г. снизил объем их производства. В настоящее время западные санкции и кризис заставили нефтяников закупать более стойкие и качественные пропанты, позволяющие увеличить добычу нефти из скважины. Поэтому шансы БКО на рынке увеличиваются, и предприятие намеревается повысить производство пропантов до 400 тыс. т/год.

Отсутствие необходимого огнеупорного сырья в БКО привело к закрытию производства ПУ- и ПШ-изделий, а также изделий изостатического прессования. Комбинат пытается сохранить рынок и участвует в нем за счет поставки этой продукции от партнеров из Китая.

На комбинате организовали производство тротуарной плитки по шамотной и клинкерной технологии. Плитка имеет раз-

личные цвета и по качеству превосходит многие существующие аналоги. Кроме того, комбинат начал производить керамические дымовые трубы со стойкостью более 50 лет.

3. *Кералит.* Большой прогресс в области производства современных огнеупоров в РФ сделал Кералит. Ввод в эксплуатацию второго пускового комплекса позволил предприятию иметь мощности по производству до 50 тыс. т в год масс и изделий из табулярного глинозема. Кералит приобрел современный завод «Казогнеупор». Это приобретение сделало его лидером в стране в области производства изделий и масс из спеченного и плавленого корунда. Уровень качества продукции предприятия (массы, продувочные фурмы, блоки и др.) соответствует мировым стандартам. Часть порошков, в том числе вибромолотых, поставляется другим российским предприятиям.

В настоящее время более 15 предприятий РФ организовали производство неформованных материалов и изделий из табулярного глинозема. Единственным отечественным поставщиком табулярного глинозема является Кералит. Однако многие малые предприятия в области неформованных материалов корундового состава в целях гарантии поставок пытаются найти альтернативу этой продукции за рубежом (КНР, США, Европа). Кроме того, в РФ отсутствует производство некоторых добавок, применяемых в технологиях неформованных масс и изделий. К ним относятся:

– реактивный глинозем для огнеупоров и керамики;

– диспергированный глинозем для ускорения или замедления сроков схватывания;

– кальцинированный глинозем, улучшающий служебные качества продукции;

– необходимые связки на основе глинозема;

– микропорошки для улучшения структуры и снижения износа огнеупора.

Поставку импортного табулярного глинозема и необходимых добавок для производства современных масс и изделий обеспечивают некоторые отечественные поставщики сырья (Шибер и др.) [9].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Несмотря на эпидемию, список лидеров мировой металлургии возглавляет Китай,

который ориентировочно будет иметь рост 3,3 % к уровню 2019 г. Россия будет иметь незначительные потери в объемах выплавки стали (~3,2 %). Остальные лидеры потеряют 15–20 % объема производства.

2. В ближайшие годы ожидается снижение темпов роста производства металлических труб из-за увеличения выпуска сжиженного газа и усиления конкуренции со стороны

производителей композитных труб.

3. Среди огнеупорных предприятий РФ несмотря на частичное снижение эффективности стабильно работают Группа «Магнезит», Боровичский комбинат огнеупоров и Кералит.

4. Значительный объем работ по техническому перевооружению производства выполняют Группа «Магнезит» и Кералит.

Библиографический список

1. <https://www.metaltorg.ru/analytics/black/?id=76612>. 03.2020. Итоги 2019 года в черной металлургии.

2. <https://bcs-express.ru/novosti-i-analitika/2021071173-novaia-rubrika-kliuchevye-sobytiia-i-trendy-rynka-stali>.

3. <https://metallplace.ru/about/stati-o-chnoy-metalurgii/mirovoy-i-rossiyskiy-rynok-stali-itogi-iyunya-2020-goda/>. Мировой и российский рынок стали: итоги июня 2020 года.

4. <https://businesstat.ru/catalog/id11433/?yclid=6056098377377020268>. Анализ мирового рынка стали в 2015–2019 гг., оценка влияния коронавируса и прогноз на 2020–2024 гг.

5. https://www.megaresearch.ru/news_in/analiz-rynka-chnoy-metalurgii-v-2020-godu-uhudshenie-pokazateley-neizbezhno-1534. Анализ рынка черной металлургии в 2020 году: ухудшение показателей неизбежно.

6. https://www.testfirm.ru/rating/23_2/. Рейтинг организаций по выручке.

7. http://www.infomine.ru/files/catalog/277/file_277.pdf. Обзор рынка пропантов (пропантов) в России, октябрь 2019 г.

8. <https://www.indexbox.ru/news/rossijskiy-rynok-propantov-demonstriruet-polozhitelnyu-dinamiku-razvitiya/> // Российский рынок пропантов демонстрирует положительную динамику развития // Нефть и нефтепродукты. — 2018. — Июнь. — С. 7–14.

9. <http://shearber-group.ru>. ■

Получено 16.11.20
© В. А. Кононов, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

35th Assembly
AMC
Advanced Materials Congress

European Advanced Materials Congress
22 - 24 March 2021 | Stockholm, Sweden

JOIN US IN THE
CITY OF NOBEL
STOCKHOLM, SWEDEN

<https://www.advancedmaterialscongress.org/oct20/>

К. т. н. **К. Г. Земляной**¹ (✉), к. т. н. **Ю. И. Комоликов**², **К. В. Миронов**³,
А. А. Форшев³, **Ф. П. Николаев**³, **Д. В. Сушников**³

¹ ФГБОУ ВО «Уральский федеральный университет», Екатеринбург, Россия

² ФГБУН «Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН», Екатеринбург, Россия

³ АО ЕВРАЗ НТМК, г. Нижний Тагил, Россия

УДК 666.76.017:669.162.212

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАРНИСАЖА И ОТРАБОТАННОЙ ФУТЕРОВКИ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Приведены результаты комплексного исследования теплофизических свойств 21 образца гарнисажа и футеровки, отобранных после выдувки доменной печи № 6 ЕВРАЗ НТМК. Определены открытая пористость, кажущаяся плотность, температура плавления, ТКЛР, температуропроводность и теплоемкость образцов, рассчитана их теплопроводность. Определены коэффициенты в стандартных уравнениях аппроксимации температуропроводности, теплоемкости и теплопроводности для каждого вида гарнисажа и перерожденного огнеупора.

Ключевые слова: гарнисаж, футеровка доменной печи, кажущаяся плотность, теплопроводность, теплоемкость, температуропроводность, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР).

Одной из важных задач современной металлургии является разработка математических моделей и на их основе автоматизированных систем поддержки принятия решений по управлению ходом процессов в металлургических агрегатах, в том числе таких сложных, как доменная печь, с целью стабилизации процесса, оптимизации затрат энерго- и сырьевых ресурсов и получения продукции заданного качества [1–8].

Для построения качественной модели физико-химических и теплотехнических процессов, происходящих в доменной печи, необходима информация о составе, структуре и свойствах как исходных компонентов процесса — сырья, огнеупоров, газа, кокса, так и продуктов их взаимодействия — шлака, чугуна, гарнисажа [9, 10].

Настоящую работу проводили с использованием материалов, полученных после остановки ДП № 6 ЕВРАЗ НТМК для проведения технического перевооружения с 24 февраля 2018 г. [11]. После выдувки печи и ее охлаждения водой и естественной тягой футеровку и гарнисаж обрушали гидромолотом и удаляли из печи. Пробы при этом отбирали из горна, фурменной зоны и заплечиков. Всего на исследование было представлено 17 образцов гарнисажа (13 шт.) и огнеупорной футеровки

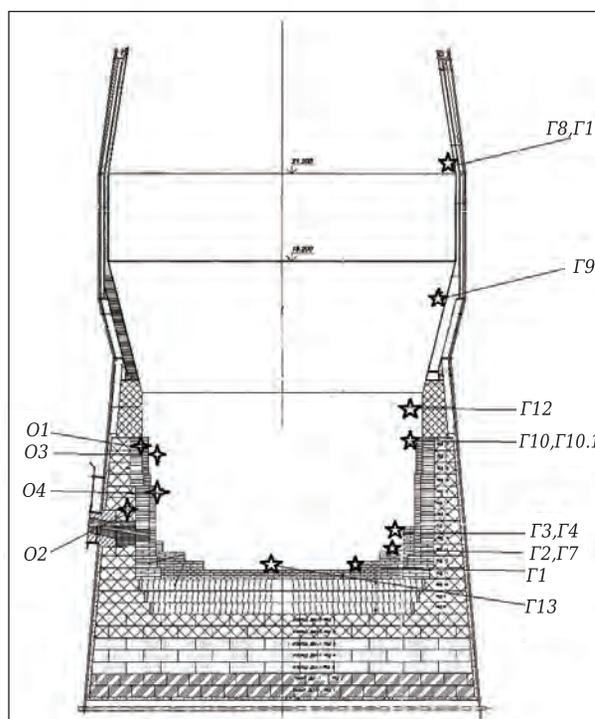


Рис. 1. Зоны отбора проб из шахты доменной печи № 6 ЕВРАЗ НТМК

(4 шт.) после эксплуатации в условиях кампании доменной печи № 6 (рис. 1) [11].

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Температуру плавления определяли термогравиметрическим методом на дифференциальном сканирующем дериватографе STA 449 F3 Jupiter



К. Г. Земляной
E-mail: kir77766617@yandex.ru

(Netzsch-Gerätebau, GmbH, Германия) с использованием программного пакета Proteus Analysis 5.2 по стандарту DIN 51004:1994 Determination of melting temperatures of crystalline materials using differential thermal analysis (Определение температур плавления кристаллических материалов с использованием дифференциального термического анализа). Погрешность метода $\pm 3\%$.

Теплоемкость c_p определяли на том же дериватографе, что и температуру плавления, по стандарту ASTM E1269–2011 Standard Test Method for Determining Specific Heat Capacity by Differential Scanning Calorimetry (Метод стандартной пробы для определения теплоемкости дифференциальной сканирующей калориметрией). Стандартный образец — сапфир. Погрешность метода $\pm 5\%$.

Температуропроводность a измеряли методом лазерной вспышки на приборе LFA 457 (Netzsch, Германия) в диапазоне 300–1373 К. Образец, установленный на специальный держатель, помещали в карбидкремниевую электропечь с инертной атмосферой. Нижнюю часть образца нагревали лазерным импульсом длительностью 0,5 мс. Температуру верхней части образца регистрировали ИК-детектором на InSb. Выдержка на каждой температуре составляла 20 мин, число измерений на каждой температуре — пять.

ТКЛР образцов исследовали на dilatометре DIL 402C (Netzsch) с использованием высокочувствительного датчика — преобразователя линейного перемещения. Измерения проводили от комнатной температуры до 1100 °С в режиме непрерывного нагрева с постоянной скоростью изменения температуры 4 °С/мин.

Теплофизические свойства определяли до 1100 °С, поскольку при более высоких температурах в образцах начинаются физико-химические процессы, существенно искажающие результаты. Определения производили в защитной атмосфере (аргон) для исключения процессов окисления в исследуемых материалах.

Теплопроводность материалов рассчитывали, исходя из известной зависимости [12]:

$$\lambda(t) = a(t) \cdot c_p(t) \cdot \rho_{\text{каж}}, \quad (1)$$

где $\lambda(t)$ — функция теплопроводности, Вт/(м·К), от температуры,

$$\lambda(t) = a + bt + ct^2; \quad (2)$$

$c_p(t)$ — функция теплоемкости, кДж/(кг·К), от температуры,

$$c_p(t) = a_1 + b_1(t + 273) + c_1(t + 273)^2; \quad (3)$$

$a(t)$ — функция температуропроводности, м²/с, от температуры

$$a(t) = a_2 + b_2t + c_2t^2; \quad (4)$$

$\rho_{\text{каж}}$ — кажущаяся плотность материала, кг/м³.

Кажущуюся плотность, открытую пористость и водопоглощение (по керосину) определяли согласно ГОСТ 2409–2014 «Огнеупоры. Метод определения кажущейся плотности, открытой и общей пористости, водопоглощения».

ПОДГОТОВКА ОБРАЗЦОВ

Образцы были представлены в виде кусковых материалов сложной формы гетерофазного состава.

Образцы гарнисажа (см. рис. 1):

Г1. Образец с отметки +7.500, район воздушной фурмы № 4. Структура образца представлена сложными агломератами из остатков огнеупора (корундомуллитокрибидкремниевый), переродившегося под воздействием железистых расплавов и железисто-углеродистой матрицы (стеклофазы), содержащей большое количество растворенных в ней микродобавок.

Г2. Образец с отметки +8.000, район воздушной фурмы № 7. Представляет собой агломерат из остатков корундомуллитокрибидкремниевый огнеупора, перерожденного под действием двух агентов печного пространства: железисто-углеродистого расплава и паров цинка.

Г3. Образец (чугунная пластина между блоками) с отметки +9.100, район чугунной летки № 2. Представляет собой железисто-углеродистый расплав (видимо, чугун) с растворенными в нем микропримесями и порами, занятыми железо-алюмосиликатной стеклофазой.

Г4. Образец с отметки +9.100, район чугунной летки № 2. Представляет собой бикерамический материал, образовавшийся совместной кристаллизацией несмешивающихся железисто-углеродистого расплава, карбонитридов титана / ванадия и силикокальциевого стекла (шлака).

Г5. Образец из района воздушной фурмы № 5. Представляет собой бикерамический материал, образовавшийся совместной кристаллизацией несмешивающихся железисто-углеродистого расплава, карбонитридов титана / ванадия и силикокальциевого стекла (шлака).

Г6. Образец из района чугунной летки № 1. Представляет собой бикерамический материал, образовавшийся совместной кристаллизацией несмешивающихся железисто-углеродистого расплава, карбонитридов титана / ванадия и алюмосиликокальциевого стекла (шлака). В стеклофазе (шлаке) повышенное содержание оксида магния, возможна кристаллизация благородной шпинели MgO·Al₂O₃.

Г7. Образец с отметки +5.500. Представляет собой агломерат, образовавшийся при совместной кристаллизации несмешивающихся железисто-углеродистого расплава, карбонитридов титана / ванадия и силикокальциевого стекла (шлака).

Г8. Образец из зоны распара, район трещины корпуса. Представляет собой агломерат, образовавшийся при совместной кристаллизации несмешивающихся железисто-углеродистого расплава, алю-

мосиликокальциевого стекла (шлака) и небольшого количества карбонитридов титана / ванадия.

Г9. Образец из фурменной зоны, в районе 2–3 фурменных приборов, зона с отключенным холодильником. Образец представляет собой агломерат, образовавшийся при совместной кристаллизации несмешивающихся железисто-углеродистого расплава, алюмосиликокальциевого стекла (шлака) и небольшого количества карбонитридов титана / ванадия.

Г10, Г10.1. Образцы с отметки +9.550, район чугунной летки № 2, ~900 мм за блоком. Образец Г10 представляет собой массообменный агломерат, образовавшийся на разрушившемся первичном графите (огнеупор) и, возможно, на корундомуллитокарбидкремниевом огнеупоре при механическом и термическом (образование трещин), а также химическом воздействиях (перерождение под влиянием железисто-углеродистого расплава чугуна, кальцийсиликатного расплава шлака и паров титана / ванадия / цинка при температурах выше 1500 °С).

Образец Г10.1 представляет собой агломерат, образовавшийся из разрушившегося первичного (графит из огнеупора) и вторичного (кокс) углерода под действием высоких температур и давлений горна доменной печи. Наблюдаются отдельные зерна первичного карбида кремния, оставшиеся от футеровки, и зерна металлического цинка, конденсированного из паровой фазы.

Г11. Образец из зоны распара, нормальное охлаждение. Представляет собой агломерат, образовавшийся из разрушившегося алюмосиликатного огнеупора с первичным (сажистым) и вторичным (кокс) углеродом в порах под действием высоких температур, газовой атмосферы и давления в шахте доменной печи.

Г12. Образец из фурменной зоны, нормальное охлаждение. Представляет собой полифазный агломерат, образовавшийся из-за неполного окисления гарнисажа, состоящего из кокса, карбонитридов титана и ванадия, металлической фазы ($\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$) и шлаковой стеклофазы (кальцийсиликатное стекло).

Г13. Образец — «козловой» чугун. Представляет собой полифазный агломерат, образовавшийся совместной кристаллизацией карбонитридов титана / ванадия и титаната бария, металлической фазы ($\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$) и шлаковой стеклофазы (кальцийсиликатное стекло).

Образцы футеровки (см. рис. 1):

О1. Образец — часть футеровочного блока горна. Представляет собой полифазный агломерат, образовавшийся при разрушении и перерождении корундомуллитокарбидкремниевом огнеупора под воздействием расплавов и активной газовой (паровой) фазы доменного процесса.

О2. Образец — часть графитированного блока 1-го ряда. Представляет собой перерожденный в условиях механических и химических нагрузок

углеродистый огнеупор с карбидизированными зонами, поры и трещины которого заполнены новообразовавшимися металлическими (цинк) и оксидными (шлаковая стеклофаза) фазами.

О3. Образец — перерожденные части углеродистого блока с отметки +9.500, район фурменной прибора № 16. Представляет собой полифазный агломерат, образовавшийся при разрушении и перерождении корундомуллитокарбидкремниевом огнеупора под воздействием расплавов и активной газовой (паровой) фазы доменного процесса.

О4. Образец — слоистые части углеродистого блока с отметки +9.300, район чугунной летки № 2. Представляет собой слоистый сросток двух огнеупоров: корундо-муллитокарбидкремниевом и углеродистого (графитового), перерожденных в процессе эксплуатации в условиях доменной печи.

Из полученных материалов были изготовлены образцы для определения ТКЛР в виде балочек размерами 5–7×5–7×35–40 мм и температуропроводности в виде пластинок размерами 8–10×8–10×3–6 мм. Оставшиеся от изготовления образцов материалы были измельчены до фракции мельче 5 мм, усреднены и методом квартования уменьшены до навески массой 100 г, из которой отбирали образцы для определения температуры плавления.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Керамические свойства образцов гарнисажа и отработанной футеровки приведены в табл. 1.

Результаты определения теплоемкости c_p , образца Г1 приведены в табл. 2 и показаны на рис. 2, температуропроводности a — соответственно в табл. 3 и на рис. 3. Итоговые результаты для расчета теплопроводности λ образца Г1 приведены в табл. 4.

Таблица 1. Физико-химические свойства образцов, отобранных из гарнисажа и футеровки

Образец (см. рис. 1)	Водопоглощение, %	Кажущаяся плотность, г/см ³	Открытая пористость, %	Температура плавления, °С
<i>Образцы гарнисажа</i>				
Г1	0,8	3,34	3,4	1358
Г2	1,2	3,66	5,5	1345
Г3	0,8	8,17	8,0	1302
Г4	0,7	3,66	3,1	1353*
Г5	0,0	4,94	0,0	1289*
Г6	0,2	4,76	1,0	1352
Г7	0,5	5,58	1,1	1352*
Г8	1,8	4,03	9,4	1306*
Г9	0,9	5,83	7,0	1351*
Г10	0,0	4,81	0,0	1388*
Г10.1	2,7	4,45	15,2	>1600
Г11	26,2	1,0	38,6	1374*
Г12	11,5	2,83	41,3	1295*
Г13	0,2	5,50	1,1	1341*
<i>Образцы футеровки</i>				
О1	1,2	3,95	6,1	>1600
О2	5,7	2,04	14,7	>1600
О3	4,2	3,40	18,2	>1600
О4	1,9	2,48	5,8	>1600

* Начало появления жидкой фазы.

Таблица 2. Результаты определения теплоемкости образца Г1

$t, ^\circ\text{C}$	$c_p, \text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{K})$	$t, ^\circ\text{C}$	$c_p, \text{кДж}/(\text{кг}\cdot\text{K})$
50	0,1074	600	0,4681
100	0,1199	650	0,4915
150	0,1254	700	0,5233
200	0,1356	750	0,5585
250	0,1599	800	0,5625
300	0,1828	850	0,5655
350	0,2872	900	0,5912
400	0,3646	950	0,6318
450	0,3981	1000	0,6933
500	0,4309	1050	0,7396
550	0,4465	1100	0,7145

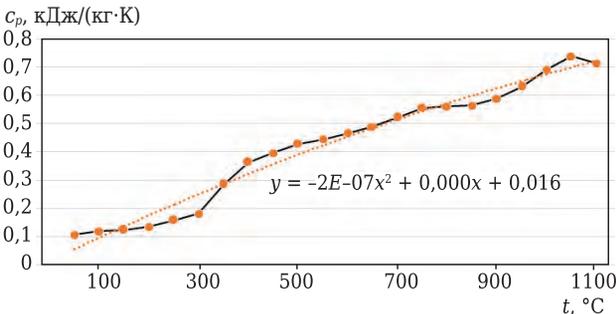


Рис. 2. График зависимости $c_p(t)$ образца для Г1 (●) и аппроксимация графика полиномиальным уравнением 2-й степени (⋯)

Общий вид уравнения зависимости $c_p(t)$ для образца Г1:

$$c_p(t) = 0,0168 + 0,8 \cdot 10^{-3}(t + 273) - 0,2 \cdot 10^{-6}(t + 273)^2.$$

Общий вид уравнения зависимости $a(t)$ для образца Г1:

$$a(t) = 3,6809 - 3,0 \cdot 10^{-3}t + 0,7 \cdot 10^{-6}t^2.$$

Таблица 3. Результаты определения температуропроводности образца Г1

$t, ^\circ\text{C}$	$a, \text{M}^2/\text{c}$	$t, ^\circ\text{C}$	$a, \text{M}^2/\text{c}$
50	3,54	600	2,12
100	3,38	700	1,88
200	3,06	800	1,82
300	2,98	900	1,69
400	2,61	1000	1,35
500	2,23	1100	1,22

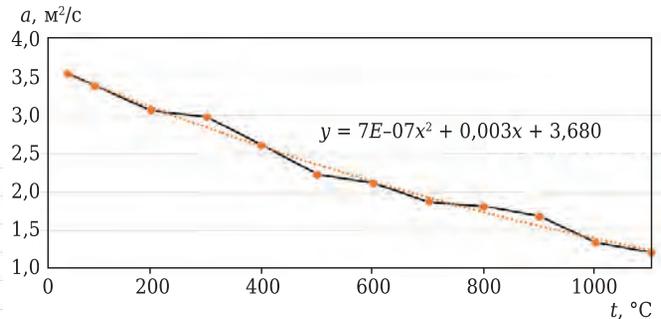


Рис. 3. График зависимости $a(t)$ для образца Г1 (●) и аппроксимация графика полиномиальным уравнением 2-й степени (⋯)

Для инженерных расчетов применяют как средние, так и истинные значения ТКЛР в процессе нагрева. В частности, для подсчета напряжений, возникающих в материале при изменении его температуры, необходимо использовать истинные коэффициенты расширения, а для подсчета изменения размеров изделия вследствие термического расширения удобно использовать средние значения [13]. ТКЛР зависит от состава и исходной структуры.

Пример определения ТКЛР образцов приведен в табл. 5, а вид дилатометрической кривой показан на рис. 4. Итоговые результаты определения ТКЛР представлены в табл. 6, 7.

Таблица 4. Данные для расчета теплопроводности образцов гарнисажа и футеровки при заданной температуре*

Образец (см. табл. 1)	Коэффициент в уравнении						Кажущаяся плотность, кг/м ³
	теплоемкости, 10 ³			температуропроводности, 10 ⁻⁶			
	a_1	b_1	c_1	a_2	b_2	c_3	
<i>Образец гарнисажа</i>							
Г1	0,0168	0,8	-0,2	3,6809	-3,0	0,7	3660
Г2	0,0842	1,3	-0,7	3,9082	-3,1	0,6	8170
Г3	0,5342	-2,2	-4,0	0,9894	3,9	-0,2	3660
Г4	0,0111	2,2	-0,6	2,1065	-0,5	-0,3	4940
Г5	0,0029	0,06	0,2	4,1046	-2,9	-0,4	4760
Г6	-0,0804	1,8	-0,8	1,4175	0,8	1,0	5580
Г7	-0,022	0,7	-0,1	3,7829	-0,9	-0,1	4030
Г8	0,0131	0,4	0,06	1,4808	-0,3	-0,03	5830
Г9	0,0062	0,6	0,3	1,2915	-0,3	-0,03	4810
Г10	0,0527	0,5	-0,05	1,5958	0,7	0,2	4450
Г10.1	0,7663	1,0	0,02	10,215	-6,5	-2,0	1000
Г11	0,0012	1,0	0,2	2,0523	-0,08	-0,05	2830
Г12	0,0243	0,4	0,9	0,3916	0,04	0,03	5500
Г13	0,6743	1,1	5,0	1,6219	1,9	0,1	3950
<i>Образец футеровки</i>							
О1	0,92	0,04	0,06	3,8484	-2,1	0,02	2040
О2	2,3264	-5,3	9,0	252,62	-289,6	90,0	3400
О3	0,0096	1,1	0,2	1,0387	-0,2	-0,08	2480
О4	0,7564	1,2	-0,2	2,783	-1,4	0,4	3340

* Выше 1100 °С — полиномиальная аппроксимация 2-го порядка.

Таблица 5. Результаты определения зависимости ТКЛР (t) для образца Г1

t, °C	Средний ТКЛР, 10 ⁻⁶ 1/К	t, °C	Средний ТКЛР, 10 ⁻⁶ 1/К
50–100	6,23	50–100	5,12
50–200	6,61	100–200	9,02
50–300	7,83	200–300	8,36
50–400	7,78	300–400	0,34
50–500	8,16	400–500	5,96
50–600	8,79	500–600	6,12
50–700	9,60	600–700	6,81
50–800	10,64	700–800	7,15
50–900	12,57	800–900	9,32
50–1000	14,35	900–1000	8,55
50–1100	15,78	1000–1100	10,83

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы теплофизические и термомеханические свойства образцов гарнисажа с разных уровней и зон ДП № 6 после эксплуатации. На основании полученных данных определены коэффициенты в уравнениях аппроксимации стандартного вида, позволяющие рассчитывать и прогнозировать теплофизические свойства гарнисажа в зависимости от его вещественного состава и температуры. Предложен расчетный метод оценки теплопроводности гарнисажа в зависимости от его состава.

Учитывая ранее определенные химический и вещественный составы образцов, полученные сведения позволяют моделировать поведение гарнисажа из разных зон шахты доменной печи в процессе плавки.

Библиографический список

1. **Чистов, В. П.** Разработка экспертной системы на основе логического интеллекта для управления доменной печью / В. П. Чистов, В. Г. Лисиенко, Л. И. Леонтьев [и др.] // Наука и инженерное творчество — XXI веку: первая научно-техническая конференция РУО АИН РФ. — Екатеринбург : РУО АИН РФ, 1995. — С. 89–92.
2. **Голубев, О. В.** Математическое моделирование сложных технологических процессов доменного производства методами нелинейной динамики : дис. ... канд. техн. наук : 05.13.18. — Липецк, 2003. — 158 с.
3. **Ченцов, А. В.** Балансовая логико-статистическая модель доменного процесса / А. В. Ченцов, Ю. А. Чесноков, С. В. Шаврин. — Екатеринбург : УрО РАН, 2003. — 164 с.
4. **Сучков, А. В.** Проблемы построения системы поддержки принятия решений для доменного производства / А. В. Сучков // Вестник Воронежского гос. техн. ун-та. — 2009. — № 10. — С. 72–81.
5. **Лисиенко, В. Г.** Развитие модельной поддержки экспертных систем управления энергонасыщенными объектами / В. Г. Ли-

ТКЛР, 10⁻⁶ 1/К

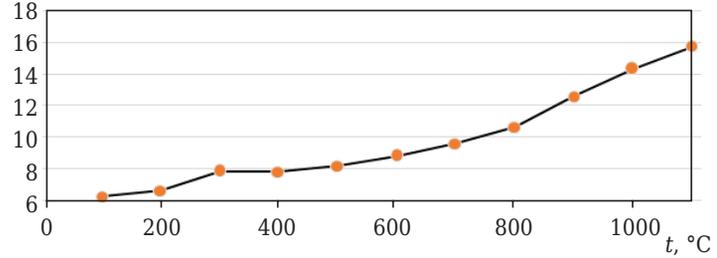


Рис. 4. График зависимости среднего ТКЛР (t) для образца Г1

Таблица 6. Среднее значение ТКЛР, 10⁻⁶ 1/К, образцов, отобранных из гарнисажа и отработанной футеровки доменной печи (см. рис. 1)

t, °C	Г1	Г2	Г3	Г4	Г5	Г6	Г7	Г8	Г9	Г10	Г10.1	Г11	Г12	Г13	О1	О2	О3	О4
50–100	6,23	5,29	7,91	5,83	8,06	7,56	8,06	9,92	9,95	8,18	3,47	5,79	3,44	7,67	4,91	3,95	5,46	4,81
50–200	6,61	5,00	6,24	4,66	7,41	7,15	7,41	11,35	10,05	8,02	5,42	5,77	4,87	7,73	5,24	2,02	5,38	4,34
50–300	7,83	5,29	9,03	5,17	7,83	7,64	7,83	11,45	11,77	8,51	5,71	5,98	5,67	8,27	5,51	2,49	5,39	5,51
50–400	7,78	5,59	10,89	5,53	8,15	8,06	8,15	11,62	12,82	8,84	6,73	6,14	8,14	8,62	5,61	3,06	5,49	5,08
50–500	8,16	8,16	11,50	8,59	8,79	9,43	11,23	13,07	13,13	10,41	7,48	7,25	8,73	10,76	6,63	3,48	6,04	5,82
50–600	8,79	10,23	11,63	11,31	10,84	8,98	13,08	14,61	14,72	12,28	8,31	8,32	10,53	12,51	7,54	5,64	6,79	6,57
50–700	9,60	11,58	12,68	16,34	12,17	10,57	15,33	15,22	15,75	15,11	9,12	9,55	12,38	14,22	9,99	6,19	7,53	6,78
50–800	10,64	11,69	13,33	18,63	15,73	11,38	16,98	15,83	17,76	18,43	9,34	11,71	14,27	18,52	11,63	6,27	8,41	7,11
50–900	12,57	14,56	14,54	19,85	18,12	11,92	21,03	14,58	17,79	21,97	10,76	13,86	18,13	20,09	13,84	8,35	8,97	7,44
50–1000	14,35	16,81	15,11	22,11	20,64	12,08	24,41	16,05	19,21	27,43	11,58	15,12	19,71	24,24	14,55	8,68	10,15	8,62
50–1100	15,78	18,73	17,53	24,83	22,37	13,52	28,33	18,66	19,83	28,73	12,41	17,57	22,53	27,71	16,83	9,57	11,53	9,51

Таблица 7. Истинное значение ТКЛР, 10⁻⁶ 1/К, образцов, отобранных из гарнисажа и отработанной футеровки доменной печи (см. рис. 1)

t, °C	Г1	Г2	Г3	Г4	Г5	Г6	Г7	Г8	Г9	Г10	Г10.1	Г11	Г12	Г13	О1	О2	О3	О4
50–100	5,12	4,03	7,02	2,59	7,61	4,11	8,22	9,24	8,91	8,46	5,66	6,12	4,12	7,30	5,25	7,41	4,87	7,62
10–200	9,02	5,89	8,56	8,77	6,05	9,11	7,78	11,37	9,71	8,40	6,08	7,22	7,06	7,32	4,64	1,17	4,76	0,84
20–300	8,36	5,55	13,54	7,59	8,34	7,64	7,15	11,89	8,76	9,58	4,93	7,03	10,01	11,01	5,52	0,17	4,51	5,63
30–400	0,34	2,28	11,61	4,28	7,51	5,81	8,95	13,45	11,89	8,21	5,87	6,07	20,21	9,35	5,47	0,93	6,14	10,03
40–500	5,96	4,69	12,27	5,61	7,05	5,45	10,57	13,53	14,71	8,51	6,10	4,51	20,41	6,57	5,44	4,03	7,31	8,39
50–600	6,12	5,11	12,82	6,19	6,54	6,05	11,15	14,21	14,28	8,59	6,29	5,76	24,05	8,64	4,88	2,92	8,55	3,41
60–700	6,81	5,46	12,35	6,74	6,49	6,52	11,52	14,87	14,98	9,83	6,47	7,13	27,91	9,98	5,01	3,06	8,76	5,64
70–800	7,15	6,42	11,89	8,43	5,13	7,43	13,07	15,54	19,99	11,57	7,64	8,42	31,77	11,21	5,62	2,84	9,54	3,68
80–900	9,32	6,72	6,58	9,72	8,59	7,18	13,56	16,21	12,51	10,26	7,80	8,88	15,62	13,54	4,92	4,22	10,02	6,66
90–1000	8,55	8,51	21,82	10,85	10,48	5,68	12,59	16,88	16,48	11,87	8,00	10,11	29,49	12,58	5,26	5,38	10,67	6,91
100–1100	10,83	12,72	23,59	12,26	12,26	4,75	15,21	17,55	20,54	13,51	8,18	12,47	33,34	15,44	6,18	7,51	11,55	8,14

сиенко, В. А. Морозова, А. В. Сучков, А. В. Огаров // Автоматизация технологических производственных процессов в металлургии : межвуз. сб. науч. тр. ; под ред. Б. Н. Парсункина. — Магнитогорск : МГТУ, 2009. — С. 4–19.

6. **Иванча, Н. Г.** Совершенствование технологии, работы оборудования и систем управления доменной плавкой / Н. Г. Иванча, И. Г. Муравьева, Ю. С. Семенов [и др.] // Черная металлургия : Бюл. НТИЭИ. — 2017. — № 6. — С. 31–40.

7. **Муравьева, И. Г.** Интеллектуальная система поддержки принятия решений по управлению доменной плавкой / И. Г. Муравьева, Д. Н. Тогобицкая, Ю. С. Семенов [и др.] // Сб. науч. работ «Компьютерное моделирование, анализ, управление, оптимизация». — 2017. — № 1. — С. 25–30.

8. **Истомин, А. С.** Разработка логико-динамической модели с целью повышения эффективности выплавки чугуна в доменной печи : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.02. — Екатеринбург. — 2017. — 181 с.

9. **Коверзин, А. М.** Исследование гарнисажа и футеровки в горне доменной печи № 2 АО ЕВРАЗ ЗСМК / А. М. Ко-

верзин, В. Г. Щипицын, А. В. Ващенко [и др.] // Бюл. Черная металлургия. — 2018. — № 9. — С. 9–24.

10. **Курунов, И. Ф.** Исследование состава и структуры гарнисажа горна ДП № 6 НЛМК / И. Ф. Курунов, А. С. Блюзнюков, В. Н. Титов [и др.] // Бюл. Черная металлургия. — 2019. — Т. 75, № 2. — С. 166–181.

11. **Перепелицын, В. А.** Минералогия и микроструктура разновидностей гарнисажа в доменной печи № 6 АО ЕВРАЗ НТМК / В. А. Перепелицын, К. Г. Земляной, К. В. Мионов [и др.] // Новые огнеупоры. — 2020. — № 7. — С. 11–21.

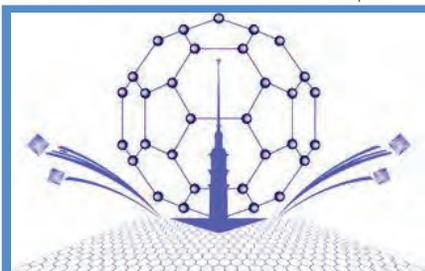
12. **Литовских, Е. Я.** Теплофизические свойства огнеупоров : справ. издание / Е. Я. Литовских, Н. А. Пучкевич. — М. : Металлургия, 1982. — 152 с.

13. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике : справочник ; под ред. Б. Е. Неймарк. — М.–Л. : Энергия, 1967.— 240 с. ■

Получено 13.10.20

© К. Г. Земляной, Ю. И. Кололиков, К. В. Мионов, А. А. Форшев, Ф. П. Николаев, Д. В. Сушников, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



**15-я международная конференция
«Advanced Carbon NanoStructures 2021»
(ACNS'2021)**

28.06.2021–02.07.2021
Санкт-Петербург, Россия

Организаторы:

Институт Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия
Петербургский институт ядерной физики имени Б. П. Константинова, Россия
Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Россия

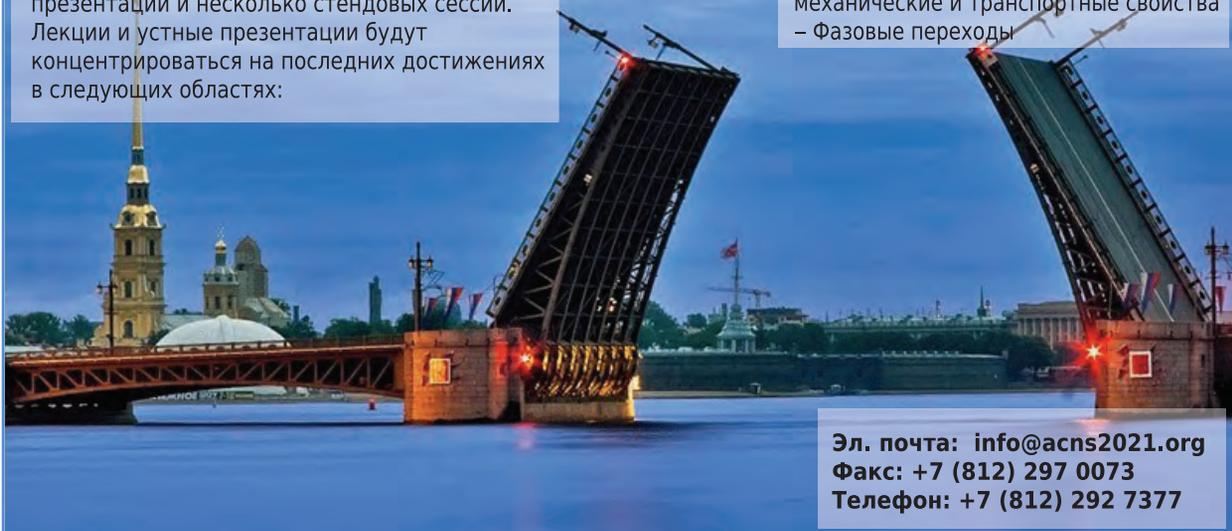
Программа традиционно будет включать лекции приглашенных спикеров, устные презентации и несколько стендовых сессий. Лекции и устные презентации будут концентрироваться на последних достижениях в следующих областях:

Материалы:

- * Фуллерены
- * Углеродные нанотрубки
- * Графен
- * Наноалмазные частицы
- * Линейные атомы углерода
- * Углерод на основе карбида
- * Композиты на основе нанолуглеродов

Явления:

- Синтез
- Электронные, магнитные, оптические, механические и транспортные свойства
- Фазовые переходы



Эл. почта: info@acns2021.org
Факс: +7 (812) 297 0073
Телефон: +7 (812) 292 7377

Д. т. н. С. Я. Давыдов (✉), д. т. н. А. М. Амдур, д. т. н. Н. Г. Валиев,
д. х. н. Р. А. Апакашев, к. т. н. В. С. Шестаков

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

УДК 621.928.232:622.807.12]:658.589

РЕЗУЛЬТАТЫ ОБСЛЕДОВАНИЯ И РЕШЕНИЕ ПРОБЛЕМЫ ПЫЛЕОБРАЗОВАНИЯ ПРИ ГРОХОЧЕНИИ ГОРЯЧЕГО КУСКОВОГО МАТЕРИАЛА

Приведены результаты химического анализа проб пыли, отобранных в агломерационном цехе. Для снижения запыленности производственных помещений предложены колосниковые грохоты с отсосом пыли в непосредственной близости от горячей колосниковой решетки. Проведенные работы позволяют повысить надежность работы грохота, уменьшить перепад разрежения и в конечном итоге сократить энергозатраты за счет устранения забивания отверстий каналов падающими сверху кусками транспортируемого материала. Рассчитаны площадь просеивающей поверхности и линейные размеры колосника для требуемой производительности агрегата. Проведены прочностные расчеты для определения сечения колосников и узлов их крепления к балкам.

Ключевые слова: горячий кусковый материал, агломерация, колосниковый грохот, интегральная кривая распределения частиц по размерам.

Технологический процесс агломерации заключается в дроблении, смешивании компонентов шихты, спекании шихты в агломашинах в агломерат, его грохочении. Образованный агломерат попадает в валковую дробилку горячего дробления, а затем на грохоты, на которых от дробленого продукта отсеивается горячий возврат. Далее агломерат направляется на грохоты холодного агломерата для отделения постели. Основная задача агломерационного цеха — производство качественного агломерата, необходимого доменному цеху для производства чугуна; в год цех производит около 600 тыс. т агломерата. Модернизация оборудования позволит улучшить качество полуфабриката.

Основным источником вредных выбросов на металлургическом комбинате является аглофабрика [1]. Реконструкцию агломерационного производства с установкой системы газоочистки и техническое перевооружение агломашины № 2 проводили с установкой системы аспирации. Для выполнения экологических требований (в связи с более интенсивным процессом обработки аглоспека) перепроектирована система удаления запыленного воздуха в аглокорпусе № 2. Аспирационная установка позволит удалять

пыль при дроблении и грохочении агломерата. Всю пыль, уловленную при обработке агломерата, предусмотрено утилизировать обратно в шихту. Внедрение современного оборудования значительно улучшит не только качество агломерата после дробления и грохочения и его физические свойства, но и экономические показатели доменного цеха.

В соответствии с техническим заданием на создание (передачу) научно-технической продукции для предприятия «Энергоремонт» по договору № 47-201-18 от 15 октября 2018 г. были исследованы пробы пыли. Пробы отбирали в аглокорпусе № 2 агломерационного цеха Надеждинского металлургического завода. Применяемые средства измерения: спектрометр атомно-эмиссионный с индуктивно-связанной плазмой, автоматический анализатор на серу и углерод CS-230, лабораторные электронные весы WAS-220.

Химический состав проб пыли, отобранных в агломерационном цехе завода, приведен в таблице. Маркировка: проба № 1 — отметка 12,3 м, проба № 2 — отметка 4,2 м.

Пыль содержит небольшие количества потенциально взрывоопасных металлического железа и углерода. По данным [2, 3] температура воспламенения порошкообразного железа в азровзвеси составляет 300–910 °С. Температура воспламенения порошка углерода меняется от 286 до 344 °С в зависимости от марки. Дополнительно определяли влажность пыли. Методом высушивания проб установлено, что абсолютная влажность пробы № 1, отобранной на высо-



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

Химический состав пыли цеха агломерации

Точка отбора пробы	Компонент	Содержание компонента, мас. %
Отметка 4,2 м (проба № 1)	Fe _{общ}	36,20
	FeO	10,89
	Fe _{мет}	1,02
	CaO	16,32
	SiO ₂	11,92
	Al ₂ O ₃	3,93
	MgO	1,61
Отметка 12,3 м (проба № 2)	Fe _{общ}	37,09
	FeO	12,16
	Fe _{мет}	0,76
	CaO	15,35
	SiO ₂	11,45
	Al ₂ O ₃	3,26
	MgO	1,31
	C	5,47

* Содержание компонентов пыли определяли в высушенных при 105 °С пробах; Δm_{прк} составили 7,33 % .

те 4,2 м, составляет 0,173 %, а пробы № 2, отобранной на высоте 12,3 м, 0,126 %. Насыпную плотность пыли определяли путем засыпания навесок в мерные сосуды с точностью измерения объема 1 мл. Насыпная плотность пробы № 1 составляла 1432,26 кг/м³, пробы № 2 1118,67 кг/м³.

Предварительный анализ гранулометрического состава пыли определяли путем механического рассева на наборе сит с размерами яче-

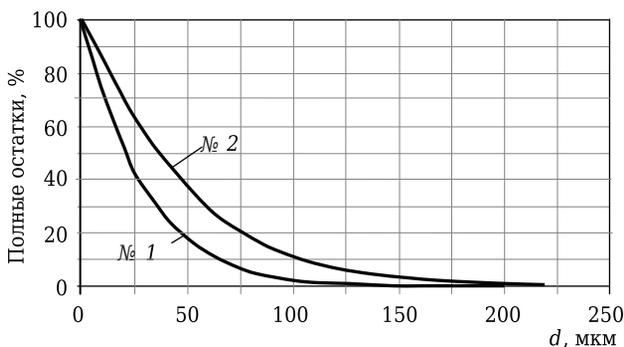


Рис. 1. Кривые полных остатков пыли проб № 1 и 2

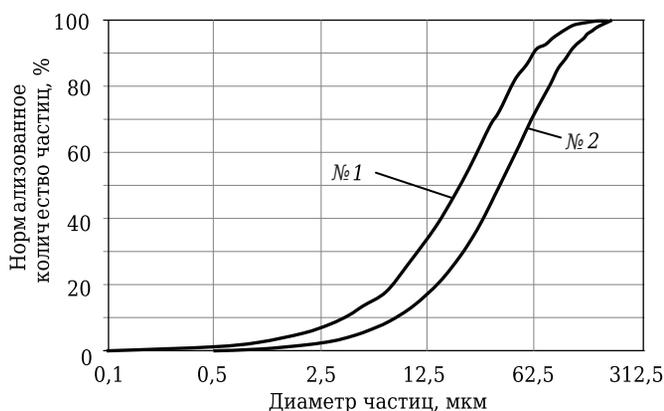


Рис. 2. Графические результаты анализа гранулометрического состава пыли проб № 1 и 2

ек от 0,5 до 0,04 мм (500–40 мкм) [4–11]. Методом последовательного квартования отбирали навеску пыли массой 100–120 г. Взвешивание остатков на каждом сите проводили на электронных весах с точностью ±0,1 г. Интегральные кривые распределения частиц пыли по размерам показаны на рис. 1.

Анализ проб пыли для определения содержания фракций мельче 0,04 мм (рис. 2) осуществляли на лазерном дифракционном анализаторе SALD-2201 фирмы Shimadzu, и результаты этого анализа достаточно близки к результатам ситового анализа. Средняя крупность частиц пыли пробы № 1 составляет 37,03 мкм, пробы № 2 21,77 мкм. Частицы пыли показаны на рис. 3. Видно, что частицы пыли представляют собой неоднородные образования чешуйчатой и глобулярной формы.

Известные грохоты (<https://ntmzpk.ru/index.php?id=grohoty-gornorudnogo-i-metallurgicheskogo-naznacheniya>) предназначены для отсева обожженных окатышей с температурой до 1000 °С. Грохоты выполнены из листов жаропрочной износостойкой стали с щелями клиновидного или прямого профиля. Из-за неоднородности кусков агломерата при применении типовых грохотов с неизменяющимися размерами щелей часто происходит их забивание, сопровождающееся высоким выделением пыли.

Авторы настоящей статьи разработали варианты колосниковых грохотов для трудно подвергающихся грохочению горячих материалов с температурой 600 °С [12–14]. Снижение забиваемости межколосниковых щелей достигается за счет придания соседним колосникам колебаний с различающимися амплитудами и частотами. Для снижения пылеобразования предлагается местная вытяжная вентиляция из полых колосников с отверстиями (рис. 4). Поверх колосника установлены футерованные накладки 1, а колосники снабжены полостями (каналами) 2 с перфорацией 3 (отверстиями) для откачивания пыли. Отверстия 3 выполнены сбоку и снизу ко-

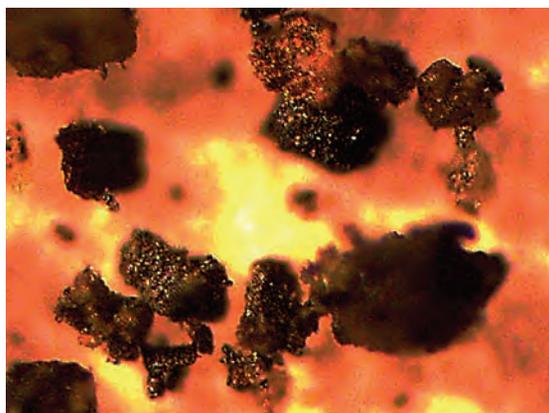


Рис. 3. Частицы пыли агломерационного цеха. ×100, оптический микроскоп

лосника. Боковые и нижние отверстия снабжены сеткой 4 от закупорки и залипания горячим материалом. Соседние колосники под действием вибратора приобретают колебания с различающимися частотой и амплитудой, что приводит к изменению просеивающих зазоров между соседними колосниками и смещению их поверхностей относительно друг друга. Таким образом, наблюдается эффект «ножниц», устраняющий забивание межколосниковых щелей [15].

В процессе грохочения образуется большое количество горячей пыли, что не только вредно влияет на здоровье обслуживающего персонала, но и усложняет работу механизмов: попадая в подшипники и трущиеся части машин, вызывает их быстрый износ. Поэтому создание устройства с отсосом пылевых частиц из рабочей зоны с небольшим расходом воздуха и меньшим перепадом разрежения для уменьшения энергозатрат при откачивании излишнего количества запыленного воздуха является актуальной задачей. В предлагаемом техническом решении запыленный воздух с частицами материала через отверстия 3 и полость 2 засасывается через трубопровод вентилятором (на рисунке не показано) и подается на дальнейшую очистку.

Для отсоса пылевых частиц из рабочей зоны диаметр d_b , м, всасывающего транспортного трубопровода можно определить по зависимости [10, 11]

$$d_b = \sqrt{\frac{4Q_p}{\pi v_b}}$$

где Q_p — потребляемый расход воздуха, м³/с; v_b — скорость воздуха во всасывающем трубопроводе, м/с.

Q_p определяется из зависимости

$$Q_p = Q_{рас} / (3,6 \mu \rho_b),$$

где $Q_{рас}$ — расчетная производительность, т/ч; μ — концентрация смеси, кг/кг; ρ_b — плотность воздуха, кг/м³.

Общие потери давления ΔP_T , Па, во всасывающем гибком трубопроводе:

$$\Delta P_T = (K_T / 2d_b)(l_n + K_K l_K)(\lambda_b \rho_b v_b^2 + \lambda_M \rho_b v_M^2),$$

где K_T — экспериментальный коэффициент, характеризующий материал трубопровода, $K_T = 2$; l_n — длина прямолинейного участка трубопровода, м; K_K — коэффициент потерь давления для трубопровода переменной конфигурации, выполненного из армированных резинотканевых рукавов, $K_K = 1,78$; l_K — длина криволинейного участка, м; λ_b — коэффициент сопротивления движению чистого воздуха, равный $0,316Re^{-0,25}$; λ_M — коэффициент сопротивления движению материала по прямолинейному участку трубопровода, равный $0,478Fr^{-1,45}$; v_M — скорость движения материала (пыли), м/с; Re — число

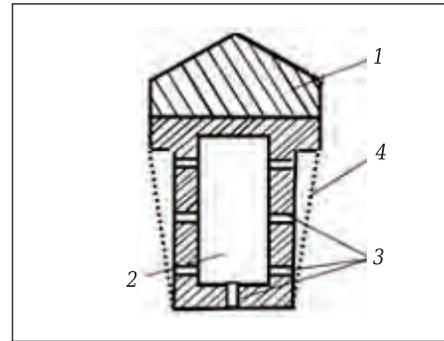


Рис. 4. Пустотелый колосник; обозначения — в тексте

Рейнольдса, $Re = v_b d_b \rho_b / (\eta g)$; η — динамическая вязкость для «стандартного» воздуха (при барометрическом давлении 0,1 МПа и температуре 20 °С), кг·с/м²; g — ускорение свободного падения, м/с²; Fr — число Фруда, $Fr = \frac{v_M}{\sqrt{d_b g}}$.

Удаление наибольшего объема пыли непосредственно от объекта пылеобразования позволяет повысить надежность работы установки и сократить энергозатраты.

В существующих конструкциях колосники изготавливают из сплошных профилей постоянного по длине сечения. Подбор сечений выполняется по известным методикам и не вызывает затруднений. Для полых колосников с отверстиями расчеты при подборе сечений, удовлетворяющих условиям прочности и долговечности, проводят с использованием специализированных программных модулей, основанных на методах конечных элементов. В нашей стране для таких задач применяют систему APM Win Machine модуль Structure 3D [16–18].

Так как нагрузки по площади просеивающей поверхности примерно равны, расчет напряжений и подбор сечения выполнен для одного консольного колосника. Расчет площади просеивающей поверхности, линейных размеров колосника для реальных его размеров выполняется с учетом размера куска по требуемой производительности [18, 19]. Ширина грохота B (рис. 4) определяется шириной рабочего органа питателя B_n и составляет $B = B_n + (0,3–0,5)$ м и $B > (2,0–2,5)D_{max}$, где D_{max} — наибольший размер куска. Для ширины должно выполняться условие $B > 4D_{max}$. Для предложенного технического решения рассмотрен вариант со следующими параметрами: ширина грохота 2,5 м, длина 3 м, расстояние между колосниками 0,05 м, насыпная плотность агломерата 1,6 т/м³, толщина слоя 0,3 м, ширина колосника 50 мм, высота 120 мм.

Расчет напряжений выполнен по пластинчатой модели [16]: нагрузка на колосник в виде давления на пластину. По приведенным выше значениям давление на пластину от агломерата $P_K = 4800$ Па, но для проверки прочности при

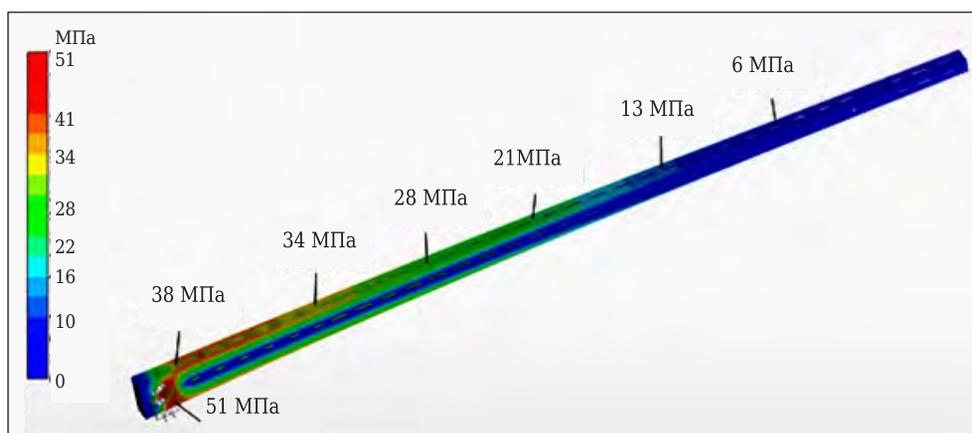


Рис. 5. Результаты расчета напряжений колосника из листов толщиной 3 мм в программе APM WinMachine

нято давление в 1,5 раза больше, т. е. 7200 Па. Для колосника из листов толщиной 3 мм напряжение достигает 51 МПа (рис. 5), толщиной 2 мм повышается до 75 МПа. Таким образом, по условию прочности полые колосники могут быть изготовлены из листов толщиной 3 мм.

Библиографический список

1. В Серове Роспотребнадзор проверил выполнение предписания на ПАО «Надеждинский металлургический завод». <http://serovrb.ru/town/v-seroverosptrebnadzor-proveril-vypolnenie-predpisaniya-na-pao-nadezhdinskij-metallurgicheskij-zavod/>.
2. **Корольченко, А. Я.** Пожаровзрывоопасность веществ и материалов и средства их тушения: справочник / А. Я. Корольченко, Д. А. Корольченко. — М.: Ассоциация «Пожнаука», 2004. — 771 с.
3. **ГОСТ 12.1.044–89.** Межгосударственный стандарт. Система стандартов безопасности труда. Пожаровзрывоопасность веществ и материалов.
4. **Шишкин, С. Ф.** Методы определения гранулометрического состава дисперсных материалов: методические указания к лабораторным работам / С. Ф. Шишкин, В. И. Малагамба. — Свердловск: УПИ, 1989. — 30 с.
5. **Малагамба, В. И.** Тепловые процессы: методические указания к лабораторным работам по курсу «Процессы и аппарат предприятий строительных материалов» / В. И. Малагамба, В. И. Пономарев. — Свердловск: УПИ, 1992. — 28 с.
6. Выбор оборудования для перемещения и складирования глиноземной пыли и разработка технологии ее утилизации: отчет о НИР / рук. работы С. Я. Давыдов. — Екатеринбург: ООО «ВЕРА» – ОАО «БАЗ-СУАЛ», 2000. — 154 с.
7. **Davydov, S. Ya.** Use of a fluidized bed for the energy-efficient pneumatic transport of fine dust / S. Ya. Davydov // Refract. Ind. Ceram. — 2013. — Vol. 53, № 5. — P. 292–297.

Давыдов, С. Я. Использование кипящего слоя для энергосберегающего пневмоподъема

Установка отсоса горячих пылевых частиц в непосредственной близости от пылящих рабочих органов уменьшает объем отсасываемого воздуха, что отражается на энергопотреблении. Предлагаемое устройство обеспечивает также повышение эффективности улавливания пылевых частиц.

мелкодисперсной пыли / С. Я. Давыдов // Новые огнеупоры. — 2012. — № 9. — С. 17–22.

8. **Davydov, S. Ya.** Highly reliable pneumatic conveyor that freely discharges the bulk material being transported / S. Ya. Davydov, N. P. Kosarev, N. G. Valiev // Refract. Ind. Ceram. — 2014. — Vol. 55, № 3. — P. 183–187.

Давыдов, С. Я. Пневмоподъемник со свободным истечением сыпучего материала с повышенной надежностью работы / С. Я. Давыдов, Н. П. Косарев, Н. Г. Валиев // Новые огнеупоры. — 2014. — № 6. — С. 9–13.

9. **Davydov, S. Ya.** Utilization of alumina calcining furnace dust containing nanoparticles / S. Ya. Davydov, R. A. Apakashev, V. N. Korukov // Refract. Ind. Ceram. — 2014. — Vol. 55, № 4. — P. 291–294.

Давыдов, С. Я. Утилизация пыли печей кальцинации глинозема, содержащей наночастицы / С. Я. Давыдов, Р. А. Апакашев, В. Н. Корюков // Новые огнеупоры. — 2014. — № 8. — С. 10–13.

10. **Давыдов, С. Я.** Энергосберегающее оборудование для транспортировки сыпучих материалов: исследование, разработка, производство / С. Я. Давыдов. — Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2007. — 317 с.

11 **Давыдов, С. Я.** Энергосберегающее оборудование пневматического транспорта: вчера, сегодня, завтра: теория, расчет, исследование, производство / С. Я. Давыдов, А. Н. Семин. — М.: Фонд «Кадровый резерв», 2016. — 472 с.

12. **Пат. 195615 Российская Федерация.** Вибрационный грохот для трудногрохотимой гор-

ной массы / Юдин А. В., Шестаков В. С., Давыдов С. Я. — № 2019120931 ; заявл. 02.07.2019 ; опубл. 03.02.2020, Бюл. № 4.

13. Пат. 189194 Российская Федерация. Колосниковый грохот для пылеобразующих материалов / Давыдов С. Я., Абдулкаримов М. К., Шестаков В. С., Лагунова Ю. А. — № 2019108001 ; заявл. 20.03.2019 ; опубл. 15.05.2019, Бюл. № 14.

14. Davydov, S. Ya. Resolution of the problem of expanded clay rubble dust formation / S. Ya. Davydov, N. G. Valiev, V. S. Shestakov, D. V. Domozhirov // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — Vol. 60, № 2. — P. 139–141.

Давыдов, С. Я. Решение проблемы пылеобразования керамзитового щебня / С. Я. Давыдов, Н. Г. Валиев, В. С. Шестаков, Д. В. Доможиров // Новые огнеупоры. — 2019. — № 4. — С. 17–19.

15. Yudin, A. V. Improvement of the technology of preparation of clay raw materials for the production of refractories / A. V. Yudin, S. Ya. Davydov, R. A. Apakashev, V. S. Shestakov // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — Vol. 60, № 5. — P. 426–429.

Юдин, А. В. Совершенствование технологии подготовки глинистого сырья для производства

огнеупоров / А. В. Юдин, С. Я. Давыдов, Р. А. Апакашев, В. С. Шестаков // Новые огнеупоры. — 2019. — № 10. — С. 10–13.

16. Вайсберг, Л. А. Математическое моделирование вибрационных процессов / Л. А. Вайсберг, Д. Х. Рубисов // Aufbereitungs Technik. — 1990. — № 7. — S. 378–386.

17. Кремер, Е. В. Физико-кинетическое моделирование и оптимизация обогатительных фабрик / Е. В. Кремер, Л. С. Гугевиц // Тр. XVII IMPC, Дрезден. — 1991. — Т. 1. — С. 333–343.

18. Лунх, А. J. Моделирование и компьютерное моделирование процессов обработки минералов в стационарном режиме / А. J. Лунх, Т. J. Napier-Munn // Тр. XVII IMPC, Дрезден. — 1991. — Т. 1. — С. 213–227.

19. Юдин, А. В. Карьерные комплексы и оборудование для разделения карбонатного сырья и глинистых пород / А. В. Юдин. — Екатеринбург : Изд-во УГГУ, 2015. — 337 с. ■

Получено 18.09.20

© С. Я. Давыдов, А. М. Амдур, Н. Г. Валиев, Р. А. Апакашев, В. С. Шестаков, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



12-я Международная конференция по нано науке, нанотехнологиям и перспективным материалам (IC2NAM2021)

26–27 марта 2021 г.
Тайпей, Тайвань

IC2NAM --- это престижная конференция, организованная для предоставления отличной международной платформы для ученых, исследователей, инженеров, работников промышленных предприятий, а также подающих надежды студентов всего мира, для обмена знаниями и результатами исследований с мировыми экспертами.

<http://iser.co/Conference2021/Taiwan/1/IC2NAM/>



К. т. н. А. Ю. Худяков¹ (✉), к. т. н. С. В. Ващенко¹, к. т. н. К. В. Баюл¹,
к. т. н. Ю. С. Семенов²

¹ Институт черной металлургии им. З.И.Некрасова НАНУ,
г. Днепр, Украина

² ООО «Научно-техническое предприятие ДЧМ», г. Днепр, Украина

УДК 621.762.4:669-492].004.052.42

ОПЫТНАЯ ВЕРИФИКАЦИЯ НОВЫХ УРАВНЕНИЙ ПРЕССОВАНИЯ МЕЛКОФРАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА. Часть 1. Основное уравнение

С использованием линейного регрессионного анализа выполнена сравнительная оценка математического описания экспериментальных кривых прессования новым основным уравнением и эмпирическими уравнениями прессования, предложенными Бальшиным, Хеккелем, Кавакито, Панелли-Фило и Ге. Исследования проведены на специально составленной представительной выборке материалов горно-металлургического комплекса, разбитых на группы в соответствии с технологическим назначением в металлургических переделах. Результаты показали, что разработанное авторами основное уравнение прессования характеризуется наилучшими показателями достоверности и точности и поэтому является предпочтительным для определения энергосиловых характеристик прессования под давлением до 220 МПа. Оценена справедливость интерпретации постоянных коэффициентов уравнений прессования.

Ключевые слова: мелкофракционные материалы, брикетирование, моделирование, регрессионный анализ, основное уравнение прессования.

ВВЕДЕНИЕ

Прессование мелкофракционных материалов является одним из наиболее универсальных способов подготовки минерального сырья горно-металлургического комплекса (ГМК). При производстве огнеупоров и технической керамики применяется полусухое прессование порошков для изготовления полуфабриката. В металлургическом производстве традиционные методы окускования сырья агломерацией и обжигом окатышей в ряде случаев успешно заменяются брикетированием мелкофракционных материалов [1–4]. Поскольку прессование является сложным и многофакторным процессом, его дальнейшее совершенствование требует как тщательного экспериментального изучения, так и соответствующего модельного представления. Вместе с тем широта охвата шихтовой номенклатуры материалов ГМК накладывает ограничения на перечень целесообразных форм такого представления и делает разработку уравнений прессования одним из наиболее актуальных в настоящее время направлений моделирования процесса.

СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ

В ряде работ [5–9] отмечается затруднительность полноценного описания процесса уплотнения сыпучего тела единственной зависимостью с одной переменной, поскольку функциональная задача, стоящая перед уравнениями прессования, имеет двойственный характер. С одной стороны, так как плотность брикета является важнейшим показателем, определяющим его качество, а давление прессования — ведущей энергосиловой характеристикой процесса, для разработки технологических режимов брикетирования требуется простая и достаточно точная аналитическая зависимость между этими величинами в диапазоне давлений прессования. С другой стороны, для анализа происходящих процессов, формулировки присутствующих им закономерностей и выделения основных технологических факторов необходимо уравнение, которое позволит идентифицировать и изучать отдельные стадии прессования, различающиеся деформационными механизмами. В этой связи авторы настоящей работы предложили два уравнения прессования — основное и стадийное [10], выполняющие первую и вторую функции соответственно. Уравнение

$$P = \frac{K_0}{a_1} \left(\frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} \right)^{a_1} = b_1 \left(\frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} \right)^{a_1}, \quad (1)$$

где P — давление прессования, МПа; ρ — текущая плотность прессовки, г/см³; ρ_0 — насыпная плотность шихты, г/см³; a_1 — показатель прессования основного уравнения, характеризующий



А. Ю. Худяков

E-mail: khudyakovsashko@gmail.com

температура прироста давления по мере уплотнения шихты, $a_1 = \frac{d \ln P}{d \ln(\Delta \rho / \rho_0)}$; K_0 — начальное значение модуля объемной упругости, соответствующее состоянию свободной засыпки шихты, МПа; b_1 — постоянный коэффициент, характеризующий способность шихты сопротивляться сжатию и численно равный давлению, необходимому для двукратного уплотнения порошковой системы, МПа, $b_1 = P(\rho / \rho_0 = 2)$, и уравнение

$$P = P_{bc} \left(\frac{\rho}{\rho_{bc}} \right)^{a_2}, \quad (2)$$

где P_{bc} и ρ_{bc} — давление и плотность, определяющие граничное условие (bc — boundary condition) для отдельной стадии прессования; a_2 — показатель отдельной стадии прессования, отражающий темп прироста давления по мере уплотнения шихты, $a_2 = \frac{d \ln P}{d \ln \rho}$.

Цель настоящей работы — экспериментальная проверка пригодности новых уравнений для анализа процесса прессования материалов горно-металлургического комплекса и определения энергосиловых характеристик. *Задачи работы* — оценить точность математического описания зависимости между уплотнением материалов ГМК и давлением, а также справедливость интерпретации постоянных коэффициентов основного уравнения прессования (1) в сравнении с уравнениями Бальшина, Хеккеля, Кавакито, Панелли-Фило и Ге; определить эффективность стадийного уравнения (2) при идентификации и анализе отдельных стадий прессования.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Отбор, подготовка и определение свойств материалов

Для проведения исследования отобраны материалы, применяемые в черной металлургии. В соответствии с технологическим назначением в металлургических переделах материалы разбиты на четыре группы: 1 — металлосодержащие; 2 — топливно-восстановительные; 3 — флюсующие; 4 — огнеупорные. Для унификации исходных данных и возможности сопоставительного анализа результатов проведенных экспериментов исключено влияние следующих технологических факторов: влажности материалов, фракционного состава, вида и количества связующих добавок.

Исследуемые материалы нагревали в электрическом сушильном шкафу при 105–110 °С до постоянной массы, добиваясь таким образом отсутствия влаги ($W = 0$). Необходимость удаления влаги вызвана разной природой материалов (по типу и прочности химических связей, строению кристаллической решетки и т. д.), которая проявляется в неодинаковой степени их лиофильности и обуславливает различные последствия контакта с водой: от

набухания, пластификации или диспергирования до практически полного отсутствия межфазного взаимодействия. Путем отсева фракций крупнее 3 мм обеспечивали одинаковый фракционный состав (содержание фракции мельче 3 мм 100 %). Такой фракционный состав, как показывает практический опыт, предпочтителен для проведения экспериментов на лабораторной прессовой установке, поскольку позволяет добиться удовлетворительной степени однородности распределения сыпучего материала в объеме прессующего элемента. Связующих к материалам не добавляли.

Гранулометрический состав, насыпную и истинную плотность материалов определяли с использованием известных методик [11]. Гранулометрический состав материалов оценивали ситовым методом — просеиванием через набор стандартных сит. Для определения насыпной плотности лабораторную пробу засыпали через воронку с высоты 100 мм в стандартный мерный сосуд цилиндрической формы объемом 1000 см³ до образования над верхом сосуда конуса. Излишек материала удаляли металлической линейкой вровень с краями сосуда без уплотнения. Насыпную плотность рассчитывали как разность между массой сосуда с материалом и пустого сосуда, отнесенную к объему мерного сосуда. Для определения истинной плотности использовали пикнометрический метод с применением пикнометра вместимостью 100 см³. Предварительная подготовка сыпучего материала включала дробление до крупности менее 0,08 мм. Значение истинной плотности рассчитывали по объему дистиллированной воды, вытесняемой материалом из пикнометра при кипячении. При расчетах насыпной и истинной плотности брали среднеарифметическое результатов двух параллельных испытаний.

Эквивалентный диаметр d_{eq} частиц и пористость ε_0 материала вычисляли по формулам $d_{eq} = \sum_{i=1}^N q_i \cdot d_i$ и $\varepsilon_0 = (1 - \rho_0 / \rho_s) \cdot 100$ %, где q_i — содержание частиц i -й фракции, доли ед.; d_i — размер частиц i -й фракции, мм; N — число фракций; ρ_s — истинная плотность материала, г/см³.

Данные о химическом составе получены от предприятий, предоставивших материалы. Основные характеристики материалов, подготовленных к исследованию, приведены в табл. 1.

Лабораторная установка и процедура эксперимента

Лабораторная установка, собранная на базе универсальной испытательной машины ЦД10, включает гидравлический привод, силоизмерительное устройство и диаграммный самописец (рис. 1). Максимальное усилие, создаваемое машиной, достигает 100 кН, скорость деформации варьируется в пределах 0,05–6 мм/с. Установка обеспечивает плавное увеличение нагрузки и автоматическую запись диаграммы прессования шихты. Для проведения экспериментов использовали прессовый инструмент, изготовленный из нержавеющей стали: цилиндри-

ческая матрица с внутренним диаметром 20,9 мм, пуансоны с плоскими торцами и диаметром головок 20,8 мм; глубина канала пресс-формы 57,05 мм.

Подготовленный материал, предварительно взвешенный на электронных лабораторных весах с точностью до 0,05 г, засыпали через воронку в собранную пресс-форму (см. рис. 1), излишек мате-

риала удаляли металлической линейкой вровень с краями матрицы без уплотнения. Шихту прессовали без выдержки под давлением при постоянной скорости деформации 22,5 мм/мин до достижения усилия 75 кН, что соответствует давлению 220 МПа. Это давление учитывает ближайшую перспективу роста силовых характеристик валковых

Таблица 1. Основные характеристики исследуемых материалов*

Т.н.м.	У.о.м.	Материал	Происхождение	П.к.	Содержание п.к., %	d_{eq} , мм	ρ_0 , г/см ³	ρ_s , г/см ³	ϵ_0 , %	
М	СС	Стальная стружка Ст40	Днепропетровский завод тяжелого машиностроения (Украина)	Fe _{общ}	98,22	1,79	2,08	7,73	72,94	
	ЧС	Чугунная стружка СЧ10	Запорожский литейно-механический завод (Украина)		94,98	1,42	2,2	7,21	69,54	
	ПОВ	Прокатная окалина в.п.	Константиновский металлургический завод (Украина)		71,86	0,64	1,35	4,95	72,30	
	ЖРК	Железорудный концентрат	Центральный ГОК (Украина)		66,49	0,06	2,1	5,06	58,48	
	ООП	Отсев железорудных окатышей	Полтавский ГОК (Украина)	65,3	1,4	1,89	4,37	55,83		
	ПОП	Прокатная окалина первичная	Донецкий металлургический завод (Украина)	59,95	1,09	2,75	4,91	43,71		
	МР	Маргитовая руда	Криворожский железорудный бассейн (Украина)	59,12	0,68	2,59	4,89	46,94		
	ГР	Гематитовая руда	Днепропетровский металлургический комбинат (г. Каменское, Украина)	57,29	0,85	2,02	4,46	54,80		
	ОА	Отсев агломерата	Днепропетровский металлургический комбинат (г. Каменское, Украина)	54,41	1,62	2,12	4,76	55,32		
	АДШ	КП	Аглодоменный шлак	Днепропетровский металлургический завод (г. Днепр, Украина)	Mn _{общ}	38,49	0,91	1,46	3,50	58,00
Колошниковая пыль			Чиатурский ГОК (Грузия)	35,05		0,25	2,14	4,6	53,32	
МК44		Марганцевый концентрат	Чиатурский ГОК (Грузия)	44,25		1,87	1,69	4,00	57,57	
МК32			Темиртауский электрометаллургический комбинат (Казахстан)	32,68		1,28	1,61	3,41	52,72	
МК29			Темиртауский электрометаллургический комбинат (Казахстан)	29,33		1,27	1,75	3,72	52,68	
ИК		Ильменитовый концентрат	Вольногорский горно-металлургический комбинат (Украина)	TiO ₂		63,37	0,07	2,15	4,42	51,22
ТВ		А	Антрацит	Донецкий угольный бассейн (Украина)		С	94,29	1,26	0,99	1,84
	УД	Уголь древесный	Перечинский лесохимический комбинат (Украина)	89,97	0,92		0,33	1,57	78,67	
	КМ	Коксовая мелочь	Баглейский коксохимический завод (Украина)	87,83	0,93		0,67	1,87	64,19	
	УК	Уголь каменный жирный	Львовско-Вольнский угольный бассейн (Украина)	86,21	0,26		0,65	1,48	55,44	
	УБ	Уголь бурый	Месторождение Ровинари (Румыния)	67,51	0,94		0,84	1,49	43,93	
	Т	Торф низинный сушенка	Ляховичский торфобрикетный завод (Белоруссия)	58,56	0,99		0,54	1,72	68,12	
	ТГЛ	Лигнин гидролизный технич.	Запорожский гидролизно-дрожжевой завод (Украина)	52,4	1,32		0,51	1,80	71,15	
Ф	ИГ	Известь гашенная пушонка	Бериславский завод строительных материалов (Украина)	CaO	74,3	0,06	0,42	2,12	80,40	
	ПЦ	Портландцемент ПЦ-П-Б-Ш-400	Криворожский цементный завод (Украина)		66,58	0,01	0,95	3,2	70,24	
	И	Известняк	Архангельское месторождение (Украина)		53,22	0,95	1,31	2,45	46,41	
	М	Мел	Здолбуновское месторождение (Украина)		51,26	2,17	0,65	2,68	75,75	
	ПГО	Пыль газоочисток ц.о.и.	Карагандинский металлургический комбинат (Казахстан)		CaO, MgO	45,38; 29,41	0,002	0,83	3,1	73,16
	ФК	Флюоритовый концентрат ФФ-95	Бор-Ундурский ГОК (Монголия)		CaF ₂	96,15	0,12	1,61	2,65	39,30
О	БГ	Бентонитовая глина формовочная	Григорьевское месторождение (Украина)	SiO ₂ , Al ₂ O ₃	53,14; 15,37	0,48	1,17	2,61	54,87	
	КГ	Каолиновая глина	Мурзинское месторождение (Украина)		50,56; 44,02	0,91	1,01	2,49	59,41	
	ПЛГ	Огнеупорная глина ПЛГ-1	Положское месторождение (Украина)		46,29; 36,08	0,01	0,82	2,56	67,95	

* Т.н.м. и у.о.м. — технологическое назначение и условное обозначение материалов; М — металлосодержащие; ТВ — топливно-восстановительные; Ф — флюсоующие; О — огнеупорные материалы; п.к. — полезный компонент; в.п. — волоочильное производство; ц.о.и. — цех обжига известняка.

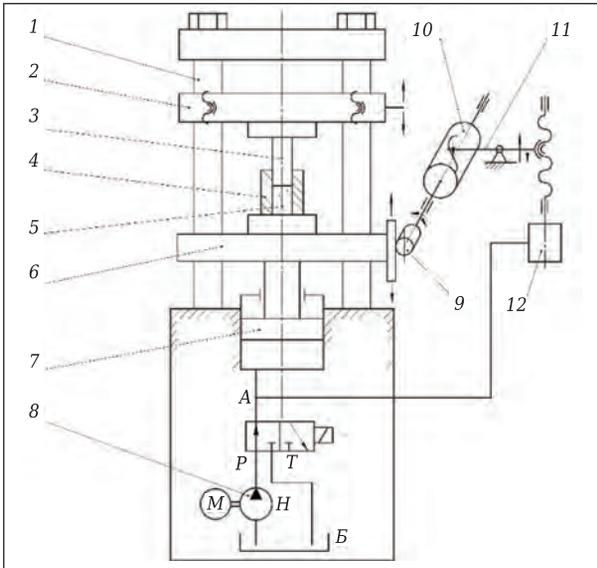


Рис. 1. Схема лабораторной установки для изучения процесса уплотнения мелкофракционных материалов: 1 — колонна; 2 — траверса подвижная; 3 — пуансон; 4 — матрица; 5 — прессуемый материал; 6 — траверса гидроцилиндра; 7 — гидроцилиндр; 8 — насос; 9 — передающий механизм; 10 — барабан самописца; 11 — перо самописца; 12 — преобразователь давления

прессов, разработанных Институтом черной металлургии (в настоящее время $P_{пр.уд} \leq 120$ МПа) [12].

Экспериментальные данные автоматически фиксировались в виде диаграмм прессования в координатах давление – усадка (рис. 2). В конечной точке диаграммы характеризуются конечной усадкой $h_{ус.к}$ и высотой брикета $h_{бр}$, сумма которых (с точностью до 0,05 мм) равна начальной высоте засыпки материала h_0 . Плотность прессовки вычисляли по ее окончательным параметрам. Исходя из конечной плотности, рассчитывали

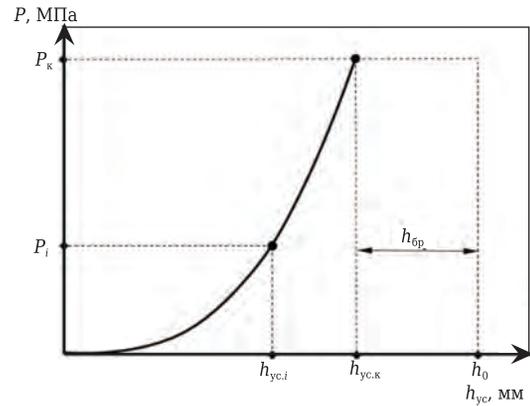


Рис. 2. Качественная диаграмма прессования мелкофракционного материала

промежуточные значения плотности прессовки, соответствующие текущей усадке $h_{ус.и}$. Таким образом, результаты эксперимента представляли в виде зависимостей $P = f(\rho)$. Каждую принятую для последующего анализа кривую рассчитывали по усредненным результатам пяти опытов.

Методика аппроксимации регрессионного анализа

Экспериментально установленные зависимости плотности брикетов от давления прессования аппроксимировали с использованием: а) основного уравнения прессования (1), б) стадийного уравнения прессования (2), в) логарифмического уравнения Бальшина [13], г) степенного уравнения Бальшина [14], д) уравнений Хеккеля [15], е) Кавакито [16], ж) Панелли-Фило [17], з) Ге [18]. Для удобства проведения сравнительного анализа уравнения прессования были приведены к общему виду линейной функции $f(P) = A_n g(D) + B_n$ (табл. 2).

Таблица 2. Уравнения, использованные для анализа экспериментальных данных

Исходная форма уравнения	Преобразованная форма уравнения	Номер уравнения	$f(P)$	$g(D)$	A_n	B_n
а) $P = b_1 \left(\frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} \right)^{a_1}$	$\ln P = A_1 \left(\frac{D}{D - D_0} \right) + B_1$	(1)	$\ln P$	$\ln \left(\frac{D}{D - D_0} \right)$	a_n	$\ln b_1$
б) $P = b_{bc} \left(\frac{\rho}{\rho_{bc}} \right)^{a_2}$	$\ln P = A_2 \ln \left(\frac{\rho}{\rho_{bc}} \right) + P_{bc}$	(2)		$\ln \left(\frac{\rho}{\rho_{bc}} \right)$		$\ln P_{bc}$
в) $\ln P = -a_3 \left(\frac{1}{D} - 1 \right) + b_3$	$\ln P = A_3 \frac{1}{D} + B_3$	(3)		$\frac{1}{D}$	$-a_3$	$a_3 + b_3$
г) $\lg P = a_4 \lg D + b_4$	$\lg P = A_4 \lg D + B_4$	(4)	$\lg P$	$\lg D$	a_4	b_4
д) $\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) = a_5 P + b_5$	$P = A_5 \ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) + B_5$	(5)	P	$\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right)$	$\frac{1}{a_n}$	$-\frac{b_n}{a_n}$
е) $\left(\frac{D}{D - D_0} \right) = \frac{a_6}{P} + b_6$	$\frac{1}{P} = A_6 \left(\frac{D}{D - D_0} \right) + B_6$	(6)	$\frac{1}{P}$	$\left(\frac{D}{D - D_0} \right)$		
ж) $\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) = a_7 \sqrt{P} + b_7$	$\sqrt{P} = A_7 \ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) + B_7$	(7)	\sqrt{P}	$\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right)$		
з) $\lg \left(\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) \right) = a_8 \lg P + b_8$	$\lg P = A_8 \lg \left(\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) \right) + B_8$	(8)	$\lg P$	$\lg \left(\ln \left(\frac{1}{1 - D} \right) \right)$		

* $f(P)$ и $g(D)$ — функции давления прессования и относительной плотности прессовки, соответственно; $a_1...a_8; b_1...b_8; A_1...A_8; B_1...B_8$ — константы уравнений, характеризующие свойства материалов и отражающие их поведение в процессе прессования; D — относительная плотность прессовки; D_0 — относительная плотность порошкового материала в состоянии свободной засыпки.

Аппроксимацию экспериментальных данных линейными уравнениями (1)–(8) проводили методом наименьших квадратов. Для оценки достоверности уравнений линейной регрессии использовали коэффициент детерминации R^2 [19]:

$$R^2 = \left(1 - \frac{\sum_{i=1}^n (f(P)_i - \widehat{f(P)})^2}{\sum_{i=1}^n (f(P)_i - \bar{f(P)})^2} \right) \cdot 100 \%, \quad (9)$$

где $f(P)_i$ и $\widehat{f(P)}_i$ — фактическое и расчетное значения $f(P)$; $\bar{f(P)}$ — среднеарифметическое множества фактических значений $f(P)$; n — число опытов.

Среднюю ошибку аппроксимации \bar{A} [19] определяли с использованием данных, не подвергнутых математическим преобразованиям, т. е. сравнивали опытные и расчетные значения давлений P (а не их функций $f(P)$), входящих в линейные уравнения (1), (3)–(8):

$$\bar{A} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{P_i - \widehat{P}_i}{P_i} \right| \cdot 100 \%, \quad (10)$$

где P_i и \widehat{P}_i — фактическое и расчетное значения давления прессования P .

Моделирование процесса уплотнения материалов ГМК уравнениями (1), (3)–(8) осуществляли во всем диапазоне давлений прессования, считая

его верхней границей значение, соответствующее стабилизации плотности прессовки; при недостижении этого предела границей диапазона принимали P , равное 220 МПа. Стадийное уравнение (2) применяли для моделирования каждой стадии прессования в отдельности.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Аппроксимация и регрессионный анализ экспериментальных данных уравнениями прессования (1), (3)–(8)

В табл. 3 приведены результаты регрессионного анализа зависимостей давления прессования от достигнутой степени уплотнения прессовок. Сведения об анализе опытных данных с помощью уравнений Хеккеля (5) и Кавакито (6) в табл. 3 не представлены, поскольку обе модели не удовлетворяют требованию адекватности. Установлено, что для уравнений Хеккеля (5) и Кавакито (6) наименьшие из вычисленных значений \bar{A} составили 40,56 (УБ) и 100,57 % (М), а среднеарифметические значения \bar{A} достигли 93,48 и 162,46 % соответственно. Согласно статистическим критериям, принятым для моделирования реальных процессов [20], значения средней ошибки аппроксимации $\bar{A} > 50$ % свидетельству-

Таблица 3. Регрессионный анализ экспериментальных зависимостей процесса уплотнения исследуемых материалов

У.о.м.	Основное уравнение прессования (1)				Логарифмическое уравнение Бальшина (3)				Степенное уравнение Бальшина (4)				Уравнение Панелли – Фило (7)				Уравнение Ге (8)			
	A_1	B_1	R^2	\bar{A}	A_3	B_3	R^2	\bar{A}	A_4	B_4	R^2	\bar{A}	A_7	B_7	R^2	\bar{A}	A_8	B_8	R^2	\bar{A}
СС	2,00	4,61	99,88	3,57	-2,48	9,18	98,58	10,84	5,32	3,37	95,52	21,17	17,82	-4,26	99,05	16,33	3,68	5,35	93,34	26,63
ЧС	3,07	4,07	99,95	2,13	-3,92	10,46	99,76	4,08	6,80	3,16	98,33	12,69	13,99	-5,67	99,83	5,49	4,06	4,06	96,03	20,40
ПОВ	5,15	1,75	99,79	5,00	-5,88	12,35	99,65	6,46	9,06	3,08	99,82	3,33	12,75	-8,11	99,3	9,98	4,86	2,84	98,97	9,10
ЖРК	5,75	8,11	99,87	3,56	-11,31	22,17	99,43	7,51	18,56	5,54	98,83	11,05	37,87	-28,64	98,7	13,08	11,09	4,21	98,11	14,28
ООП	1,77	5,97	99,9	3,20	-5,39	12,96	96,84	17,64	9,35	3,77	94,86	23,63	18,95	-9,80	99,5	11,06	5,77	4,35	92,97	28,58
ПОП	3,72	6,91	99,89	3,37	-10,78	17,06	99,56	5,27	13,68	2,86	98,96	9,37	9,28	-8,75	99,96	2,05	5,30	0,85	96,1	20,49
МР	4,78	9,50	99,39	8,36	-15,07	25,50	97,78	15,79	22,03	5,13	96,94	18,59	28,00	-25,87	99,87	5,05	11,61	1,75	95,7	22,21
ГР	5,69	7,78	99,63	6,30	-11,98	21,43	99	10,33	17,86	4,63	98,17	14,04	26,12	-22,34	99,59	7,94	9,59	2,46	96,86	18,58
ОА	2,17	6,19	99,79	4,93	-6,08	13,81	98	11,86	10,31	3,85	96,64	17,27	19,63	-11,31	99,91	4,03	6,26	4,08	95,19	22,10
АДШ	4,03	5,82	99,85	3,93	-7,60	15,00	99,77	3,65	11,58	3,57	99,28	7,03	17,04	-12,30	99,4	9,13	6,28	2,84	98,12	13,24
КП	2,87	7,79	99,31	8,51	-8,62	18,41	95,09	23,23	14,39	4,93	93,11	28,24	31,87	-20,90	99,06	10,89	8,69	4,71	91,22	32,63
МК44	2,58	6,41	99,79	4,56	-6,36	14,61	98,79	9,68	11,13	4,19	97,71	14,47	23,51	-13,69	99,75	5,12	6,97	4,51	96,62	18,43
МК32	3,31	7,07	99,81	3,76	-8,38	16,57	98,52	10,69	12,84	3,97	97,4	15,05	21,48	-15,66	99,87	3,76	7,07	3,20	95,79	20,17
МК29	3,68	7,42	99,92	2,91	-9,94	19,02	99,49	6,13	15,91	4,58	99	9,20	23,32	-17,60	99,22	9,96	9,27	3,19	98,34	12,37
ИК	1,97	8,33	99,7	5,53	-10,91	24,00	92,72	38,35	21,16	7,21	90,23	34,02	58,29	-38,27	99,19	11,72	13,71	7,00	89,18	36,18
А	3,26	6,17	99,87	3,49	-8,99	14,67	99,4	6,49	11,31	2,55	98,61	10,89	6,46	-4,85	99,16	13,74	4,07	1,24	94,1	25,93
УД	3,11	1,69	99,96	1,69	-2,92	8,49	99,77	4,97	4,92	2,58	99,18	8,12	6,75	-0,34	96,78	28,59	2,56	3,50	94,52	25,34
КМ	2,46	4,62	99,91	2,33	-3,92	10,09	99,18	7,35	6,46	2,92	97,21	16,21	10,74	-3,87	98,99	16,00	3,25	3,90	95,71	33,74
УК	3,55	5,21	99,83	4,45	-7,01	13,14	99,62	4,95	9,82	2,84	98,96	8,72	9,59	-6,63	99,95	2,58	4,61	2,07	96,72	17,84
УБ	4,12	6,25	99,89	2,70	-10,88	16,27	99,48	6,18	13,14	2,41	98,86	9,70	5,34	-4,60	98,63	15,83	4,20	0,51	94,04	26,50
Т	2,56	4,03	99,93	2,76	-3,46	9,44	99,57	6,11	5,81	2,81	97,38	16,45	9,50	-2,54	97,96	22,12	3,27	3,69	93,5	27,33
ТЛ	3,07	3,31	99,96	1,91	-3,66	9,63	99,93	2,60	6,17	2,84	99,12	9,07	10,21	-3,61	99,55	8,48	3,51	3,57	96,56	19,12
ИГ	5,84	-1,17	99,22	9,49	-5,40	12,08	99,69	5,91	8,46	3,17	98,54	13,13	13,20	-7,05	98,88	9,91	4,55	3,34	95,48	23,42
ПЦ	6,59	5,03	99,79	4,21	-8,05	18,49	99,66	5,37	14,91	5,52	99,05	9,35	40,12	-24,38	98,47	12,92	9,77	5,95	98,47	11,95
И	3,31	6,70	99,53	6,56	-9,32	15,98	98,14	12,58	12,56	3,08	97,05	16,15	11,14	-9,28	99,71	7,53	5,65	1,53	94,47	23,73
М	7,65	0,14	99,66	6,17	-7,84	16,16	99,83	4,35	12,59	4,11	99,16	9,56	23,37	-16,26	99,36	9,38	7,26	3,61	97,99	14,72
ПГО	4,19	4,20	99,79	4,72	-4,65	12,83	99,82	4,31	9,36	4,30	99,6	4,51	28,64	-13,59	98,34	14,51	6,39	5,71	99,13	8,38
ФК	4,09	8,25	99,78	5,02	-13,85	20,70	98,72	12,33	16,97	3,09	97,71	16,47	10,93	-11,60	98,48	12,57	5,97	0,41	92,8	30,29
БГ	3,42	5,38	99,86	3,72	-6,92	13,14	99,67	4,01	9,67	2,87	98,9	9,48	9,83	-6,60	99,91	3,72	4,46	2,21	96,16	20,29
КГ	5,12	5,77	99,8	4,79	-8,96	16,89	99,93	2,69	13,57	3,86	99,81	3,79	19,71	-15,56	98,45	14,38	7,35	2,61	99,16	8,91
ПЛГ	4,79	3,12	99,98	1,49	-6,23	12,83	99,98	1,39	9,41	3,13	99,43	7,61	12,73	-8,09	99,91	3,63	4,93	2,81	97,53	16,37

ют о неудовлетворительной точности уравнения и не позволяют признать модель адекватной. Полученные результаты не противоречат описанным ранее [10] ограничениям областей применения данных моделей.

Уравнение Хеккеля (5) справедливо в пределах стадии пластических деформаций для металлических порошков, уравнение Кавакито (6) адекватно описывает процесс уплотнения хрупких материалов с высокой насыпной плотностью, которые брикетируются при низком давлении прессования. Не случайно первое уравнение наиболее широко распространено в порошковой металлургии [21], второе — в фармацевтическом производстве [22].

Коэффициенты детерминации R^2 , вычисленные для уравнений (1), (3), (4), (7) и (8), характеризуются следующими среднеарифметическими значениями и диапазонами вариации R^2 : 99,78 и 0,76 % для уравнения (1), 98,88 и 7,26 % для уравнения (3), 97,85 и 9,59 % для уравнения (4), 99,18 и 3,18 % для уравнения (7), 95,77 и 9,98 % для уравнения (8). Приведенные данные показывают, что наибольшее среднеарифметическое R^2 , а также наиболее узкий диапазон его вариации наблюдается в основном уравнении прессования (1). Кроме того, это уравнение отличается самыми высокими максимальными и минимальными значениями R^2 : 99,22 (ИГ) и 99,98 % (ПЛГ) соответственно (см. табл. 3). Вместе с тем аппроксимация экспериментальных данных уравнениями линейной регрессии должна быть признана достоверной для всех пяти линейных уравнений прессования (1), (3), (4), (7) и (8), поскольку коэффициент детерминации (>90,25 %) соответствует коэффициенту корреляции (>95 %). Это свидетельствует, согласно шкале Чеддока [20], о функциональной взаимосвязи между параметрами $f(P)$ и $g(D)$ этих уравнений.

Сравнительный анализ точности аппроксимации кривых прессования уравнениями (1), (3), (4), (7) и (8) выполнен сопоставлением усредненных значений средних ошибок аппроксимации \bar{A} для материалов, разбитых на группы в соответствии с их технологическим назначением в металлургических переделах. Результаты анализа показаны в виде гистограммы на рис. 3.

Модель обладает высокой точностью при $\bar{A} < 10\%$ и хорошей при $10\% \leq \bar{A} \leq 20\%$ [20]. Следовательно, основное уравнение прессования (1) обеспечивает высокую точность аппроксимации опытных данных для всех групп исследуемых материалов, логарифмическое уравнение Бальшина (3) — высокую точность для топливно-восстановительных, флюсующих и огнеупорных материалов и хорошую для металлосодержащих материалов, степенное уравнение Бальшина (4) — высокую точность для огнеупорных материалов и хорошую для остальных групп; уравнение Панелли-Фило (7) — высокую точность для металлосодержащих и огнеупорных материалов и хорошую для топливно-восстановительных и флюсующих материалов. Уравнение Ге (8) обеспечивает менее чем хорошую точность аппроксимации для половины исследуемых материалов и поэтому не может быть рекомендовано для анализа процесса уплотнения материалов ГМК.

На рис. 4 показаны образцы аппроксимации кривых прессования уравнениями (1), (3), (4) и (7) в координатах давление – относительная плотность для одного демонстрационного материала из каждой технологической группы.

Интерпретация постоянных коэффициентов основного уравнения прессования, логарифмического и степенного уравнений Бальшина и уравнения Панелли-Фило

Для определения справедливости интерпретации параметров рассматриваемых моделей коэффициенты A_n и B_n уравнений (1), (3), (4) и (7) были преобразованы к виду коэффициентов a_n и b_n исходных форм этих уравнений в соответствии с приведенными в табл. 2 соотношениями между ними. Параметры a_n и b_n в каждом уравнении прессования характеризуют различные комплексы свойств мелкофракционного материала или показатели процесса его уплотнения.

Параметры a_1 , a_3 и a_4 основного уравнения (1) прессования, логарифмического (3) и степенного (4) уравнений Бальшина, предположительно, отражают темп прироста давления по мере сокращения объема шихты при уплотнении, что следует из их формальных математических

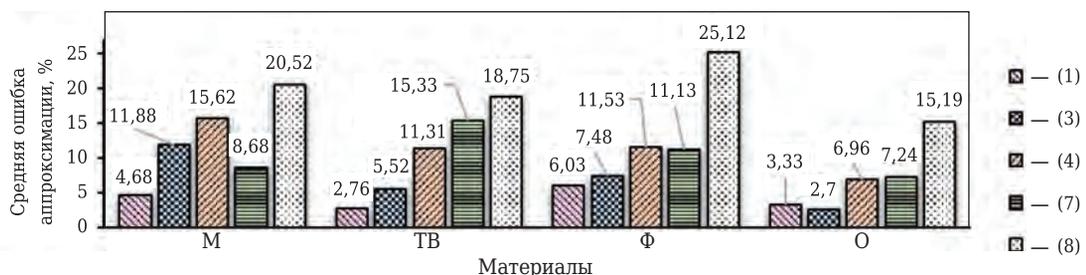


Рис. 3. Точность аппроксимации экспериментальных зависимостей уравнениями (1), (3), (4), (7) и (8)

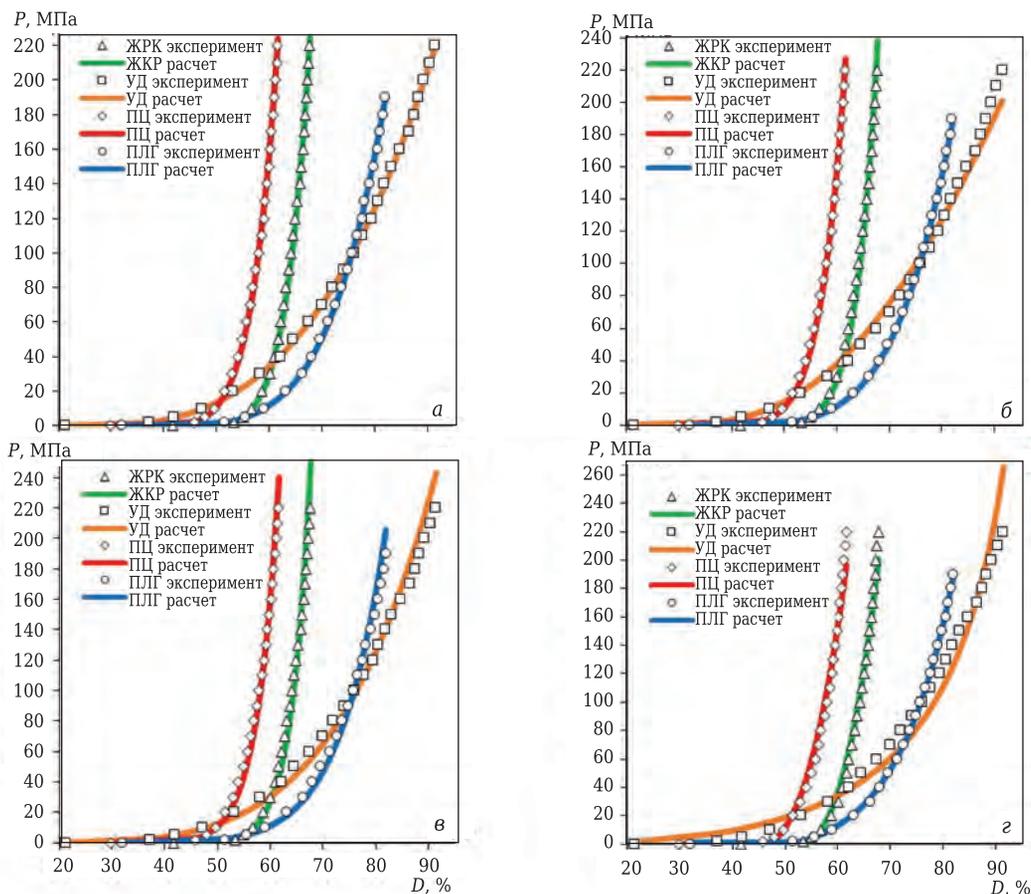


Рис. 4. Аппроксимация экспериментальных зависимостей плотности брикетов от давления прессования: *a* — основное уравнение (1); *б* — логарифмическое уравнение Бальшина (3); *в* — степенное уравнение Бальшина (4); *г* — уравнение Панелли-Фило (7)

определений: $a_1 = \frac{d \ln P}{d \ln(\Delta \rho / \rho_0)}$, $a_3 = \frac{d \ln P}{d \rho_s / \rho}$, $a_4 = \frac{d \ln P}{d \lg(\rho_s / \rho)}$.

Более того, в публикации [23] проводится аналогия между параметрами a_3 , a_4 и модулем Юнга. Таким образом, интерпретация параметров a_1 , a_3 и a_4 заключается в возможности характеризовать мелкодисперсный материал способностью сопротивляться сжатию, или жесткостью. Очевидно, что параметры a_1 , a_3 и a_4 должны позволить ранжировать прессуемые материалы в ряд по возрастанию (убыванию) их жесткости. Параметр a_7 уравнения Панелли-Фило, по определению авторов публикации [17], представляет собой способность мелкодисперсного материала уплотняться под воздействием пластических деформаций и позволяет ранжировать прессуемые материалы в ряд по возрастанию (убыванию) их пластичности, разделяя на хрупкие и пластичные.

Результаты анализа показали, что коэффициенты a_3 в логарифмическом и a_4 в степенном уравнениях Бальшина позволяют ранжировать исследуемые материалы в ряду по возрастанию их жесткости, размещая УД, СС, Т и ТГЛ в начале ряда, а МР, ФК, ИК — в конце (рис. 5). Поэтому можно предположить, что эти параметры адек-

ватно отражают способность шихт сопротивляться сжатию.

Вместе с тем, подобная оценка носит качественный характер, поскольку в определении безразмерных параметров a_3 и a_4 фигурируют не давление прессования и степень уплотнения, а их логарифмы. Следует отметить, что, несмотря на кажущуюся ясность физической сущности, показатель жесткости шихты не получил приемлемого формального определения в практике брикетирования. Так, жесткость шихты предложено [24] характеризовать углом наклона линейного участка графика функции $P = f(D)$ в диапазоне $50 \text{ МПа} \leq P \leq 100 \text{ МПа}$, однако такой показатель не обладает свойством универсальности, поскольку кривая прессования в координатах $P-D$ для многих материалов ГМК отличается в основном нелинейным характером и линейный участок в данном диапазоне отсутствует.

Коэффициент a_1 основного уравнения прессования (1) не позволяет ранжировать исследуемые материалы в порядке возрастания (убывания) их жесткости и поэтому не может быть использован для оценки способности шихт сопротивляться сжатию. Причина заключается в

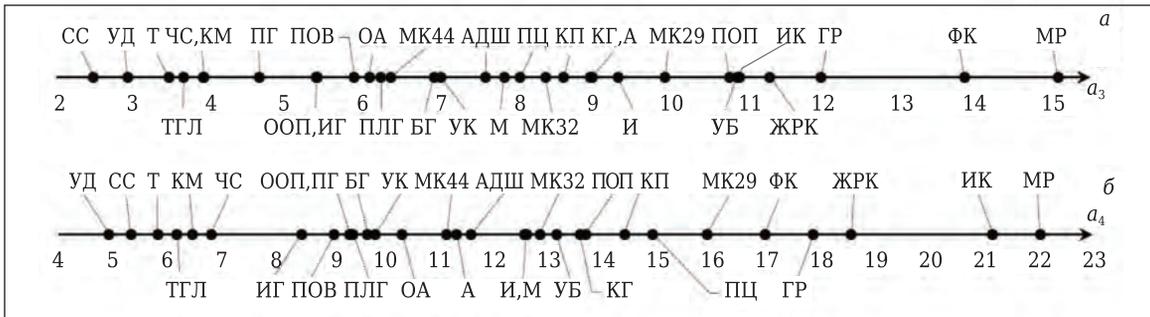


Рис. 5. Ряды ранжирования исследуемых материалов по возрастанию их жесткости на основании анализа параметров a_3 логарифмического (а) и a_4 степенного (б) уравнений Бальшина

том, что зависимость $\ln(\Delta\rho/\rho_0) = f(\rho/\rho_0)$ имеет выраженный криволинейный характер при уплотнении в пределах $1 < (\rho/\rho_0) < 2$ и близкий к линейному при $(\rho/\rho_0) > 2$, поэтому показатель a_1 не позволяет сравнивать темпы прироста давления по мере уплотнения шихт в широком диапазоне изменения ρ/ρ_0 . В то же время пригодность параметров a_3 и a_4 для оценки жесткости материалов объясняется тем, что зависимости $1/D = f(\rho/\rho_0)$ и $\lg(D) = f(\rho/\rho_0)$ имеют характер, близкий к линейному, во всем диапазоне достигнутых в настоящей работе степеней уплотнения. Следует отметить также, что наибольшая точность аппроксимации экспериментальных данных основным уравнением прессования (1) может быть обусловлена криволинейностью функции $\ln(\Delta\rho/\rho_0) = f(\rho/\rho_0)$.

Оценить справедливость интерпретации коэффициента a_7 уравнения Панелли-Фило как параметра, позволяющего разделять материалы по преобладающему механизму деформации на уплотняющиеся преимущественно посредством пластических деформаций или путем фрагментации частиц, в рамках настоящей работы не представилось возможным. Для проведения такого сравнительного анализа требуется достаточное количество материалов, проявляющих оба свойства, в то время как большинство материалов ГМК в сухом состоянии пластичностью не обладают. Такая тенденция остается справедливой и для объектов настоящего исследования, из которых только один (стальная стружка) может демонстрировать пластичные свойства под давлением.

Параметр b_1 основного прессования уравнения (1) характеризует давление $P_{(\rho/\rho_0 = 2)}$, необходимое для двукратного уплотнения материала [10]; параметры b_3 в логарифмическом и b_4 в степенном уравнениях Бальшина [14] должны соответствовать логарифму давления прессования P_{max} , обеспечивающему получение беспористой прессовки; параметр b_7 в уравнении Панелли-Фило, как указано в статье [17], отражает относительную плотность материала в состоянии свободной насыпки и численно равен логарифму обратной насыпной пористости шихты $\ln 1/(1 - D_0)$.

По данным проведенного анализа установлено, что в технологическом диапазоне давлений прессования величина $P_{(\rho/\rho_0 = 2)}$, определенная расчетным путем как коэффициент b_1 , отличается от экспериментальной величины менее чем на 9 %. Для СС расчетное/экспериментальное значение $P_{(\rho/\rho_0 = 2)}$ /относительное отклонение — 100,48/99,13/1,37 %, для ЧС — 58,56/58,88/0,55 %, для ПОВ — 5,75/6,32/8,95 %, для УД — 5,79/5,42/6,4 %, для КМ — 101,49/99,03/2,49 %, для Т — 56,26/57,65/2,41 %, для ТГЛ — 27,39/26,33/4,01 %, для ПЦ — 152,93/147,76/3,5 %, для ПГО — 66,69/61,87/7,7 %, для ПЛГ — 22,65/23,14/2,13 %. У материалов, объем которых сокращается вдвое вблизи границ диапазона давлений прессования, закономерно наблюдаются несколько большие отклонения: у ИГ — 1,26/1,42/11,27 %, у М — 1,53/1,82/15,93 %, у УК — 183,09/214,18/14,51 %. Ряд исследуемых материалов ГМК (УБ, И, ФК, БГ, КГ и большинство железосодержащих) испытывают двукратное уплотнение при давлениях, значительно превышающих 220 МПа. Поскольку такое давление не может быть достигнуто на имеющемся лабораторном оборудовании, оценить точность расчетных значений $P_{(\rho/\rho_0 = 2)}$ не представилось возможным.

Следует отметить также сильную отрицательную корреляцию между логарифмом параметра b_1 и предложенным в публикации [25] показателем уплотняемости шихты при брикетировании K_{y100} , равным отношению ρ/ρ_0 при $P = 100$ МПа (рис. 6). Установленная зависимость подтверждает правильность интерпретации параметра b_1 в качестве характеристики, отражающей способность шихты сопротивляться сжатию, т. е. величины, обратной показателю сжимаемости шихты (K_{y100}).

Давление P_{max} , обеспечивающее получение беспористой прессовки, ассоциируется [14, 24] с давлением истечения металла, численное значение которого близко к твердости по Бринеллю (HB) деформированного компактного металла (HB_{max}) и в 1,5–3 раза превышает HB неупрочненного металла или сплава [24]; для неметаллических материалов значение данного термина не опреде-

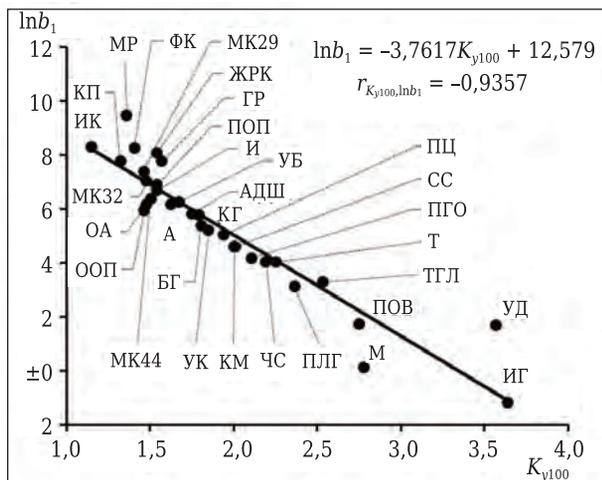


Рис. 6. Корреляционная связь между параметром $\ln b_1$ и показателем уплотняемости K_{y100}

Таблица 4. Расчет относительной насыпной плотности материалов по коэффициенту b_7 уравнения Панелли-Фило

У.о.м.	D_0 расч.	D_0 эксп.	Δ , %	У.о.м.	D_0 расч.	D_0 эксп.	Δ , %
СС	21,3	27,0	21,3	УД	4,9	19,8	75,1
ЧС	33,3	30,6	9,0	КМ	30,3	35,8	15,5
ПОВ	47,1	27,6	70,8	УК	49,9	43,6	14,4
ЖРК	53,1	41,5	27,6	УБ	57,7	56,0	3,1
ООП	40,4	43,9	8,1	Т	23,5	31,8	26,1
ПОП	61,0	56,1	8,8	ТГЛ	29,8	28,5	4,5
МР	60,3	53,0	13,9	ИГ	41,4	19,8	108,9
ГР	57,5	45,3	26,9	ПЦ	45,5	29,7	53,4
ОА	43,8	44,5	1,7	И	56,5	53,5	5,7
АДШ	51,4	41,7	23,2	М	50,1	24,3	106,7
КП	48,1	46,5	3,4	ПГО	37,8	26,8	41,1
МК44	44,1	42,2	4,5	ФК	65,4	60,7	7,6
МК32	51,8	47,3	9,3	БГ	48,9	45,0	8,7
МК29	53,0	47,3	12,0	КГ	54,6	40,4	35,1
ИК	48,1	48,6	1,1	ПЛГ	47,0	32,0	46,8
А	52,8	55,0	4,0				

лено. Поскольку из всех объектов исследования настоящей работы только стальная и чугунная стружка образованы металлическими сплавами, справедливость интерпретации параметров b_3 логарифмического и b_4 степенного уравнений Бальшина определяли путем сравнения значений P_{max} , рассчитанных по этим коэффициентам, и имеющихся в специальной литературе сведений о HV указанных сплавов. Величины P_{max} , вычисленные как логарифмы параметров b_3 и b_4 , составили для стальной стружки 812 и 2344 МПа, для чугунной 629 и 1445 МПа, в то время как HV стали марки Ст40 составляет 2122–2128 МПа, а чугуна марки СЧ10 не менее 1402 МПа [26, 27]. Очевидно, что параметр b_4 степенного уравнения

Библиографический список

1. **Маймур, Б. Н.** Брикетирование металлургического сырья. Актуальность и пути развития метода / Б. Н. Маймур, А. Ю. Худяков, В. И. Петренко [и др.] // Черная металлургия. Бюл. научно-технической и экономической информации. — 2016. — № 1. — С. 74–81.
 2. **Khudyakov, A. Yu.** Kaolin raw material briquetting for lump chamotte production / A. Yu.

Бальшина обеспечивает лучшее приближение к справочным данным и, следовательно, представляет большую ценность с точки зрения моделирования свойств прессуемого материала.

Результаты расчетов относительной насыпной плотности материалов D_0 расч., выполненных с использованием параметра b_7 уравнения Панелли-Фило, экспериментальные значения D_0 эксп и относительное отклонение Δ расчетных данных от опытных приведены в табл. 4.

Погрешность расчета D_0 для большинства исследуемых мелкофракционных материалов (17 из 31) превышает 10 %, а для материалов с наибольшей уплотняемостью (ПОВ, УД, М, ИГ, см. рис. 6) превышает 70 %. Среднеарифметическое значение Δ , вычисленное в отдельных группах, составило 16,11 % для металлосодержащих материалов, для остальных групп более 20 %. Таким образом, использование параметра b_7 оправданно только для предварительной или приближенной оценки относительной насыпной плотности металлосодержащих материалов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведены математическое описание экспериментальных кривых прессования материалов ГМК с помощью наиболее распространенных в мировой практике эмпирических уравнений, а также регрессионный анализ полученных зависимостей. Установлено, что разработанное авторами основное уравнение прессования обеспечивает высокую точность аппроксимации опытных данных для всех групп исследуемых материалов и является наиболее предпочтительным для определения энергосиловых характеристик прессования мелкофракционных материалов ГМК в технологическом диапазоне давлений. Уравнение Панелли-Фило, логарифмическое и степенное уравнения Бальшина описывают опытные данные с достаточной точностью и могут быть рекомендованы для практического использования. Уравнения Хеккеля, Кавакито и Ге непригодны для анализа процесса уплотнения материалов ГМК из-за недостаточной точности аппроксимации экспериментальных зависимостей между давлением прессования и степенью уплотнения. Дана оценка справедливости интерпретации постоянных коэффициентов уравнений, пригодных для математического описания экспериментальных данных.

(Продолжение следует)

Khudyakov, S. V. Vashchenko, K. V. Baiul, Yu. S. Semenov // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 4. — P. 333–337.

Худяков, А. Ю. Брикетирование каолинового сырья для производства кускового шамота / А. Ю. Худяков, С. В. Ващенко, К. В. Баюл, Ю. С. Семенов // Новые огнеупоры. — 2018. — № 8. — С. 14–19.

3. **Vashchenko, S. V.** Selecting the batch composition in briquetting / S. V. Vashchenko, A. Yu. Khudyakov, K. V. Baiul, Yu. S. Semenov // Steel in Translation. — 2018. — Vol. 48, № 8. — P. 509–512.
4. **Баюл, К. В.** Технологии и оборудование для брикетирования мелкофракционных материалов в ферросплавном производстве / К. В. Баюл, А. Ю. Худяков, С. В. Ващенко // Новости науки Казахстана. — 2018. — № 4 (138). — С. 108–119.
5. **Klevan, I.** Compression analysis of pharmaceutical powders: assessment of mechanical properties and tablet manufacturability prediction : PhD. Thesis. — Tromso, Norway : University of Tromso, 2011. — 71 p.
6. **Sonnergaard, J. M.** Investigation of a new mathematical model for compression of pharmaceutical powder / J. M. Sonnergaard // European Journal of Pharmaceutical Sciences. — 2001. — Vol. 14. — P. 149–157.
7. **Adapa, P.** Compression characteristics of selected ground agricultural biomass / P. Adapa, L. Tabil, G. Schoenau // Agricultural Engineering International: the CIGR E-journal. — Manuscript 1347. — Vol. XI. — June, 2009.
8. **Bernarders, M. A.** Biofuel's engineering process technology / M. A. Bernarders (Ed.). — L. : InTechOpen, 2011. — 742 p.
9. **Mallick, S.** Rearrangement of particle and compactibility, tabletability and compressibility of pharmaceutical powder: a rational approach / S. Mallick // Journal of Scientific & Industrial Research. — 2014. — Vol. 73. — P. 51–56.
10. **Khudyakov, A. Yu.** Analysis of known dependences and the construction of new compaction equations for the fine-fraction materials of the mining and metallurgical complex / A. Yu. Khudyakov, S. V. Vashchenko // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — Vol. 60, № 6. — P. 618–626.
- Худяков, А. Ю.** Анализ известных зависимостей и разработка новых уравнений прессования мелкофракционных материалов горно-металлургического комплекса / А. Ю. Худяков, С. В. Ващенко // Новые огнеупоры. — 2019. — № 12. — С. 37–46.
11. **ГОСТ 9758–2012.** Заполнители пористые неорганические для строительных работ. Методы испытаний. — М. : Стандартинформ, 2014. — 64 с.
12. **Баюл, К. В.** Формирование рекомендаций по разработке высокопроизводительного валкового пресса усовершенствованной конструкции / К. В. Баюл, С. В. Ващенко, А. Ю. Худяков [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : сб. науч. тр. — Днепропетровск : ИЧМ НАН Украины. — 2018. — Вып. 32. — С. 402–414.
13. **Sotoglu, T.** An overview of compaction equations / T. Sotoglu // J. Fac. Pharm., Ankara. — 2007. — Vol. 36, № 2. — P. 123–133.
14. **Бальшин, М. Ю.** Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна / М. Ю. Бальшин. — М. : Металлургия, 1972. — 336 с.
15. **Denny, P. J.** Compaction equations: a comparison of the Heckel and Kawakita equations / P. J. Denny // Powder Technology. — 2002. — Vol. 127, № 2. — P. 162–172.
16. **Sivasankaran, S.** Evaluation of compaction equations and prediction using adaptive neuro-fuzzy inference system on compressibility behavior of AA 6061(100 – x) – x wt. % TiO₂ nanocomposites prepared by mechanical alloying / S. Sivasankaran, K. Sivaprasad, R. Narayanasamy, V. K. Iyer // Powder Technology. — 2011. — Vol. 209, № 1/3. — P. 124–137.
17. **Panelli, R.** A study of a new phenomenological compacting equation / R. Panelli, F. A. Filho // Powder Technology. — 2001. — Vol. 114. — P. 255–261.
18. **Ge, R. D.** Constitutive model for hot pressing of powders / R. D. Ge // J. Mater. Sci. Technol. — 1995. — № 10. — P. 374–380.
19. **Елисеева, И. И.** Эконометрика / И. И. Елисеева, С. В. Курьшева, Т. В. Костеева [и др.]. — М. : Финансы и статистика, 2003. — 344 с.
20. **Ишханян, М. В.** Эконометрика. Ч. 1. Парная регрессия : уч. пособие / М. В. Ишханян, Н. В. Карпенко. — М. : изд-во МГУПС (МИИТ), 2016. — 117 с.
21. **German, R. M.** Powder metallurgy and particulate materials processing / R. M. German. — NJ, Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2005. — 528 p.
22. **Che, S.** A new mathematical equation for the evaluation of the compression behavior of pharmaceutical materials / S. Chen, J. Zhu, X. Qi // Acta Pharmaceutica Sinica. — 2012. — Vol. 47, № 10. — P. 1384–1388.
23. **Бальшин, М. Ю.** Порошковое металловедение / М. Ю. Бальшин. — М. : Metallurgizdat, 1948. — 332 с.
24. **Носков, В. А.** Создание и внедрение прессового оборудования для брикетирования мелкофракционных металлургических отходов : дис. ... докт. техн. наук : 05.05.08. — Днепропетровск, 2001. — 318 с.
25. **Маймур, Б. Н.** Исследование влияния свойств мелкофракционных шихтовых материалов на их уплотнение в валковых брикетных прессах / Б. Н. Маймур, И. Г. Муравьева, С. В. Ващенко [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : сб. науч. тр. — Днепропетровск : ИЧМ НАН Украины, 2014. — Вып. 28. — С. 310–325.
26. **Гэсиров, Р. И.** Краткий справочник конструктора / Р. И. Гэсиров. — Л. : Машиностроение, Ленингр. отделение, 1983. — 646 с.
27. **Сорокин, В. Г.** Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин [и др.]. — М. : Машиностроение, 1989. — 640 с. ■

Получено 20.03.20

© А. Ю. Худяков, С. В. Ващенко, К. В. Баюл, Ю. С. Семенов, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



УДК 666.974.2:666.76

БЕСЦЕМЕНТНЫЕ ОГНЕУПОРНЫЕ БЕТОНЫ. Часть 7. Характеристика бетонных смесей и их зерновое распределение*

Кардинальным отличием зернового состава бесцементных огнеупорных бетонов (БЦОБ) от низко- и сверхнизкоцементных является наличие в их составе до 2–3 % наночастиц ($< 0,1$ мкм), определяющих повышенную реакционную активность. При выборе оптимального зернового состава БЦОБ для достижения плотнейшей упаковки частиц чаще всего пользуются «идеальными» кривыми в соответствии с уравнениями Андреасена и Фурнаса. Рассмотрена специфика применения при получении БЦОБ пористых заполнителей. Прочность керамобетонов с пористыми заполнителями существенно превышает прочность самих заполнителей.

Ключевые слова: бесцементные огнеупорные бетоны (БЦОБ), низко- и сверхнизкоцементные бетоны (НЦОБ, СНЦОБ), керамобетоны, ВКВС, матричная система, заполнители, наночастицы, полидисперсность, удельная поверхность, уравнения Андреасена и Фурнаса.

Все разновидности бесцементных огнеупорных бетонов (БЦОБ) характеризуются исключительной полидисперсностью и преимущественно многокомпонентным составом [1–10]. Поэтому с общей материаловедческой точки зрения их вполне обоснованно можно рассматривать как композиционные (гетерогенные) материалы. Исходные формовочные системы при их получении на макроуровне более удобно рассматривать как дисперсные бинарные системы, состоящие из двух компонентов или фаз: дисперсионной среды (ВКВС, вяжущей системы или суспензии высокодисперсных компонентов смеси) и дисперсной фазы (полидисперсного огнеупорного заполнителя).

Сформировавшийся огнеупорный бетон является композиционным материалом, состоящим из матрицы (дисперсионной среды) и заполнителя. Условно допускается, что среда (матрица) обладает свойствами непрерывности, а заполнитель имеет границу раздела. При этом зерна заполнителей лишь ограниченно (с поверхности) взаимодействуют с вяжущей системой. В зависимости от типа и состава огнеупорного

бетона объемное содержание фаз может колебаться в широких пределах: 25–60 % (матрица) и 40–75 % (заполнитель) [11, с. 254].

Отличительным признаком вяжущих или матричных систем как керамобетонов, так и других видов БЦОБ является предельно высокая степень их объемной концентрации, достигаемая полидисперсным составом частиц твердой фазы, а также оптимальной дефлокуляцией (разжижением). В этой связи за рубежом для этой группы бетонов иногда применяется термин defloculated castable — разжижаемые бетоны.

ПРИНЦИПЫ ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВОВ И КРИВЫЕ ИХ ЗЕРНОВОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ

Выбор зернового состава огнеупорных бетонов обусловлен как технологическими, так и эксплуатационными требованиями. С учетом требований минимальной водопотребности бетонной смеси и минимальной пористости бетона ставится задача их получения с предельно плотной упаковкой компонентов. С другой стороны, бетонные смеси должны обладать требуемыми технологическими свойствами (подвижностью и удобоукладываемостью при оптимальных режимах формования, отсутствием значительной дилатансии, препятствующей перемешиванию и укладке). Кроме того, выбор оптимального зернового состава способствует экономии вяжущего, как более дорогого компонента. Во многих случаях применения огнеупорных бетонов справедливо также положение, что избыток вяжущего ухудшает свойства бетона.

Принципиально в технологии не только низкоцементных (НЦОБ) и сверхнизкоцементных

* Продолжение. Части 1–6 статьи опубликованы в журнале «Новые огнеупоры» № 9 и 11 за 2019 г., № 1, 3, 7 и 9 за 2020 г.



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

бетонов (СНЦОБ), но и БЦОБ рассматриваются два основных принципа подбора зерновых составов, направленных на максимальное снижение пустотности: непрерывные зерновые составы, основанные на непрерывном заполнении объема зернами всех размеров от некоторой верхней границы D_{\max} до размера, близкого к нулю; прерывные зерновые составы, у которых между зернами определенных заданных фракций зерна промежуточных размеров отсутствуют [6, 12, 13].

Если первый принцип подбора зерновых составов характерен для исходных ВКВС и многих видов огнеупорных бетонов, то второй — для получения бетонов с жесткофиксированным каркасом (ЖФК) заполнителя, а также некоторых саморастекающихся бетонов. Для бетонов и керамобетонов всех составов матричная система всегда должна характеризоваться высокой степенью полидисперсности. Огнеупорный заполнитель тоже характеризуется преимущественно полидисперсным составом. Для количественной характеристики степени полидисперсности не только ВКВС и бетонов, но и огнеупорных заполнителей был предложен и широко применяется коэффициент полидисперсности $K_{\text{п}} = K_{80}/K_{20}$, определяемый отношением на интегральных кривых 20 %-ного содержания крупных фракций (K_{80}) к такому же содержанию мелких фракций (K_{20}) [3, 6, 12, 15].

Несмотря на общие принципы выбора зерновых составов, зерновые составы всех разновидностей БЦОБ кардинально отличаются от зерновых составов как НЦОБ, так и СНЦОБ. Последнее на сопоставительном примере СНЦОБ и БЦОБ (керамобетонов) корундового состава следует из рис. 1 [16]: принципиальное различие между ними заключается в составе матричной системы. При получении НЦОБ и СНЦОБ матричная система, как правило, состоит из реактивного глинозема, микрокремнезема, ВГЦ и ряда добавок, вводимых в виде порошков. В керамобетонах аналогичного состава весь объем матричной системы представлен ВКВС комбинированного состава, полученной одностадийным совместным мокрым измельчением базового корундосодержащего материала (электрокорунд, боксит, высокоглиноземистый шамот или их смеси) и 10–12 % высокодисперсного кварцевого стекла — ВДКС [8, 12, 13]. Кардинальное различие дисперсности и состава матричных систем сопоставляемых бетонов в качестве примера показано на рис. 1.

На рис. 1 в двойной логарифмической шкале показаны интегральные кривые зернового распределения саморастекающегося СНЦОБ на основе электрокорунда с $d_{\max} = 4$ мм, содержащего 1,5 % высокоглиноземистого цемента, а также около 10 % микрокремнезема [4, с. 130] и крупнозернистого корундового керамобетона с $d_{\max} = 10$ мм [17, 18]. Принципиальное различие

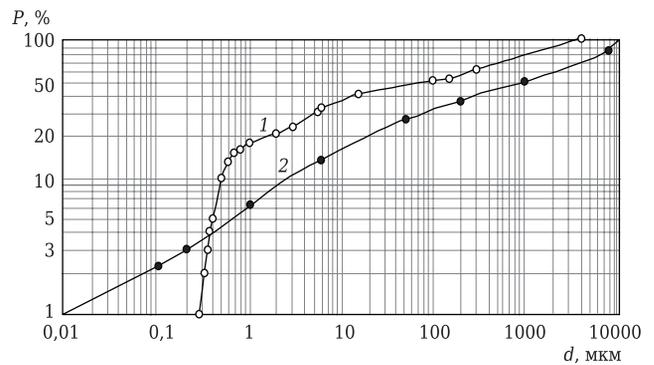


Рис. 1. Интегральные кривые зернового распределения СНЦОБ корундового состава (1) и корундового керамобетона (2)

сопоставляемых бетонов состоит в содержании и распределении самых тонких частиц в их составе: СНЦОБ содержит около 19 % ультратонких частиц (0,3–1 мкм), что почти в 3 раза больше, чем у керамобетонов (6,5 %). Однако в керамобетоне содержится 2,4 % наночастиц (< 0,1 мкм), которые вовсе отсутствуют в СНЦОБ, как и ультратонкие частицы (0,1–0,3 мкм). При этом распределение для сравниваемых бетонов вполне сопоставимо. Из анализа вклада удельной поверхности $S_{\text{уд}}$ твердой фазы разных групп фракций в составе керамобетона (см. рис. 1) следует, что основной вклад в удельную поверхность (а соответственно, и в реакционную активность системы) вносят наночастицы (< 0,1 мкм) и ультратонкие частицы (0,1–1,0 мкм) — 70 и 22 % соответственно, т. е. их суммарный вклад в $S_{\text{уд}}$ формовочной системы составляет 92 % при массовом 7 % [16].

Оптимальное содержание наночастиц в составе разных видов БЦОБ существенно влияет как на реотехнологические свойства исходных бетонных систем, так и на структуру и эксплуатационные характеристики бетонов [3–12, 16–19]. В отличие от керамобетонов, содержащих наночастицы, синтезированные в процессе получения ВКВС [3, 6, 12, 16], в БЦОБ на кремнезольных связующих [7, 9, 19] или глиноземистых гидравлических вяжущих [5, 7, 10, 19] наночастицы SiO_2 или Al_2O_3 вводятся в виде предварительно полученных коллоидных растворов (кремнезоль) или высокодисперсных порошков Al_2O_3 с $S_{\text{уд}}$ до 200 м²/г.

При проектировании и изготовлении бетонных смесей для огнеупорных бетонов чаще всего применяют смеси непрерывного состава, являющиеся более технологичными по сравнению со смесями прерывного состава. Для повышения эффективности упаковки подобных полидисперсных систем часто используют уравнения, определяющие характеристику зернового распределения и представляемые кривыми относительного зернового распределения. Эти кривые показывают отношение объемного содержания

разных фракций к их максимальному размеру D_{max} и позволяют тем самым сравнивать реальные зерновые составы с «идеальными», предложенными с учетом достижения плотнейшей упаковки, например с кривыми Андреасена, Литцова, Фуллера, Баломея, Фурнаса, Функа – Дингера [1–6, 14, 15, 19–26], которые применяют при выборе зерновых составов в технологии керамики и огнеупоров. Кривые оптимального относительного распределения соответствуют наиболее плотной укладке частиц.

При выборе составов огнеупорных бетонов чаще всего используют уравнение Андреасена, которое описывает «идеальное» зерновое распределение, представляющее собой рациональную зависимость количественного выхода фракций от размера зерна, и имеет следующий вид:

$$X_i = (d_i/D_{max})^q \cdot 100,$$

где X_i — суммарный выход, %, фракций, размер которых менее d_i ; D_{max} — максимальный размер зерна в данной системе; q — показатель степени как коэффициент распределения, зависящий от ряда факторов, и прежде всего от метода формирования бетонов.

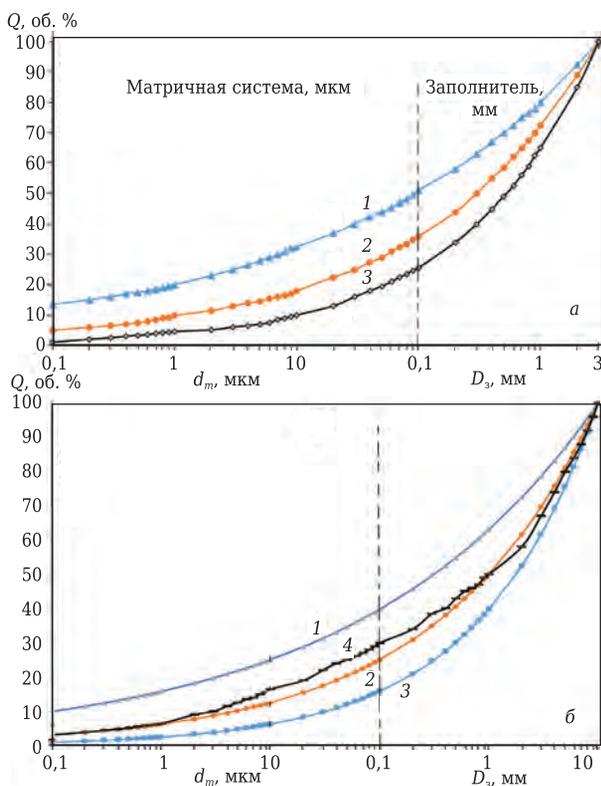


Рис. 2. Интегральные кривые зернового распределения частиц в формовочных системах для получения среднезернистых с $D_{max} = 3$ мм (а) и крупнозернистых с $D_{max} = 10$ мм (б) огнеупорных бетонов в соответствии с расчетами по уравнению Андреасена при q , равном 0,20 (1), 0,30 (2) и 0,40 (3); 4 — реальный зерновой состав при получении вибролитых корундовых керамобетонов с исходной влажностью 3,8 %

Если изобразить эту зависимость графически в двойных логарифмических координатах, то уравнение Андреасена покажет прямую линию с наклоном, характеризующим показатель q . Как следует из рис. 1, для кривой 2 (корундовый керамобетон) наблюдается близкая к прямолинейной зависимость содержания частиц от их размера. Для кривой 1 (СНЦОБ) подобная зависимость отмечается до размера частиц более 1 мкм. Для литых (саморастекающихся) бетонов показатель q обычно находится в интервале 0,20–0,25, для вибролитых — в интервале 0,25–0,30, для вибропрессованных, прессованных и вибропневмотрамбованных — в интервале 0,32–0,40.

Используя уравнение Андреасена и исходя из заданного D_{max} заполнителя, можно рассчитать оптимальное суммарное содержание в смеси мелкодисперсных частиц матричной системы. Граничное или максимальное значение размера частиц матричной системы d_{max} в различных случаях колеблется в пределах 40–100 мкм. Следует отметить, что все методы подбора относительного зернового состава заполнителя или матричной системы предполагают расчеты в объемных процентах, а не в массовых.

Согласно уравнению Андреасена в качестве примера на рис. 2 по расчетным данным показаны интегральные кривые зернового распределения частиц в формовочных системах для получения средне- и крупнозернистых огнеупорных бетонов при разных значениях q , а также реальный (по данным [16, 18]) зерновой состав при виброформовании литых корундовых керамобетонов с исходной влажностью 3,8 %. Из рис. 2 следует, что для бетонов с $D_{max} = 10$ мм содержание частиц среднего и мелкого размеров существенно ниже, чем при аналогичных значениях q для среднезернистых бетонов.

На рис. 3 в зависимости от D_{max} показаны расчетные данные содержания в смеси матричных фракций с разным d_{max} . Видно, что при q , равном 0,2 и 0,3, содержание матричной системы при увеличении D_{max} от 0,5 до 10 мм и $d_{max} = 100$ мкм уменьшается от 60 до 40 % ($q = 0,2$) и от 50 до 25 % ($q = 0,3$). Отсюда следует, что с увеличением D_{max} возможно повышение объемной доли заполнителя в бетоне с соответствующим уменьшением объемной доли матрицы. При прочих равных условиях с понижением d_{max} матричной системы уменьшается показатель ее содержания в бетоне. Из сопоставления данных, показанных на рис. 3, следует также, что на содержание в бетонной смеси матричной системы заметно влияет d_{max} . Так, при уменьшении d_{max} от 100 до 40 мкм при всех значениях D_{max} содержание матричной системы уменьшается на 8–10 %.

Следует отметить, что рассмотренное уравнение Андреасена не содержит такой важной характеристики состава, как минимальный размер частиц в смеси d_{min} . Поэтому в области высо-

кодисперсных частиц согласно расчету по этому уравнению в большинстве случаев получаются существенно завышенные показатели. Как следует из рис. 2, а, содержание наночастиц для кривых 1 и 2 (при q , равном 0,20 и 0,30) составляет 13 и 4 % соответственно. Для крупнозернистого бетона с $q = 0,20$ содержание наночастиц достигает 10 %. Все приведенные данные для бетонов указанных составов завышены. Известно, что для всех видов БЦОБ содержание наночастиц в бетонной смеси составляет 2–3 % [3–13, 17–30]. Между тем этому условию соответствуют рассчитанные по уравнению Андреасена кривые 2 и 3 рис. 2, б (при q , равном 0,30 и 0,40). Из сопоставления расчетной кривой 2 ($q = 0,30$) с реальной кривой 4 следует, что в интервале размеров частиц заполнителя разница между ними незначительна, а по содержанию частиц матричной системы ($< 0,1$ мм) не превышает 5 %.

С учетом того, что в составах НЦОБ и СНЦОБ минимальный размер частиц матричной системы, как правило, не менее 0,3 мкм (микрокремнезем или высокодисперсный Al_2O_3), вполне очевидно, что в этом случае (см. рис. 1, кривая 1) уравнение Андреасена имеет ограничение. В связи с этим для огнеупорных бетонов более универсальным для оптимизации их зернового состава является уравнение Фурнаса [1, 20, 25], в котором учитывается фактор минимального размера частиц d_{min} . В качестве примера на рис. 4 [1, 12] показаны оптимальные кривые зернового распределения бетонных смесей. Из кривой 5 следует, что для огнеупорного бетона с $D_{max} = 4,8$ мм содержание в матричной системе частиц размерами менее 74 мкм должно составлять 37,6 %, а частиц размерами менее 0,5 мкм 4 %. С ростом D_{max} увеличиваются медианный диаметр d_m смеси, а также показатель полидисперсности K_p . Так, при D_{max} , равном 4,8, 1,2 и 0,3 мм, K_p составляет 160, 84 и 50 соответственно. В соответствии с этим по мере роста D_{max} в исходных составах бетонов существенно снижается содержание матричной системы. При применении плотных или беспористых заполнителей при этом существенно уменьшается пористость бетонов. Показано [23, 25], что при $q = 0,23 \div 0,25$ распределение частиц в области размеров частиц заполнителей (40–100 мкм) по уравнениям Андреасена и Фурнаса различается незначительно.

В производстве большинства огнеупорных бетонов применяют, как правило, высокоплотные (плотноспеченные или плавленые) заполнители. Особенно это касается новых огнеупорных бетонов с экстремально высокими эксплуатационными показателями. Между тем во многих случаях весьма эффективно могут применяться заполнители с достаточно высокой (до 10–20 %) открытой пористостью, полученные в том числе на основе шамота и лома огнеупоров [3, 6, 12, 29].

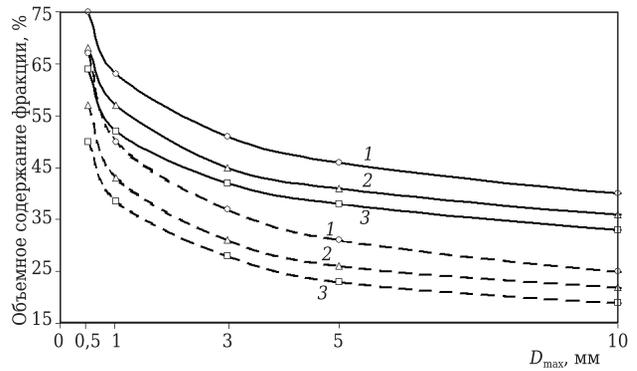


Рис. 3. Зависимость содержания в смеси тонкодисперсных фракций мельче 100 (1), 60 (2) и 40 мкм (3) от D_{max} заполнителя при $q = 0,2$ (—) и $q = 0,3$ (---)

Независимо от вида и состава заполнителей наиболее важными характеристиками являются их зерновой состав и зерновое распределение. Чаще всего в огнеупорных бетонах размер частиц заполнителя находится в интервале 0,1–10 мм. При этом D_{max} зависит от объема или габаритных размеров футеровки или изделий и, как правило, колеблется в пределах 3,0–10 мм. Размер частиц заполнителя определяет их удельную поверхность, что по данным [15] проиллюстрировано на рис. 5. Видно, что увеличение D_{max} от 2,5 до 10 мм ведет к уменьшению величины поверхности в 4 раза. В интервале изменения D_{max} от 0,1 до 10 мм значение $S_{уд}$ уменьшается в 100 раз.

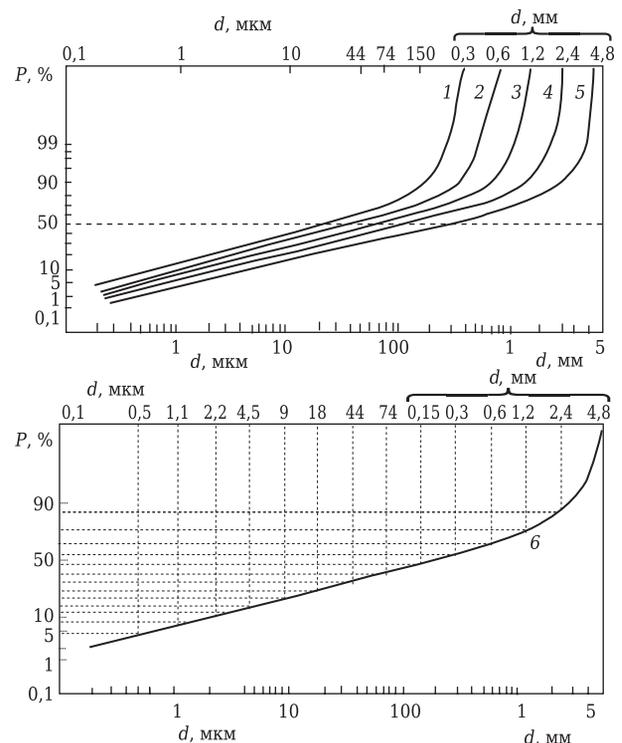


Рис. 4. Интегральные кривые зернового распределения, соответствующие максимальной плотности упаковки смесей по Фурнасу при D_{max} 0,3 (1), 0,6 (2), 1,2 (3), 2,4 (4) и 4,8 (5) и аналогичная детализированная кривая для бетонной смеси с $D_{max} = 4,8$ мм (6)

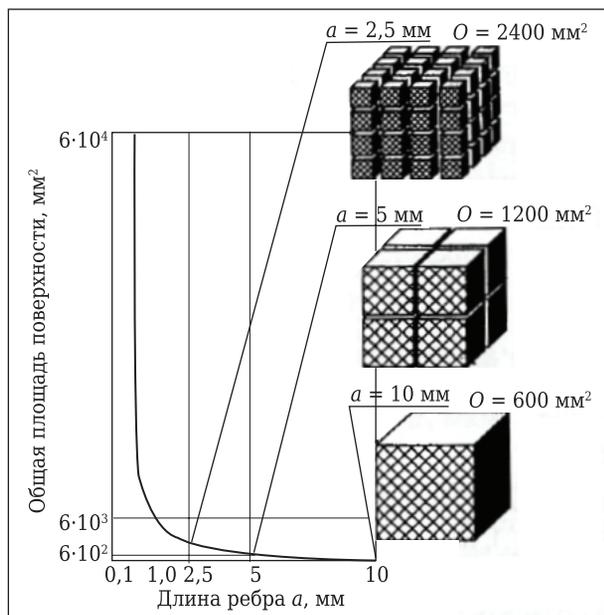


Рис. 5. Взаимосвязь длины a ребра кубика постоянного объема с общей площадью поверхности O (аналогия огнеупорного заполнителя с $D_{\max} = 0,1 \div 10$ мм)

О существенном влиянии показателя D_{\max} в составе полидисперсного заполнителя на оптимальную область массового содержания матричной системы m_b , открытой пористости $\Pi_{\text{отк}}$ и предела прочности при сжатии $\sigma_{\text{сж}}$ литых образцов кремнеземистых керамобетонов с кварцитовым заполнителем после сушки свидетельствуют данные, показанные на рис. 6 [41]. Видно, что для керамобетонов с $D_{\max} = 1 \div 2$ мм оптимальная область $m_b = 38 \div 40$ %, а при $D_{\max} = 7$ мм эта область уменьшается до 32 %. При этом $\Pi_{\text{отк}}$ образцов снижается от 15–16 до 11–11,7 %. За счет существенного уменьшения пористости образцов их $\sigma_{\text{сж}}$ увеличивается от 6–7,5 до 11–13,5 % [12, 41].

В работе бразильских исследователей [24] при оптимизации зернового состава саморастекающихся БЦОБ высокоглиноземистого состава был применен принцип подбора содержания матричной системы, исходя из учета величины

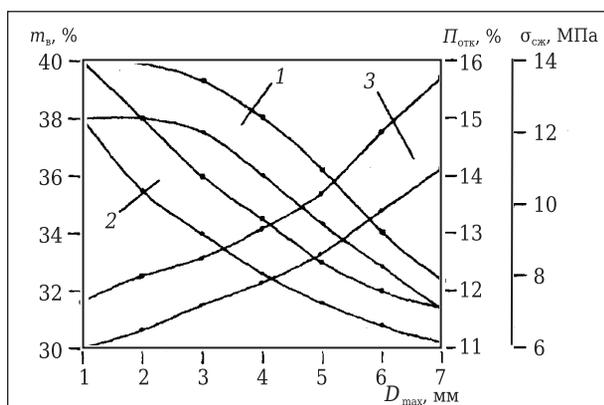


Рис. 6. Влияние D_{\max} в составе литых масс на область значений m_b (1), $\Pi_{\text{отк}}$ (2) и исходный $\sigma_{\text{сж}}$ (3) кремнеземистых керамобетонов

зазора между зернами заполнителя — maximum paste thicknes parameter (MPT-Principle). Значительно раньше аналогичный подход применительно к технологии керамобетонов был предложен и использован автором настоящей статьи [3, 37]. В этих исследованиях было отмечено, что при выборе состава керамобетона необходима оценка показателей минимального σ_{min} или максимального σ_{max} расхождения между зернами заполнителя. Для расчета этих показателей в соответствии с данными [3, 37] необходима оценка следующих характеристик: удельной поверхности заполнителя $S_3^{\text{уд}}$, удельной поверхности раздела на контакте заполнитель–матрица $S_p^{\text{уд}}$, коэффициента упаковки заполнителя в насыпном состоянии $K_{\text{уп}}^{\text{н}}$, коэффициента раздвижки заполнителя $K_p = K_{\text{уп}}^{\text{н}}/C_v^3$. Эти характеристики определяются исходя из модели, показанной на рис. 7. Видно, что раздвижка частиц заполнителя начинается только тогда, когда объем ВКВС в системе C_{vc} ($C_{vc} = 1 - C_v^3$) превысит объем пор в каркасе заполнителя Π_k ($\Pi_k = 1 - K_{\text{уп}}^{\text{н}}$).

Расчетные данные показателей δ_{min} в зависимости от объемного содержания заполнителей с разным размером зерен приведены в публикации [3, с. 220]. Из изложенного очевидно, что важнейшей задачей при проектировании составов БЦОБ является правильный выбор объемного содержания заполнителей C_v^3 и матричной системы $C_v^{\text{м}}$ (или массового ее содержания m_b). При выборе оптимальных составов смесей для формования бетонов определяющим критерием является удельная поверхность раздела этих фаз S_p . Для рассматриваемых формовочных систем эта величина определяется выражением

$$S_p = S_{\text{уд}} C_v^3,$$

где $S_{\text{уд}}$ — удельная поверхность заполнителя, $\text{см}^2/\text{см}^3$; C_v^3 — объемная доля заполнителя,

$$C_v^3 = V_3/V_{\text{ф.с}},$$

где V_3 — объем зерен заполнителя; $V_{\text{ф.с}}$ — объем формовочной системы.

Таким образом, возрастание S_p наблюдается вследствие увеличения как дисперсности заполнителя, так и его объемной доли в наполненной системе. При анализе фазового состава наполненных систем обычно исходят из модельных схем. Реальные анизометрические зерна заполнителя представляются как сферические частицы, которые заключены в оболочку связующего (обмазку) и отделены друг от друга его прослойкой H , равной удвоенной толщине оболочки h .

Согласно рассмотренной модели (рис. 8) зерна заполнителя в формовочной системе характеризуются диаметром, увеличенным оболочкой связующего на величину $2h$ ($D_3 = D_3 + 2h$). С учетом этой особенности согласно [38] значение $K_{\text{уп}}$ исходных заполнителей превосходит C_v^3 в наполненной системе. Между тем, анализируя этот

аспект, следует отметить следующее. И в технологии обычных строительных бетонов, и в технологии огнеупорных бетонов плотность упаковки или плотность заполнителей, как правило, анализируют в их обычном (насыпном) состоянии. Между тем, как следует из рис. 8 [39], заполнитель в насыпном состоянии характеризуется неравномерной и относительно рыхлой упаковкой.

Кроме того, для полидисперсных заполнителей, характеризующихся обычно отношением $D_{max}/D_{min} > 10$, в насыпном состоянии недостижимо равномерное распределение частиц разного размера, что существенно снижает степень их упаковки. Между тем это условие реализуется уже в процессе подготовки бетонных формовочных систем. Согласно [39] пустотность, например, песков разных монофракций в насыпном состоянии характеризуются преимущественными значениями 45–50 %, а виброуплотненного — значениями 29–32 %. Аналогичная зависимость отмечена и для ряда огнеупорных заполнителей. Между тем в процессе виброформования или центробежного формования керамобетонов при оптимальных параметрах в отформованном полуфабрикате, несмотря на наличие прослоек вяжущего, достигается оптимальное и равномерное распределение полидисперсного заполнителя, и его S_v^3 в ряде случаев может даже несколько превышать соответствующее значение $K_{уп}$ заполнителя в его насыпном состоянии. Об этом эффекте свидетельствует практический опыт центробежного формования керамобетонных кварцевых сталеразливочных огнеупоров [15, 40]. Особенность отформованных этим методом изделий состоит в том, что их наружная сторона (по толщине) характеризуется объемным содержанием заполнителя S_v^3 60–65 %. Эти показатели превосходят значения $K_{уп}$ исходных заполнителей. Кажущаяся аномалия в рассмотренном аспекте объяснима еще и тем, что сухие полидисперсные заполнители в насыпном состоянии характеризуются неравномерной упаковкой. В формовочной системе при смешении достигается оптимальное распределение тонких фракций заполнителя между средними и крупными фракциями, что недостижимо для аналогичных по составу сухих смесей.

Как показано в публикации [41], даже в литых кремнеземистых бетонах при оптимальных условиях достигаются значения S_v^3 соответствующие значениям $K_{уп}$ исходного заполнителя в насыпном состоянии.

СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПОРИСТЫХ ОГНЕУПОРНЫХ ЗАПОЛНИТЕЛЕЙ

Применение пористых заполнителей в технологии огнеупорных бетонов по сравнению с плотными характеризуется рядом особенностей.

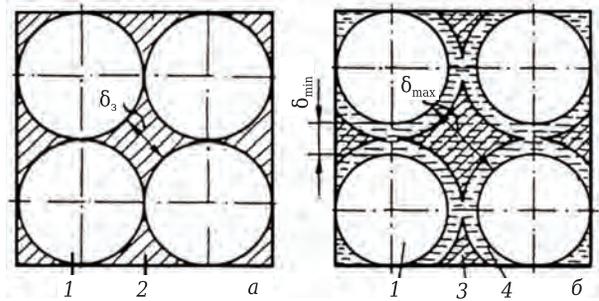


Рис. 7. Схема упаковки заполнителя (а) и наполненной системы (б): 1 — зерна заполнителя; 2 — поры; 3, 4 — область ВКВС, участвующей и не участвующей в раздвижке заполнителя соответственно

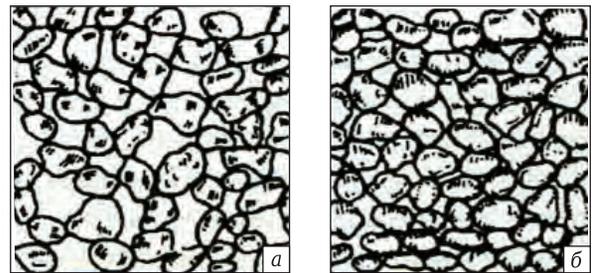


Рис. 8. Рыхлая (а) и плотная (б) упаковка зерен заполнителя

Основное различие их поведения в бетонной смеси заключается в отсасывании воды из матричной системы или вяжущего во внутрикапиллярные пространства зерен. В результате этого увеличивается начальная водопотребность бетонных смесей и более интенсивно уменьшается их подвижность в период выдержки до укладки и уплотнения, а в свежесформованном бетоне происходят процессы самовакуумирования, обуславливающие особенности образования строения и структуры бетона. В связи с этим значительная роль в структуре огнеупорных бетонов принадлежит граничным или контактным зонам между заполнителем и матрицей (вяжущим). Характеристики последних во многом определяются свойствами (прежде всего пористостью) заполнителя. Применение пористого заполнителя приводит к влагообмену между его зернами и оболочкой вяжущего. В соответствии со схемой (рис. 9) слой непосредственного контакта заполнителя и вяжущего находится на поверхности частицы. Часть воды из вяжущего входит в поверхностные поры заполнителя, адсорбируется («набирается» по аналогии с процессом шликерного литья) на поверхности заполнителя, образуя слой 2, толщина которого тем больше, чем выше так называемая активная пористость заполнителя [3, 15, 31, 32].

Отмеченная особенность пористых заполнителей эффективно реализуется в технологии керамобетонов с жесткофиксированным каркасом заполнителя (ЖФК). В этом случае при

определенных условиях (объемная доля ЖФК в бетоне, его пористость, влажность суспензии) представляется возможным реализовать процесс «формообразования на заполнитель» [3, 6, 12, 15]. В специальных исследованиях [31, 32] была поставлена задача изучения структурообразующей способности пористого заполнителя, которая проанализирована и экспериментально изучена в зависимости от вида заполнителя, его пористости, размера зерен, а также от концентрации суспензии и коэффициента ее усадки при формовании.

Процесс изготовления керамобетонных изделий, предусматривающий структурообразование по механизму частичного обезвоживания в пористый ЖФК заполнителя [3, 6, 12, 15], может осуществляться как в активных, так и в металлических формах. Между тем в широкомасштабном производстве глухонных кварцевых сталеразливочных стаканов в ОАО «Динур» на протяжении около 30 лет успешно применяется метод их центробежного формования из бетонных смесей с тонкозернистым заполнителем ($D_{\max} = 1+1,5$ мм). После сушки изделий формование их донной части осуществляется из керамобетонной смеси, характеризующейся существенно более крупным составом заполнителя. Это позволяет сформировать безупрочную структуру донной части изделия, так как в структуре получаемого при этом кварцевого керамобетона объемная доля зернистого заполнителя (1–10 мм) из плавленного кварца достигает 60–70 %. Это определяет безупрочность материала дна стакана даже при длительном процессе разливки стали. Структурообразование керамобетонной смеси влажностью 5–6 % при формовании донной части достигается за счет частичного ее обезвоживания по механизму всасывания части воды в предварительно подсушенные стенки стакана (механизм,

аналогичный процессу шликерного литья или формования керамобетонов с ЖФК пористого заполнителя).

Весьма широкое промышленное применение нашли керамобетоны с заполнителями на основе пористого бокситового шамота в набивных массах для доменных печей [6, 8, 12, 13, 33–36]. Следует отметить, что использование пористых бокситовых заполнителей в технологии высокоглиноземистых керамобетонов приводит к заметному (на 1–1,5 %) увеличению формовочной влажности смесей по сравнению с аналогичными смесями с заполнителем на основе электрокорунда [12, 33–36].

При получении фракционированных заполнителей на основе боя (лома) огнеупоров или кускового шамота обнаруживается следующая закономерность: чем ниже размер частиц, тем ниже их пористость или водопоглощение. Это обусловлено тем, что процесс измельчения исходных материалов протекает преимущественно по границам поровой структуры. Отмечено [12, 29], что на пористость или водопоглощение шамота на основе боя огнеупоров (или кускового шамота) существенно влияет размер частиц d . Например, мелкий заполнитель (<2 мм) характеризуется водопоглощением до 2 %, а у заполнителя фракции 2–10 мм водопоглощение повышается до 4–8 %, что приближается к аналогичным значениям для исходного огнеупора. Аналогичная зависимость характерна и для бокситовых пористых шамотов [12]. Эта особенность в разнице показателей пористости или водопоглощения заполнителей разной дисперсности эффективно используется в технологии шамотных керамобетонов [12, с. 291; 29]. Для снижения расхода ВКВС в составе керамобетона и улучшения его характеристик отработана технология, в которой тонкозернистая доля заполнителя (< 2 мм) вводится в состав ВКВС уже при стабилизации, а крупная — непосредственно перед формованием. Именно крупный заполнитель, доля которого варьируется в пределах 60–80 % (от общей массы заполнителя), обладает высокой структурообразующей способностью и вносит основной вклад в твердение. Это позволяет существенно уменьшить воздухововлечение, характерное для процесса, предусматривающего одностадийное введение заполнителя перед формованием, а также увеличить долю заполнителя в системе и улучшить свойства керамобетона.

Характерной особенностью термообработанных керамобетонов на пористых заполнителях является их повышенная механическая прочность по сравнению с прочностью исходных материалов (лом огнеупоров или кусковой шамот). Этот эффект первоначально обнаружен при изучении керамобетонов алюмосиликатного состава [12, с. 291; 29]. Для их изготовления использовали шамот на основе лома шамотных

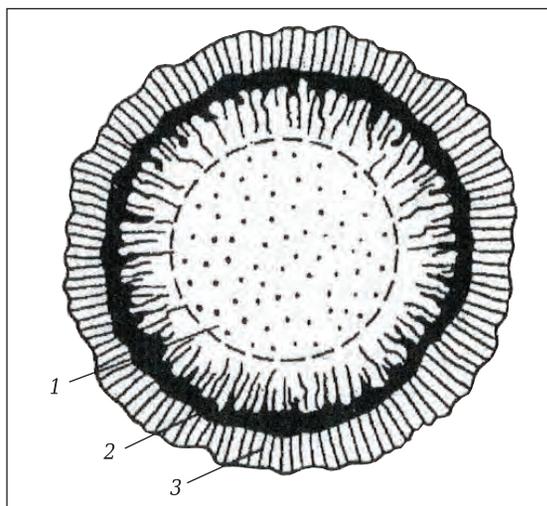


Рис. 9. Схема образования контактной зоны в бетоне с пористым заполнителем: 1 — зерно заполнителя; 2 — контактная зона; 3 — зона вяжущего (матрица)

огнеупоров ШБ-5 Семилукского огнеупорного завода пористостью до 20–24 % и $\sigma_{сж}$ 10–15 МПа. На основе этого шамота (Al_2O_3 28,2 %, SiO_2 66,5 %) и 15 % кварцевого песка посредством мокрого совместного измельчения была получена ВКВС высокой концентрации ($C_V = 0,70$). Несмотря на то, что содержание шамотного заполнителя (0,1–10 мм) в керамобетоне составляло 65–70 % (по объему), его показатели как пористости, так и прочности существенно отличались от показателей исходного (шамотного) огнеупора. Так, открытая пористость образцов керамобетона в исходном состоянии не превышала 17 %, а после термообработки снизилась до 15 % (усадка при этом практически отсутствовала). При этом $\sigma_{сж}$ керамобетона по сравнению с исходным огнеупором возрос от 15 до 75 МПа. Следует отметить также, что $\sigma_{сж}$ образцов на основе ВКВС указанного состава равнялся 150 МПа, т. е. прочность керамобетона с низкопрочным заполнителем оказалась только в 2 раза ниже прочности матричной системы. Столь существенный эффект улучшения рассмотренных показателей обусловлен тем, что за счет взаимодействия тонкодисперсной ВКВС с пористым заполнителем при структурообразовании образуется высокоплотный (пористость 12–15 %) контактный слой вяжущего. В результате образования этого слоя, с одной стороны, заполняются поверхностные поры зерен заполнителя, а с другой — создается высокопрочная оболочка, поскольку $\sigma_{изг}$ и $\sigma_{сж}$ вяжущего значительно выше, чем у зернистой составляющей керамобетона. Рассмотренная особенность характеризуется своеобразным «эффектом обволакивания».

Сопоставимые по эффективности результаты были отмечены и в процессе получения керамобетонов муллитокремнеземистого состава [13, с. 310; 43]. В качестве исходного материала как для ВКВС, так и для заполнителя использовали шамот из аркалыкской глины (58 % Al_2O_3 , 36,5 % SiO_2) с водопоглощением 3,1 % (пористость 8–10 %). Показатели $\sigma_{сж}$ образцов керамобетонов, полученных на основе ВКВС и заполнителя из этого шамота, после обжига при 1500 °С достигали 120 МПа, а с применением шамота с 32 % Al_2O_3 — 150 МПа и многократно превышали прочность аналогичных по составу традиционных огнеупоров.

В широкомасштабном промышленном производстве керамобетонов в системах $Al_2O_3-SiO_2$, $Al_2O_3-SiO_2-SiC$ и $Al_2O_3-SiO_2-SiC-C$, полученных с применением ВКВС композиционного состава (боксит + 10–12 % ВДКС), в качестве огнеупорных заполнителей максимальную долю занимает шамот из обожженного боксита марки MID [6, 8, 11–13, 27–30]. Он характеризуется $P_{отк}$ в пределах 10–20 %, кажущейся плотностью 3,0–3,2 г/см³ и $\sigma_{сж}$ в пределах 40–65 МПа. Как показано в статье [34, см. рис. 4], после обжига при 1000 °С образцы желобной массы с преимуществен-

ным содержанием бокситового заполнителя при 30 %-ном содержании ВКВС характеризовались $\sigma_{сж}$ 100 МПа, а после обжига при 1200 и 1400 °С 150 и 200 МПа соответственно [34, см. рис. 8]. Из приведенных данных следует, что даже после обжига при 1000 °С $\sigma_{сж}$ керамобетона выше прочности бокситового шамота, а при повышении температуры обжига эта разница существенно возрастает (в 3–4 раза). Характерно, что прочностные свойства керамобетонов с корундовым заполнителем, характеризующимся многократно большей прочностью по сравнению с бокситовым, и керамобетонов с бокситовым заполнителем оказались сопоставимыми [13, 17, 18, 27].

Как отмечено в публикациях [2, 12], при получении особокрупногабаритной и толстостенной монолитной футеровки весьма перспективными могут оказаться бетоны, содержащие дополнительно огнеупорный заполнитель с крупными зернами. Если в обычных бетонах D_{max} составляет 5–10 мм, то в бетонах с укрупненным заполнителем, характеризующимся прерывным зерновым составом, D_{max} может достигать 50–150 мм и выше, т. е. на порядок больше. При этом, как правило, применяют бой или лом огнеупорных изделий, в том числе куски отслужившего бетона [2, 12, с. 331]. Наряду с рядом других преимуществ это позволяет существенно повысить в бетоне содержание заполнителя (экономический фактор), так как бетонная смесь обычного состава свободно укладывается в зазорах крупного (кускового) заполнителя. Имеются сведения об эффективности огнеупорных бетонов рассматриваемого типа (лом, бой и т. д.) применительно как к традиционным огнеупорным бетонам, так и к керамобетонам [2, с. 224] или к НЦОБ [3]. Вполне вероятно, что подобные составы могут быть реализованы также при получении других видов БЦОБ. В статье [2] приведены данные по влиянию введения крупного (30–60 мм) заполнителя цирконового состава на основе лома огнеупоров в НЦОБ подобного состава. При этом крупный заполнитель вводили непосредственно в смеси-

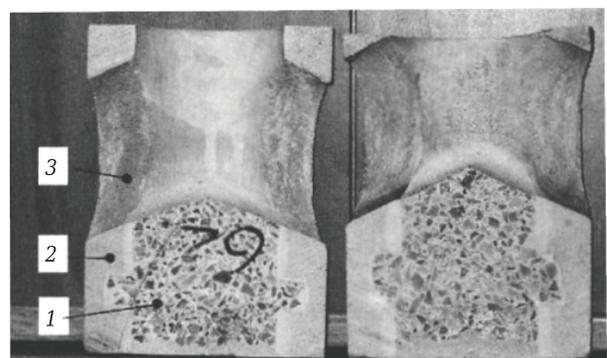


Рис. 10. Разрез длинной части кварцевого сталеразливочного стакана: 1 — дно стакана, отформованное из крупнозернистого керамобетона; 2 — основная (цилиндрическая) часть стакана; 3 — конический расщекатель

тель в процессе получения наливной массы для футеровки сталеразливочного ковша. При исследовании образцов после службы было отмечено, что в обычных бетонах трещины, образующиеся параллельно рабочей поверхности, более длинные, чем в бетонах с добавкой укрупненного заполнителя. В бетонах с крупным заполнителем трещины оказываются локализованными между кусками заполнителя. При длительной эксплуатации виброналивной футеровки сталеразливочных ковшей (65 плавок) было отмечено, что при введении крупного заполнителя (30 об. %) устраняются трещины и расслоения, характерные при эксплуатации обычных бетонов.

Для получения крупногабаритной монолитной футеровки предложен керамобетон с «виброуплотненным» в обычную керамобетонную смесь крупным (100–150 мм) огнеупорным заполнителем (ломом). В этом бетоне, названном «керамокаменбетон» [3, с. 224], заполнение дополнительным крупным заполнителем может достигать 40–50 об. %. Это, в свою очередь, пропорционально снижает расход ВКВС, а также влажность бетона, что позволяет сократить процесс сушки. Керамобетоны муллитового состава успешно испытаны в качестве монолитной футеровки подовой части печей периодического действия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

БЦОБ с высокой степенью полидисперсности и преимущественно многокомпонентным составом с материаловедческой точки зрения рассматриваются как композиционные (гетерогенные) материалы. Исходные формовочные системы для их получения вполне обоснованно можно рас-

сматривать как предельно концентрированные бинарные дисперсные системы. Эти системы состоят из двух компонентов или фаз: матричной системы или дисперсионной среды (ВКВС, вяжущие системы или суспензии высокодисперсных компонентов смеси) и дисперсной фазы (полидисперсного огнеупорного заполнителя). В зависимости от состава, максимального размера зерен заполнителя D_{max} и способа формирования объемное содержание фаз в смеси может колебаться в пределах 25–60 % для матричной системы и 40–75 % для огнеупорного заполнителя.

Кардинальное отличие зернового состава БЦОБ от НЦОБ и СНЦОБ — присутствие в их составе до 2–3 % наночастиц (<0,1 мкм), определяющих повышенную реакционную активность. При выборе оптимального зернового состава БЦОБ для достижения плотнейшей упаковки чаще всего используются «идеальными» кривыми в соответствии с уравнениями Андреасена и Фурнаса. Рассмотрена специфика применения при получении БЦОБ пористых заполнителей. Прочность керамобетонов с пористыми заполнителями существенно превышает прочность самих заполнителей.

В отличие от плотных при применении пористых заполнителей в процессе их смешения с матричной системой (ВКВС) образуется контактный слой вяжущего, благодаря которому заполняются поверхностные поры зерен заполнителя и создается высокопрочная оболочка. С учетом того, что матричная система характеризуется значительно большей прочностью, чем зернистая составляющая, в данном случае реализуется своеобразный «эффект обоймы».

(Продолжение следует)

Библиографический список

1. **Pivinskii, Yu. E.** New population of refractory concretes. Grain size composition and volume factors / Yu. E. Pivinskii // *Refractories*. — 1992. — Vol. 33, № 11/12. — P. 481–485.
2. **Пивинский, Ю. Е.** Огнеупорные бетоны нового поколения. Зерновой состав и объемные характеристики / Ю. Е. Пивинский // *Огнеупоры*. — 1992. — № 11/12. — С. 22–27.
3. **Pivinskii, Yu. E.** Refractory concretes of new generation. Relationship between their composition, structure and properties / Yu. E. Pivinskii // *Refractories*. — 1993. — Vol. 34, № 3/4. — P. 133–138.
4. **Пивинский, Ю. Е.** Огнеупорные бетоны нового поколения. Взаимосвязь состава, структуры и некоторых свойств / Ю. Е. Пивинский // *Огнеупоры*. — 1993. — № 3. — С. 5–11.
5. **Пивинский, Ю. Е.** Керамические вяжущие и керамобетоны / Ю. Е. Пивинский. — М. : Металлургия, 1990. — 274 с.
6. **Banerjee, S.** Monolithic refractories — a comprehensive handbook. World scientific / S. Banerjee. — The American Ceramic Society : Singapore, 1998. — 311 p.
7. **Luz, A. P.** Refractory castable engineering / A. P. Luz, M. A. J. Bralio, V. C. Pandolfelli. — Baden-Baden, Germany : Goller Verlag GmbH, 2015. — 734 p.
8. **Пивинский, Ю. Е.** Неформованные огнеупоры. В 2 т. Т. 1. Общие вопросы технологии / Ю. Е. Пивинский. — М. : Теплоэнергетик, 2003. — 448 с.
9. **Nouri-Khezrabad, M.** Nano-bonded refractory castables / M. Nouri-Khezrabad, A. P. Luz, V. R. Salvini // *Ceram. Int.* — 2013. — Vol. 39. — P. 3479–3497.
10. **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. Gorokhovskiy // *Refract. Ind. Ceram.* — 2020. — Vol. 60, № 6. — P. 566–573.
11. **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.
12. **Pivinskii, Yu. E.** Cement-free refractory concretes. Part 4. Refractory concretes based on silica sol binders / Yu. E. Pivinskii // *Refract. Ind. Ceram.* — 2020. — Vol. 61. — P. 150–158.
13. **Пивинский, Ю. Е.** Бесцементные огнеупорные бетоны. Часть 4. Огнеупорные бетоны на кремнезольных связующих / Ю. Е. Пивинский // *Новые огнеупоры*. — 2020. — № 3. — С. 20–29.
14. **Pivinskii, Yu. E.** Cement-free refractory concretes. Part 5. Cement-free refractory concretes based on hydraulic

alumina binders / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — Vol. 61, № 4. — P. 374–383.

Пивинский, Ю. Е. Бесцементные огнеупорные бетоны. Часть 5. БЦОБ на глиноземистых гидравлических вяжущих / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2020. — № 7. — С. 25–35.

11. **Pivinskii, Yu. E.** A study of components of the binding (matrix) system of new refractory concretes. Part 1. Components and general characteristics of binding systems / Yu. E. Pivinskii, V. Yu. Belousova // Refract. Ind. Ceram. — 1999. — Vol. 40, № 11/12. — P. 548–552.

Пивинский, Ю. Е. Исследования компонентов вяжущей (матричной) системы новых огнеупорных бетонов. Часть 1. Составы и общая характеристика вяжущих систем / Ю. Е. Пивинский, В. Ю. Белоусова // Огнеупоры и техническая керамика. — 1999. — № 12. — С. 25–29.

12. **Пивинский, Ю. Е.** Керамические и огнеупорные материалы : избр. тр. Т. 2 / Ю. Е. Пивинский. — СПб. : Стройиздат СПб., 2003. — 668 с.

13. **Пивинский, Ю. Е.** Реология дисперсных систем, ВКВС и керамобетоны. Элементы нанотехнологий в силикатном материаловедении : избр. тр. Т. 3 / Ю. Е. Пивинский. — СПб. : Политехника, 2012. — 682 с.

14. **Попильский, Р. Я.** Прессование порошковых керамических масс / Р. Я. Попильский, Ю. Е. Пивинский. — М. : Металлургия, 1983. — 176 с.

15. **Пивинский, Ю. Е.** Кварцевая керамика и огнеупоры. Т. II. Материалы, их свойства и области применения / Ю. Е. Пивинский, Е. И. Суздальцев ; под ред. Ю. Е. Пивинского. — М. : Теплоэнергетик, 2008. — 464 с.

16. **Pivinskii, Yu. E.** Cement-free refractory concretes. Part 1. General information. HCBS and ceramic concretes / Yu. E. Pivinskii // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — 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.

17. **Pivinskii, Yu. E.** Preparation and properties of corundum HCBS and ceramic concretes. Part 1. Mixed HCBS in the system electrocorundum - very fine quartz glass / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2010. — Vol. 51, № 1. — P. 25–31.

Пивинский, Ю. Е. Получение и свойства корундовых ВКВС и керамобетонов. Часть 1. Смешанные ВКВС в системе электрокорунд - высокодисперсное кварцевое стекло / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2010. — № 1. — С. 28–36.

18. **Pivinskii, Yu. E.** Preparation and properties of corundum HCBS and ceramic concretes. Part 3. Casting and volume constancy of ceramic concretes / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2010. — Vol. 51, № 1. — P. 88–94.

Пивинский, Ю. Е. Получение и свойства корундовых ВКВС и керамобетонов. Часть 3. Процессы литья и объемная постоянная керамобетонов / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2010. — № 3. — С. 27–34.

19. **Parr, Chr.** A review of bond systems for monolithic castable refractories / Chr. Parr, J. M. Auvray, M. Szeplidy [et al.] // Refractories World Forum. — 2015. — Vol. 7, № 2. — P. 62–72.

20. **Sarkar, R.** Particle size distribution for refractory castables: a review / R. Sarkar // Interceram. — 2016. — Vol. 65, № 3. — P. 82–86.

21. **Белов, В. В.** Оптимизация гранулометрического состава сухой огнеупорной смеси методами компьютерно-

го проектирования / В. В. Белов, И. В. Образцов // Огнеупоры и техническая керамика. — 2015. — № 1/2. — С. 69–76.

22. **Белов, В. В.** Расчет плотных упаковок частиц в смесях тонкодисперсных компонентов / В. В. Белов, И. В. Образцов // Сухие строительные смеси. — 2014. — № 3. — С. 6–9.

23. **Mahre, B.** Alumina based castables with very low contents of hydraulic compound. Part 1. The effect of binder and particle size distribution on flow and set / B. Mehre, K. Sunde // Proc. UNITECR95 (Kioto, Japan, 1995). — P. 309–316.

24. **Banadia, P.** Applying MPT principle to high-alumina castables / P. Banadia, R. G. Pileggi, A. R. Studart [et al.] // Am. Ceram. Soc. Bull. — 1999. — Vol. 78, № 3. — P. 57–60.

25. **Ishikawa, M.** Refractory castables / M. Ishikawa // Taikabutsu Overseas. — 1999. — Vol. 19, № 3. — P. 7–13.

26. **Сильва, А. П.** Влияние тонкомолотой матрицы и крупнозернистого заполнителя на конечные свойства саморастекающихся бесцементных огнеупорных бетонов / А. П. Сильва, Т. С. Девизас, А. М. Серагаес // Новые огнеупоры. — 2008. — № 10. — С. 57–61.

27. **Pivinskii, Yu. E.** Preparation and properties of corundum HCBS and ceramic concretes. Part 2. Composition and properties of compacted ceramic concretes / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2010. — Vol. 51, № 1. — P. 32–38.

Пивинский Ю. Е. Получение и свойства корундовых ВКВС и керамобетонов. Часть 2. Состав и свойства прессованных керамобетонов / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2010. — № 2. — С. 39–46.

28. **Pivinskii, Yu. E.** Fundamentals of the technology of ceramconcrete / Yu. E. Pivinskii // Refractories. — 1978. — Vol. 19, № 1/2. — P. 102–111.

Пивинский Ю. Е. Основы технологии керамобетонов / Ю. Е. Пивинский // Огнеупоры. — 1978. — № 2. — С. 34–42.

29. **Pivinskii, Yu. E.** Refractory concretes of new generation. Cement free concretes / Yu. E. Pivinskii, M. A. Trubitsyn // Refractories. — 1990. — Vol. 37, № 7. — P. 435–440.

Пивинский Ю. Е. Огнеупорные бетоны нового поколения. Бесцементные бетоны / Ю. Е. Пивинский, М. А. Трубицын // Огнеупоры. — 1990. — № 8. — С. 6–16.

30. **Pivinskii, Yu. E.** Refractory concretes of new generation. General characteristics of the binder systems / Yu. E. Pivinskii, M. A. Trubitsyn // Refractories. — 1990. — Vol. 3, № 11. — P. 673–681.

Пивинский, Ю. Е. Огнеупорные бетоны нового поколения. Общая характеристика вяжущих систем / Ю. Е. Пивинский, М. А. Трубицын // Огнеупоры. — 1990. — № 12. — С. 1–8.

31. **Pivinskii, Yu. E.** Structure-forming tendency of the filler in ceramic concrete technology / Yu. E. Pivinskii // Refractories. — 1980. — Vol. 21, № 11/12. — P. 598–602.

Пивинский, Ю. Е. О структурообразующей способности заполнителя в технологии керамобетонов / Ю. Е. Пивинский // Огнеупоры. — 1980. — № 11. — С. 48–53.

32. **Pivinskii, Yu. E.** Characteristics of the filler, kinetics of structure formation, and the strength of ceramic concretes / Yu. E. Pivinskii, P. L. Mityakin // Refractories. — 1981. — Vol. 22, № 11/12. — P. 615–619.

Пивинский, Ю. Е. О характеристике заполнителя, кинетике структурообразования и прочности керамобетона / Ю. Е. Пивинский, П. Л. Митякин // Огнеупоры. — 1981. — № 12. — С. 28–33.

33. **Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina

HCBS. Part 1. High-alumina bauxite as a basic raw material component / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, V. A. Perepelitsyn // Refract. Ind. Ceram. — Vol. 56, № 4. — P. 344–350.

Пивинский, Ю. Е. Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 1. Высокоглиноземистый боксит как базовый сырьевой компонент / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, В. А. Перепелицын // Новые огнеупоры. — 2015. — № 8. — С. 16–23.

34. **Grischpun, E. M.** Production and service of high-alumina ceramic castables. 1. Ramming mixtures based on modified bauxite HCBS / E. M. Grischpun, Yu. E. Pivinskii, E. V. Rozhkov [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2000. — Vol. 41, № 3. — P. 104–108.

Гришпун, Е. М. Производство и служба высокоглиноземистых керамобетонов. 1. Набивные массы на основе модифицированных ВКВС боксита / Е. М. Гришпун, Ю. Е. Пивинский, Е. В. Рожков [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2000. — № 3. — С. 37–41.

35. **Pivinskii, Yu. E.** Engineering, manufacturing and servicing of shaped and unshaped refractories based on highly concentrated ceramic binding suspensions / Yu. E. Pivinskii, E. M. Grishpun, A. M. Gorokhovskii // Refract. Ind. Ceram. — 2015. — Vol. 56, № 3. — P. 245–253.

Пивинский, Ю. Е. Разработка технологий производства и служба формованных и неформованных огнеупоров на основе ВКВС / Ю. Е. Пивинский, Е. М. Гришпун, А. М. Гороховский // Новые огнеупоры. — 2015. — № 5. — С. 29–39.

36. **Pivinskii, Yu. E.** Research in the field of preparing molded and unmolded refractories based on high-alumina HCBS. Part 14. Composition and some properties of composite composition ceramic concretes in the system $Al_2O_3-SiO_2-SiC-C$ / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin, L. V. Ostryakov // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 1. — P. 63–70.

Пивинский, Ю. Е. Исследования в области получения формованных и неформованных огнеупоров на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 14. Состав и некоторые свойства керамобетонов композиционного состава в системе $Al_2O_3-SiO_2-SiC-C$ / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин, Л. В. Острыakov // Новые огнеупоры. — 2018. — № 2. — С. 24–31.

37. **Pivinskii, Yu. E.** Volume phase characteristics and their effect on the properties of suspensions and ceramic casting systems / Yu. E. Pivinskii // Refractories. — 1982. — Vol. 23, № 11/12. — P. 605–609.

Пивинский, Ю. Е. Объемные фазовые характеристики и их влияние на свойства суспензий и керамических литейных систем / Ю. Е. Пивинский // Огнеупоры. — 1982. — № 11. — С. 50–58.

38. **Трубицын М. А.** Безобжиговые композиты на основе минеральных связующих / М. А. Трубицын, И. И. Немец, С. В. Иванов // Строительные материалы. — 2000. — № 6. — С. 24–28.

39. **Ахвердов, И. Н.** Основы физики бетона / И. Н. Ахвердов. — М.: Стройиздат, 1989. — 464 с.

40. **Пивинский, Ю. Е.** Кварцевая керамика, ВКВС и керамобетоны. История создания и развития технологий / Ю. Е. Пивинский. — Санкт-Петербург, Политехника-принт, 2018. — 360 с.

41. **Pivinskii, Yu. E.** Cast (self-flow) ceramic castables. 1. Fabrication and properties of cast silica ceramic castables / Yu. E. Pivinskii, K. V. Timochenko // Refract. Ind. Ceram. — 1999. — Vol. 40, № 9/10. — P. 442–446.

Пивинский, Ю. Е. Литые (саморастекающиеся) керамобетоны. 1. Получение и некоторые свойства литых кремнеземистых керамобетонов / Ю. Е. Пивинский, К. В. Тимошенко // Огнеупоры и техническая керамика. — 1999. — № 10. — С. 16–22.

42. **Pivinskii, Yu. E.** Sintering, structure, and properties of cast granular oxide refractories / Yu. E. Pivinskii // Refractories. — 1985. — Vol. 26, № 7/8. — P. 334–338.

Пивинский, Ю. Е. Литые оксидные огнеупоры зернистого строения. Спекание, структура и свойства / Ю. Е. Пивинский // Огнеупоры. — 1985. — № 7. — С. 10–16.

43. **Pivinskii, Yu. E.** Aluminosilicate refractories based on high-alumina HCBS. Part 2. Refractories based on HCBS mullitosilicate composite / Yu. E. Pivinskii, P. V. Dyakin // Refract. Ind. Ceram. — 2011. — Vol. 52, № 4. — P. 264–270.

Пивинский, Ю. Е. Алюмосиликатные огнеупоры на основе высокоглиноземистых ВКВС. Часть 2. Огнеупоры на основе ВКВС муллитокремнеземистого состава / Ю. Е. Пивинский, П. В. Дякин // Новые огнеупоры. — 2011. — № 7. — С. 28–36. ■

Получено 19.10.20
© Ю. Е. Пивинский, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

ICSMMS 2021: 15. INTERNATIONAL CONFERENCE ON CARBON MATERIALS AND MATERIAL SCIENCES
4–5 марта 2021 г. Барселона, Испания



К. ф.-м. н. С. Х. Сулейманов¹ (✉), к. т. н. В. Г. Бабашов²,
к. т. н. М. У. Джанклич¹, к. т. н. В. Г. Дыскин¹, М. И. Дасковский²,
С. Ю. Скрипачев², Н. А. Кулагина¹, Г. М. Арушанов¹

¹ Институт материаловедения НПО «Физика–Солнце» Академии наук Республики Узбекистан, Ташкент, Республика Узбекистан

² ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Москва, Россия

УДК 666.3:546.831-31-494:662.997(575.1)

ПОВЕДЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ZrO_2 В ПОЛЕ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Показано поведение теплозащитного керамического композиционного материала на основе волокон ZrO_2 в концентрированном потоке солнечной энергии в условиях сильно неравновесного температурного и светового поля. Показано изменение структуры и морфологии материала в зависимости от температуры его термообработки. Во время эксперимента максимальная температура на поверхности образца на основе волокон ZrO_2 достигала 1600 °С, что значительно ниже рабочей температуры эксплуатации материалов на основе ZrO_2 . В результате воздействия концентрированного потока солнечной энергии на теплозащитном материале наблюдаются эффекты спекания, усадки, деформации и разрушения; материал теряет свои физико-механические и теплоизоляционные свойства.

Ключевые слова: керамический композиционный материал (ККМ), волокна ZrO_2 , Большая солнечная печь (БСП), концентрированный поток солнечной энергии.

Развитие современной техники и промышленных технологий ставит задачи создания новых материалов, способных отвечать все более жестким условиям эксплуатации [1–5]. Требования к теплоизоляционным материалам включают в первую очередь высокие термические свойства, а именно высокую термостойкость и низкую теплопроводность, а также минимальную плотность, химическую стойкость, механическую прочность, упругость. Теплоизоляционные уплотнительные материалы в виде жестких плит или формованных элементов, гибких матов и войлоков, а также функциональных градиентных волокнистых материалов необходимы в современных летательных аппаратах и газотурбинных установках для обеспечения эффективной теплоизоляции в окислительных средах в интервале от 1000 до 1650 °С [6]. Повышение температур и нагрузок в системах высокотемпературной теплозащиты и теплоизоляции требует поиска новых подходов к разработке композиционных керамических материалов (ККМ) и функциональных материалов (ФМ). Для решения этих задач необходима разработка ме-

тодов создания тугоплавких оксидных волокон, в частности, на основе ZrO_2 .

В настоящее время ведутся исследования в области создания высокотемпературных материалов с применением волокон тугоплавких оксидов (Al_2O_3 , SiO_2 , ZrO_2 и др.). На основе этих оксидов в виде волокон и/или дисперсных частиц уже созданы ККМ и ФМ.

Среди термостойких оксидных керамических волокон разработчики выделяют волокна ZrO_2 , как наиболее перспективные для применения в окислительной среде при высоких температурах (> 1600 °С). Прежде всего, интерес к диоксиду циркония обусловлен его свойствами: низкой теплопроводностью, высокой температурой плавления, а также повышенной химической стойкостью, особенно водо- и щелочестойкостью [7–11].

При испытаниях на стойкость ККМ к воздействию мощных тепловых потоков, которые проводят в стационарных тепловых агрегатах и на испытательных стендах или в исследовательских установках с высокоэнтальпийными потоками плазмы, передача тепла образцу происходит в газовой среде, обогащенной продуктами сгорания, или в плазме, передающей энергию за счет конвективных потоков тепла [12, 13]. В результате на исследуемый образец помимо воздействия тепловых потоков влияет второй фактор — реакционная способность среды, участвующей в передаче тепла.

Цель настоящей работы — исследование изменения состава, структуры и морфологии те-



С. Х. Сулейманов
E-mail: sultan.suleimanov@gmail.com

теплозащитного материала на основе волокон ZrO_2 в результате воздействия на него концентрированного потока солнечной энергии в фокусе Большой солнечной печи (БСП) при отсутствии посторонних факторов, таких как давление тормозящего потока диссоциированного газа и скоростного напора. БСП позволяет создавать термоудары и получать очень высокие скорости нагрева; для керамических материалов они составляют сотни градусов в секунду.

Испытывали образцы керамического композиционного теплозащитного волокнистого

материала на основе ZrO_2 с неволокнистыми включениями. Образцы представляли собой спрессованные квадратные брикеты размерами 167×155 мм и толщиной 35 мм. Плотность циркониевых образцов $5,82$ г/см³.

Если образцы в фокальном пятне БСП устанавливались на подложку из огнеупорного изделия, то при облучении от подложки идет очень сильное тепловое излучение, которое меняет картину температурного поля. Поэтому для испытаний образцов теплозащитного материала на основе волокон ZrO_2 был изготовлен держатель из тонкой водоохлаждаемой медной трубки. Образец находился в подвешенном состоянии (рис. 1). В таком положении отсутствует влияние на образец температурного поля от огнеупорной подложки и экранов. Температуру образцов на глубине измеряли платиновыми и хромель-алюмелевыми термопарами, на фронтальной поверхности — тепловизором FLIR. Градиент температур на фронтальной и тыльной сторонах образцов во время проведения экспериментов составлял $300\text{--}500$ °С.

Во время подготовки к испытаниям было обнаружено, что образец имеет неоднородную плотность: от поверхности на глубину примерно 1 см образец плотный, а ближе к середине очень пористый.

Циркониевые образцы подвергали термообработке концентрированным потоком солнечной энергии в течение 2 ч при солнечной радиации 837 Вт/м². Для измерения были установлены две платиновые термопары на расстоянии 5 мм от фронтальной поверхности образца и на его тыльной стороне на глубине 2 мм. Максимальная температура нагрева образца на расстоянии 5 мм от фронтальной поверхности составила 1450 °С, на поверхности образца, по данным измерений тепловизора, $1550\text{--}1600$ °С.

В процессе экспозиции образца наблюдались спекание его поверхности и довольно сильная усадка. В связи с тем, что образец был неравноплотным, во время экспозиции он деформировался. Фронтальная поверхность покрылась потрескавшейся коркой и приобрела вогнутую форму (рис. 2). В центральной части образец подвергся усадке по толщине на глубину примерно 8 мм.

На рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 исследовали фазовый состав исходного образца теплозащитного материала на основе волокон ZrO_2 (рис. 3). Фазовый состав образца после экспозиции в фокусе БСП исследовали на дифрактометре ДРОН-УМ1 (рис. 4), микроструктуру — методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе EVO MA10 фирмы Carl Zeiss (рис. 5).

Особенностью керамики на основе ZrO_2 является то, что диоксид циркония ZrO_2 существует в трех модификациях кристаллической структуры: моноклинной, тетрагональной и кубической.

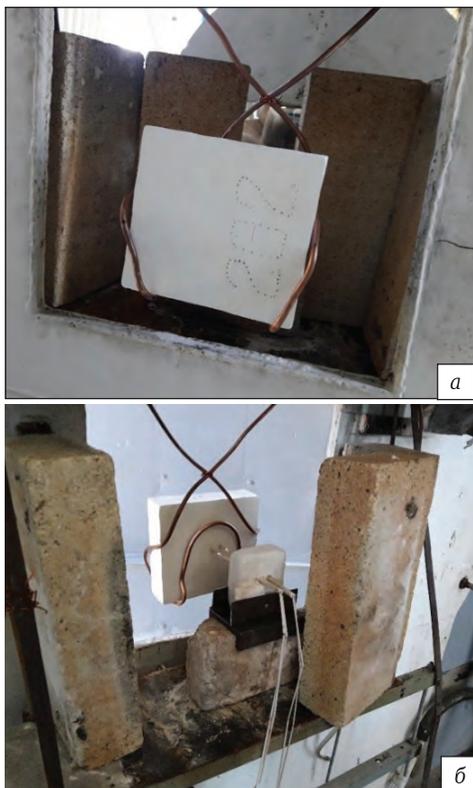


Рис. 1. Размещение циркониевого образца в фокусе БСП для испытаний: а — вид спереди (фронтальная сторона) — облучаемая поверхность; б — вид сзади (тыльная сторона)



Рис. 2. Образец теплозащитного материала на основе волокон ZrO_2 после 2-ч экспозиции при $1550\text{--}1600$ °С в фокусе БСП

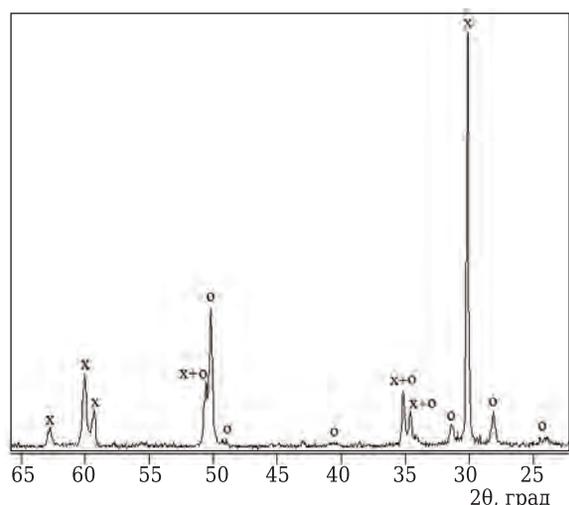


Рис. 3. Дифрактограмма образца исходного теплозащитного ККМ на основе волокон ZrO_2 : x — тетрагональный ZrO_2 ; o — моноклинный ZrO_2

Моноклинная фаза стабильна до 1000–1150 °С, от 1000 до 2285 °С стабильной является тетрагональная фаза, выше 2285 °С стабильна только кубическая фаза. Из дифрактограмм видно, что исходный образец состоит из смеси двух модификаций ZrO_2 : тетрагональной и моноклинной (см. рис. 3), а после термообработки как во внутренней части образца (см. рис. 4, а), так и на его поверхности (см. рис. 4, б) наблюдается переход моноклинной модификации в тетрагональную. Это сопровождается заметным уменьшением объема и деформацией образца (см. рис. 2). При охлаждении происходит обратный переход, и образцы разрушаются при термоциклировании. Поэтому во всех материалах на основе диоксида циркония, которые предполагается использовать при температурах выше

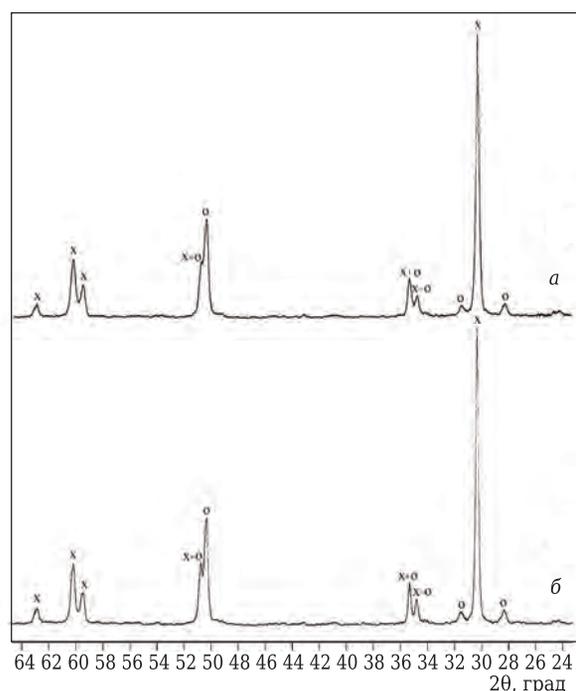


Рис. 4. Дифрактограмма образца теплозащитного ККМ на основе волокна ZrO_2 после термообработки в фокусе БСП при 1550–1600 °С: а — внутренняя часть образца, в которой температура достигала 1400 °С; б — фронтальная поверхность образца, термообработанная при 1550–1600 °С; x — тетрагональный ZrO_2 ; o — моноклинный ZrO_2

1000 °С, необходимо стабилизировать кристаллическую структуру. Стабилизация диоксида циркония заключается в том, что кристаллическая решетка ZrO_2 приобретает прочные устойчивые связи, которые не могут быть разрушены при термообработке вплоть до температуры плавления.

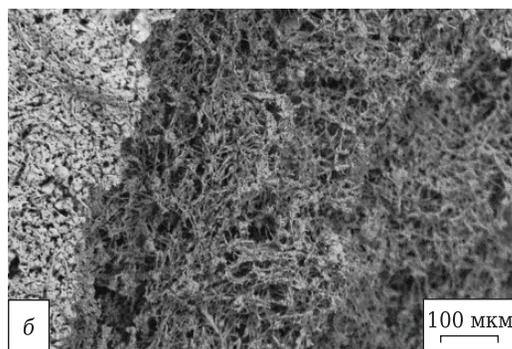
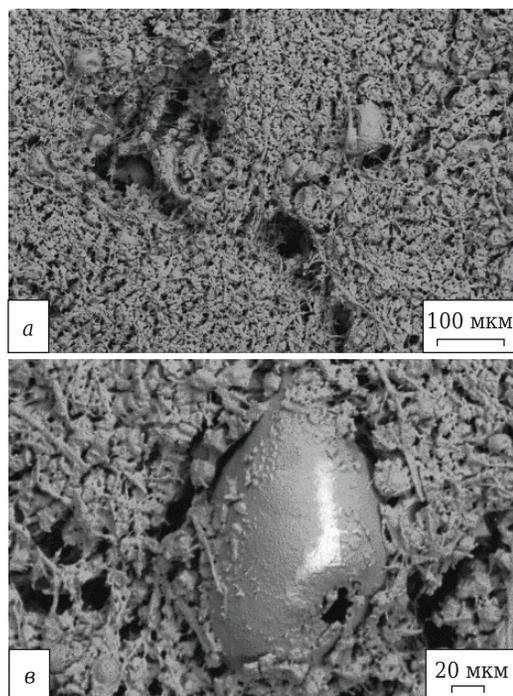


Рис. 5. Микроструктура образца теплозащитного ККМ на основе волокон ZrO_2 после экспозиции в фокусе БСП при 1550–1600 °С: а — фронтальная поверхность образца, термообработанная при 1550–1600 °С; б — граница поверхности образца (светлое, 1550–1600 °С) и скола (темное, 1400–1450 °С); в — включение на поверхности образца. СЭМ

По данным микроструктурных исследований, на поверхности образца наблюдаются спекание, деформация волокон и спекание волокон друг с другом. Следует отметить также общее уплотнение структуры материала; при этом на поверхности видно достаточно большое количество трещин (рис. 5, а). На рис. 5, б показана граница поверхности образца и скола. Внутри образца имеет рыхлую структуру, но в целом у него сохраняется волокнистая структура с большим количеством пор. Это указывает на достаточно большую разницу температур на поверхности и в объеме образца во время экспозиции. На рис. 5, в показано включение на поверхности образца, которое образовано, по-видимому, спеканием волокон и неволоконистых включений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При исследовании образцов на основе волокон ZrO_2 в концентрированном потоке солнечной энергии было установлено: максимальная тем-

пература на их поверхности достигала 1600 °С, что значительно ниже рабочей температуры эксплуатации материалов на основе ZrO_2 . Результаты экспериментов показали, что образцы теплозащитных материалов на основе волокон ZrO_2 при спекании вследствие перехода моноклинной модификации в тетрагональную и обратно подвергнутся усадке и деформации. Поэтому для устранения нежелательных процессов необходимо стабилизировать кристаллическую структуру теплозащитного материала.

Работа выполнена в рамках российской-узбекского гранта № MRU-FA-18/2017 «Исследование поведения керамического композиционного материала на основе тугоплавких оксидов, изменение его структуры и морфологии в условиях сильно неравновесного температурного и светового поля» при поддержке Министерства инновационного развития Республики Узбекистан и Российского фонда фундаментальных исследований.

Библиографический список

1. **Каблов, Е. Н.** Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / *Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии.* — 2015. — № 1 (34). — С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. **Граценков, Д. В.** О возможности использования кварцевого волокна в качестве связующего при получении легковесного теплозащитного материала на основе волокон Al_2O_3 / *Д. В. Граценков, Б. В. Щетанов, Е. В. Тинякова, Т. М. Щеглова // Авиационные материалы и технологии.* — 2011. — № 4. — С. 8–14. URL: <http://www.journal.viam.ru/index.php?mode=archive&year=2011&lang=rus>.
3. **Каблов, Е. Н.** Материалы для изделия «Буря» — инновационные решения формирования шестого технологического уклада / *Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии.* — 2013. — № S1. — С. 3–9. URL: <http://www.journal.viam.ru/index.php?mode=archive&year=2013&number=S1&lang=rus>.
4. **Ивахненко, Ю. А.** Высокотемпературные теплоизоляционные и теплозащитные материалы на основе волокон тугоплавких соединений / *Ю. А. Ивахненко, В. Г. Бабашов, А. М. Зимичев, Е. В. Тинякова // Авиационные материалы и технологии.* — 2012. — № S. — С. 380–386. URL: <http://www.journal.viam.ru/index.php?mode=archive&year=2012&lang=rus>.
5. **Каблов, Е. Н.** Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов / *Е. Н. Каблов, Б. В. Щетанов, Ю. А. Ивахненко, Ю. А. Балнова // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* — 2013. — № 2. — Ст. 05. URL: <http://viam-works.ru/ru/articles?year=2013&num=2>.
6. **Бабашов, В. Г.** Волокнистый градиентный керамический материал / *В. Г. Бабашов, Ю. А. Ивахненко, Н. М. Варрик, А. А. Луговой // Новости материаловедения.*

- Наука и техника. — 2017. — № 2. — С. 19–26. URL: <http://www.materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/248.pdf>.
7. **Pat. 3860529 US.** Stabilized Tetragonal Zirconia Fibers and Textiles ; опубли. 14.06.1975. URL: <https://patents.google.com/patent/US3860529A/en>.
 8. **Pat. 3861947 US.** Process for the Preparation of Zircon Coated Zirconia Fibers ; опубли. 21.01.1975. URL: <https://patents.google.com/patent/US3861947A/en?q=Patent+3861947+US>.
 9. **Pat. 3793041 US.** Refractory Fibers of Zirconia and Silica Mixtures; опубли. 19.02.1974. URL: <https://patents.google.com/patent/US3793041A/en?q=Patent+3793041+US>.
 10. **Pat. 4937212 US.** Zirconium Oxide Fibers and Process for Their Preparation ; опубли. 26.06.1990. URL: <https://patents.google.com/patent/US4937212A/en?q=Patent+4937212+US>.
 11. **Pat. 3996145 UK.** Fibrous Materials ; опубли. 07.12.1976. URL: <https://patents.google.com/patent/US3996145A/en?q=Patent+3996145+UK>.
 12. **Луговой, А. А.** Температуропроводность градиентного теплоизоляционного материала / *А. А. Луговой, В. Г. Бабашов, Ю. В. Карпов // Труды ВИАМ.* — 2014. — № 2. — Ст. 02. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-2-2-2.
 13. **Граценков, Д. В.** Исследование термохимического потока воздушной плазмы на высокотемпературный керамический композиционный материал / *Д. В. Граценков, С. А. Евдокимов, Б. Е. Жестков [и др.] // Авиационные материалы и технологии.* — 2017. — № 2 (47). — С. 31–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-31-40. ■

Получено 14.08.20

© С. Х. Сулейманов, В. Г. Бабашов, М. У. Джанклич, В. Г. Дыскин, М. И. Дасковский, С. Ю. Скрипачев, Н. А. Кулагина, Г. М. Арушанов, 2021 г.

Д. т. н. **Е. В. Ткач**¹ (✉), д. т. н. **К. А. Нурбатуров**² (✉)

¹ ФГБОУ ВО НИУ «Московский государственный строительный университет», Москва, Россия

² ТОО «ИННОБИЛД», Алматы, Республика Казахстан

УДК 666.762.1:628.4.038

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ ОГНЕУПОРОВ НА ОСНОВЕ ЗОЛЫ-УНОСА

Исследована возможность использования золы-уноса ТЭС для получения плавленного муллитового порошка с дальнейшим его применением в качестве наполнителя алюмосиликатных огнеупоров. Введение в состав сырьевой шихты в качестве связующего ортофосфорной кислоты позволило снизить температуру обжига шамотных огнеупоров на 150–200 °С, что является важным фактором в современной организации производства по энергосберегающей технологии. Полученные изделия согласно требованиям ГОСТ 390–2018 соответствуют шамотным изделиям марки ШВ и рекомендуются к использованию для футеровки тепловых агрегатов.

Ключевые слова: алюмосиликатные огнеупоры, псевдобинарная система анортит – муллит, кристаллизационная способность, энергосберегающая технология.

СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Одной из важнейших проблем, возникающих перед современными производствами, является обеспечение промышленности огнеупорными материалами как на основе традиционных сырьевых материалов, так и с привлечением ранее не используемого сырья [1–5]. Одним из путей повышения эффективности использования материальных ресурсов является широкое использование отходов энергетических предприятий. В обзоре литературы представлены результаты широких исследований диаграммы состояния $Al_2O_3-SiO_2$, однако до сих пор нет однозначной интерпретации поведения муллита вблизи температуры плавления и его химического состава. Отсутствуют систематические данные о процессе муллитообразования в поликомпонентном сырье, в частности в отходах алюмосиликатного состава. Исследовано поведение лишь отдельно каждого оксида, усиливающего или тормозящего муллитообразование в системе. Знание комплексного влияния примесей на процессы минералообразования позволит при соответствующей корректировке химического состава золы, а также при применении разных

технологических приемов управлять кристаллизацией муллита при синтезе огнеупорных материалов. Анализ литературных данных по синтезу алюмосиликатных огнеупоров показывает многообразие технологий и исходных сырьевых компонентов (каолиновые глины, каолины, бокситы, силлиманиты и др.). Следовательно, при синтезе огнеупорных материалов с заданными свойствами необходимо знание процессов, протекающих при их производстве и определяющих правильный выбор технологии обработки сырья [5–10].

Установлено, что при использовании способа литья огнеупорные изделия имеют высокие плотность и кристаллизационную способность, а также низкую пористость. Однако отливки при этом получают с зональной структурой, что отрицательно сказывается на их эксплуатационных характеристиках. В этой связи наиболее эффективной является переработка плавного муллита в порошок, который используется в качестве одного из компонентов шихты при получении муллитокорундовых огнеупоров полусухим прессованием. При этом муллит придает огнеупорам высокую термостойкость, так как обладает низким ТКЛР.

В зависимости от требований, предъявляемых к огнеупорным изделиям, особый интерес представляют вяжущие фосфатного твердения, поскольку структура фосфатов сходна со структурой силикатов [10–15]. Состав и количество фосфатного связующего существенно влияют на стойкость огнеупоров при высоких температурах, чему благоприятствуют повышенная



Е. В. Ткач
E-mail: ev_tkach@mail.ru

К. А. Нурбатуров
E-mail: kanashnurbaturov@mail.ru

огнеупорность образующихся фосфатов алюминия и железа, а также возможность расширения сырьевой базы.

СЫРЬЕВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве основных сырьевых материалов применяли золу-унос Ермаковской электростанции, получаемую при сжигании углей Экибастузского месторождения (Республика Казахстан), технический глинозем, аркалыкские бокситы и глину Верхне-Ашутского месторождения, каолин (вскрыша Илийского месторождения бурых углей), нормальный электрокорунд марки 15А и технический глинозем. При изучении кристаллизационной способности и свойств псевдобинарной системы анортит – муллит, а также влияния оксида железа на процессы муллитобразования в этой системе применяли реактивы Al_2O_3 , SiO_2 , CaO и Fe_2O_3 ; связующими служили сульфитно-спиртовая барда и ортофосфорная кислота. Химический состав сырьевых материалов приведен в табл. 1.

По минеральному составу зола представлена в основном стеклофазой (60–65 %), аморфизированными глинистыми агрегатами (30 %) и кристаллической фазой (10 %), состоящей из кварца, полевых шпатов, муллита, оксидов железа и корунда. Основными компонентами золы являются оксиды кремния и алюминия, что благоприятно сказывается на подборе составов при синтезе алюмосиликатных огнеупоров. Все компоненты шихты предварительно высушивали.

Плавленный муллит и образцы системы анортит – муллит получали в высокочастотной печи ВЧГ-60KW в интервале 1800–1950 °C в корундовых тиглях. После 2-ч выдержки при максимальной температуре расплав заливали в стальную форму и отжигали при 950–1100 °C. Для получения муллитового порошка электроплавленный материал дробили, а затем мололи в шаровой мельнице и пропускали через сито с размерами ячеек 1 и 0,05 мм. Для изготовления образцов муллитокорундовых огнеупоров дозированные по массе компоненты шихты перемешивали в фарфоровом барабане, смачивали шликером из ортофосфорной кислоты и каолиновой глины или раствором сульфидно-спиртовой барды. Полученную смесь прессовали под давлением

80–100 МПа, сушили 24 ч при 20–25 °C, обжигали в высокочастотной печи при 1550–1600 °C в течение 8 ч и охлаждали в печи по мере ее остывания. Обжиг глины на шамот проводили в лабораторной печи с карбидкремниевыми нагревателями при 1350–1400 °C в течение 8 ч, после чего продукт рассевали на фракции через сито с размерами ячеек 3, 2 и 0,5 мм. Для получения образцов шамотных огнеупоров шихту смачивали глино-фосфатным шликером и прессовали в стальной пресс-форме под давлением 30–40 МПа с последующим обжигом в печи с силитовыми нагревателями при 1150 °C.

Физико-химические и механические свойства образцов определяли по стандартным методикам, фазовый состав — на дифрактометре ДРОН-ИМ1. Для структурных исследований применяли электронный растровый микроскоп-микроанализатор FEI Quanta 200 SEM. Для определения состояния железа при изоморфных замещениях в исходной и термообработанной золе использовали метод ядерного гамма-резонанса (эффект Мессбауэра); измерения проводили на ядерно-гамма-резонансном спектрометре LP-4000. Электронно-зондовый микроанализ элементов выполняли на приборе Superprob JCMA-733, качественный анализ — с помощью энергодисперсионного спектрометра Link-860.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Проведено комплексное исследование процессов, происходящих в золе в интервале 1100–1900 °C, которое обусловлено температурными пределами технологии получения высокоглиноземистых материалов. В процессе термообработки золы до 1500 °C матрица стекла имеет смешанную основу, в том числе анортитовую и кремнеземистую ($N_{cp} = 1,525$, $N_{cp} = 1,572$). Непосредственно в стекле видна кристаллизация анизотропных частиц муллита и изотропных прозрачных кристаллов α -кristобалита ($N_{cp} = 1,473$). При 1700 °C в общей аморфной неполяризуемой массе выделяются участки, состоящие из рекристаллизованного муллита. Переход золы в расплавленное состояние происходит при 1750 °C. Образец состоит из прозрачного стекла с $N_{cp} = 1,51161$. Муллит наблюдается в виде радиально-лучистых и перистых скоплений

Таблица 1. Химический состав сырьевых материалов, мас. %

Сырьевые материалы	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Fe ₂ O ₃	SO ₃	K ₂ O ₄	TiO ₂	P ₂ O ₅	$\Delta m_{прк}$
Зола-унос	58,28	26,5	2,1	0,56	7,12	1,05	0,05	2,21	0,61	0,49
Каолин	45,16	31,38	1,51	0,58	7,12	0,37	0,05	–	–	13,83
Глина	59,20	28,30	0,71	1,30	0,90	0,87	2,40	–	–	7,00
Электрокорунд	0,25	99,10	–	–	–	–	0,65	–	–	–
Технический глинозем	0,41	97,9	0,35	–	0,5	–	–	–	–	1,29
Боксит	8,04	48,09	1,42	0,58	18,08	–	0,26	–	–	23,08

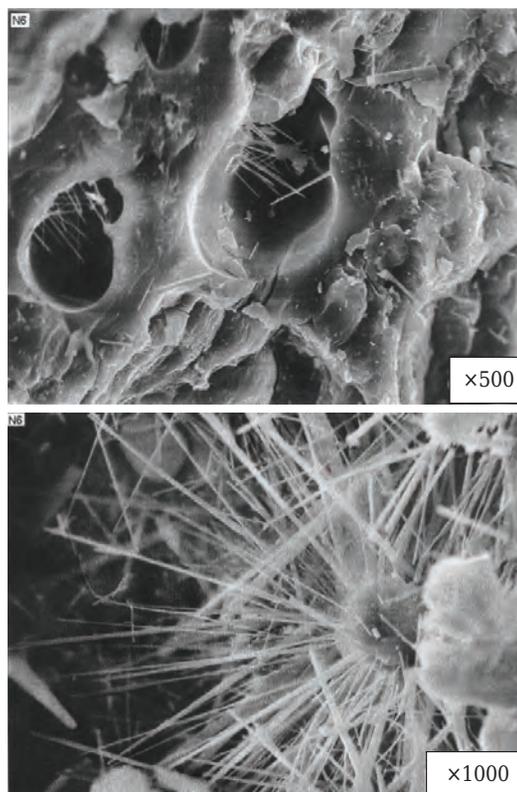
игл ($N_g = 1,630$, $N_p = 1,630$). Присутствуют зерна α -кristобалита, количество которого значительно уменьшается с повышением температуры. При 1850–1900 °C муллит кристаллизуется в виде игольчатых агрегатов (см. рисунок). Следовательно, температура термообработки влияет на характер формирования кристаллов муллита. Игольчатые формы возникают только при высоких температурах и в присутствии жидкой фазы.

Мессбауэровский спектр исходной золы представляет собой суперпозицию нескольких простых спектров, в одном из которых имеется магнитное расщепление (Fe в составе оксидов), в другом — квадрупольное расщепление (Fe в составе силикатов). По результатам обработки спектров, 60 % атомов железа в исходной золе представлены оксидами, 40 % входят в состав стеклофазы. С ростом температуры отмечены повышенное содержание гематита и снижение количества магнетита до его полного исчезновения при 800 °C. В интервале 1300–1500 °C экспериментальный спектр показал исчезновение линий гематита, при этом ионы Fe^{2+} присутствуют в двух координациях (главным образом в тетраэдрической), а ионы Fe^{3+} только в тетраэдрической (табл. 2).

Спектр образца золы, термообработанного при 1500 °C в восстановительных условиях, содержит линии, соответствующие смеси α - Fe_2O_3 , карбиду и силициду железа. После полного расплавления золы в интервале 1750–1900 °C содержание соединений железа в расплаве уменьшается в результате коагуляции железистых образований в корольки и оседания их в нижнюю зону расплава. Мессбауэровские спектры образца золы, термообработанного при 1800–1900 °C, позволяют выделить дублет с параметрами, отвечающими по чистоте силициду и карбиду железа. Остальная часть железа входит в состав стеклофазы. Существенное уменьшение площади спектров этой серии образцов при повышении температуры указывает на снижение количества резонансных ядер железа. Содержание железа в верхней зоне расплава снижается от 5,1 до 1,17 %.

Таким образом, результаты исследований показали перспективность использования золы в качестве исходного сырья для получения материалов с муллитовой основой. Однако их синтез невозможен без использования глиноземсодержащих компонентов, которые обеспечат образование более мономинерального состава. С учетом вероятности использования многокальциевого и многожелезистого сырья возникает необходимость исследования псевдобинарных систем анортит – муллит и анортит – муллит – Fe_2O_3 .

Далее в работе исследовали фазовые превращения стеклокристаллических материалов в



Кристаллизация муллита в виде игольчатых агрегатов при 1850–1900 °C

Таблица 2. Численные значения мессбауэровских спектров и координационное распределение ионов железа при разной температуре обработки

Ион железа	σ , мм/с	E , мм/с	Координационное число	Площадь спектра, мм ²
При 1300 °C				
Fe^{2+}	0,579	1,028	4	80,7
Fe_2^{3+}	1,504	2,189	6	7,13
Fe_2^{3+}	1,158	1,965	4	12,80
При 1400 °C				
Fe^{2+}	0,583	1,022	4	61,55
Fe_2^{3+}	1,158	1,065	4	22,73
Fe_2^{3+}	1,504	2,189	6	15,72
При 1500 °C				
Fe^{2+}	0,583	1,022	4	33,78
Fe_2^{3+}	1,504	1,189	6	25,16
Fe_2^{3+}	1,158	1,965	4	41,06

псевдобинарной системе анортит – муллит. Свойства стеклокристаллических материалов определяются фазовым составом, их количеством, соотношением и характером кристаллизации. При исследовании зависимости технологических, физико-химических свойств и кристаллизационной способности образцов псевдобинарной системы анортит – муллит от фазового состава, а также определения областей сосуществования этих фаз для получения материалов с заданными свойствами за основу взяты стехиометрические отношения оксидов, характерные для анортита $CaAl_2Si_2O_8$, муллита $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, составы кото-

рых с их разными соотношениями приведены в табл. 3. Выбор составов и температуры их плавления осуществляли по диаграмме состояния системы CaO–Al₂O₃–SiO₂. Соблюдение единых условий получения образцов системы достигалось повышением температуры их плавления на 100 °С выше ликвидусной.

Следует отметить, что в образцах начиная с состава 4 (см. табл. 3) наблюдается самопроизвольная кристаллизация муллита уже при выработке расплава. Образцы составов 1–3 представлены анортитовым стеклом с $N_{cp} = 1,571$. В образце состава 3 наблюдается слабая кристаллизация муллита, что связано, видимо, с разрушающим действием оксида кальция в количестве 12 % и более на кристаллическую решетку. По результатам рентгенографических и петрографических исследований установлено, что после дополнительной термообработки в течение 1 ч при 1100 °С образцы составов 1–3 состояли из триклинного анортита с $N_g = 1,590$, $N_m = 1,580$, который кристаллизуется в форме короткостолбчатых кристаллов и зерен неправильной формы. Были исследованы также составы псевдобинарной системы анортит – муллит с добавкой 3 % оксида железа.

Установлено, что в системе анортит – муллит – Fe₂O₃ слабая кристаллизация муллита происходит уже в образце состава 2. Следовательно, оксид железа в количестве до 3 % катализирует муллитообразование в системе, хотя оксиды кальция одновременно подавляют его. Структурные исследования, проведенные методом микрозондов, подтверждают результаты кристаллооптического анализа. В режиме рентгеновского излучения прослеживается распределение железа в объеме полученных образцов. Основная его часть находится в промежуточном стекле, остальная — в решетке кристаллического муллита. По мере приближения к составу, соответствующему стехиометрии муллита, меняется характер минералообразования. Беспорядочно расположенные кристаллы этой фазы приобретают одинаковую направленность и укрупняются в объеме образца. Игольчатый муллит превращается в длиннопризматический и переходит в

агрегатные скопления, расположенные почти параллельно друг другу, что ухудшит физико-механические свойства изделий на его основе. Выявлен оптимальный состав шихты, содержащей около 70 % муллита и 30 % анортита. Плотность, количество нерастворимого остатка, химическая стойкость к H₂SO₄ увеличиваются от анортита к муллиту, что вполне закономерно. Результаты проведенных исследований имеют теоретическое и практическое значение при изготовлении материалов на основе чистых оксидов, а также с использованием отходов промышленных производств, и позволяют прогнозировать свойства получаемых изделий.

Следующий этап исследований — разработка технологии получения алюмосиликатных изделий трех видов: блоков из плавленого муллита с последующей переработкой их в порошок, муллитокорундовых и шамотных огнеупоров. Для синтеза муллитокорундовых огнеупоров изучали две серии образцов. В первой серии в качестве наполнителя использовали порошок корунда и муллита, полученный плавлением золы и технического глинозема (зола 60 %, Al₂O₃ 40 %), во второй серии основными компонентами шихты являлись зола, электрокорунд и технический глинозем. Выявлено, что при содержании в шихте менее 25 % тонкомолотого муллита снижается плотность огнеупоров, а при его содержании более 40 % увеличивается усадка. Свободный кремнезем, содержащийся в порошке плавленого муллита и в золе, взаимодействует в процессе обжига с техническим глиноземом с образованием вторичного муллита, в результате чего внутреннее пространство между зёрнами корунда заполняется плотносспекшимися кристаллами. Это приводит к дополнительному уплотнению изделий. Свободный кремнезем взаимодействует также с граничными участками зерен корунда, что положительно влияет на конечные свойства огнеупоров: повышаются их прочность и термостойкость, так как муллит обладает более низким ТКЛР, чем электрокорунд. Оптимальными являются два состава шихты: состав 1 — муллит фракции 0,5–1,0 мм 30 %,

Таблица 3. Составы шихт в системе анортит–муллит

Номер состава	Состав шихты, мас. %	Содержание в шихте, мас. %			T _{пл} , °С	T _{кпл} , °С
		CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂		
1	Анортит 100	20,15	36,65	43,20	1550	1650
2	Анортит/муллит 90/10	18,13	40,17	41,70	1580	1680
3	Анортит/муллит 80/20	16,12	43,68	40,20	1620	1720
4	Анортит/муллит 70/30	14,1	47,20	38,70	1650	1750
5	Анортит/муллит 60/40	12,09	50,71	37,20	1690	1790
6	Анортит/муллит 50/50	10,7	54,23	35,70	1730	1850
7	Анортит/муллит 40/60	8,05	57,74	34,20	1750	1850
8	Анортит/муллит 30/70	6,05	61,25	32,70	1760	1860
9	Анортит/муллит 20/80	4,03	64,77	31,20	1830	1900
10	Анортит/муллит 10/90	2,01	68,29	29,70	1850	1900
11	Муллит 100	–	71,80	28,20	1850	1900

мельче 0,5 мм 30 %, глинозем 15 %, электрокорунд (2–1 мм) 25 %, состав 2 — зола 40 %, электрокорунд 40 %, глинозем 20 %. Муллитокорундовые огнеупоры обоих составов имеют следующие характеристики: открытая пористость 17 % термостойкость 25 водяных теплосмен от 1300 °С, предел прочности при сжатии 120 МПа, огнеупорность 1850 °С (состав 1) и 1800 °С (состав 2).

При изготовлении шамотных огнеупоров в шихту вводили каолиновую глину (пластификатор) и шамот (наполнитель). Наилучшие результаты показал следующий фракционный состав зерен шамота, %: фракции 3–2 мм 30–40, 2–1 мм 40–50, мельче 1 мм 10–20. Кусковой шамот спекали до водопоглощения 4,0 %, так как массы с плохо спеченным шамотом проявляют большую склонность к расслаиванию в связи с повышенным упругим расширением пористого шамота. Высококачественный шамот увеличивает огнеупорность образцов. Оптимальным является следующий состав шихты шамотных огнеупоров: зола 35 %, шамот 50 %, глина 15 %. В разрезе полученные огнеупоры имеют равномерные цвет и структуру; остатков несгоревшего топлива, вводимого с золой, не обнаруживается. Температура обжига 1150 °С является нетрадиционной. Ее снижение на 150–200 °С (по сравнению с температурой обжига огнеупоров на основе глино-шамотной шихты) происходит за счет введения в качестве связующего ортофосфорной кислоты, а также присутствующих в золе кокса и полукокса как дополнительных топливных компонентов. Это является важным фактором в современной организации производства по энергосберегающей технологии.

Установлено, что сырец с добавкой H_3PO_4 при нагревании немного вспучивается и покрывается трещинами. Применение глинофосфатных связок (шликера) позволит исключить вспучивание, так как при взаимодействии глины с кислотой происходит ее дегидратация, в результате чего гидроксильные ионы OH^- глины замещаются ионами PO_4^{3-} . Образцы состоят преимущественно из муллита, фосфокристаллита и кварца и обладают следующими свойствами: термостойкость 10 водяных теплосмен от 1300 °С, плотность 2150 кг/м³, водопоглощение 8,0 %, дополнительная усадка при 1250 °С 0,3 %. Образцы шамотных огнеупоров согласно требованиям ГОСТ 390–2018 «Изделия огнеупорные шамотные и полукислые общего назначения. Технические условия» соответствуют марке ШВ и рекомендуются к использованию для футеровки тепловых агрегатов. Таким образом, в результате проведенных исследований выявлена принципиальная возможность получения муллитокорундовых огнеупоров, а также получен шамотный огнеупор с использованием отходов энергетических предприятий по энергосберегающей технологии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработаны химико-технологические основы получения муллитокорундовых огнеупоров с использованием золы Экибастузского месторождения по ресурсоэнергосберегающей технологии.

2. Комплексно исследованы процессы минералообразования, происходящие в золе в интервале 1100–1900 °С. Установлено присутствие муллита, α -кристобалита и рентгеноаморфной фазы, причем количество муллита с повышением температуры возрастает и достигает максимума при 1850 °С, а количество α -кристобалита и стеклофазы резко уменьшается.

3. Исследованы фазовые превращения соединений железа в золе, термообработанной в интервале 20–1900 °С, методом спектроскопии. Выявлено, что в интервале 20–1200 °С железо присутствует в форме оксидов, а также входит в состав стекла в ионной форме, а в интервале 1200–1500 °С практически вся железосоставляющая золы находится в стеклофазе, в которой соотношение Fe^{2+} и Fe^{3+} меняется. Выше 1500 °С образуются оксиды, силициды и карбиды железа, которые возникают в виде капель корольков и оседают на дно варочной зоны печи, очищая тем самым расплав от примесей железа, содержание которого в верхней зоне расплава снижается от 5,1 до 1,17 %.

4. Исследованы фазовые превращения, кристаллизационная способность и характер минералообразования в псевдобинарных системах анортит – муллит или анортит – муллит – Fe_2O_3 . Установлено, что оксид железа в количестве до 3 % катализирует процессы муллитобразования, в то время как оксид кальция (при его содержании в системе от 12 % и более) полностью или частично подавляет кристаллизацию муллита. Максимальная кристаллизация муллита в стехиометрическом составе 94–95 %. Определены физико-механические и химические свойства образцов системы для определения области оптимального соотношения фаз, позволяющего получить материалы с заданными свойствами. Выявлено, что лучшие физико-механические свойства имеют составы шихты с содержанием муллита 70 % и анортита 30 %.

Библиографический список

1. **Sokov, V. N.** Clinkerless complex binder out of refractory wastes and products on its base / V. N. Sokov, V. V. Sokov // *Refract. Ind. Ceram.* — 2016. — № 6. — P. 28–30. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2016-6-28-30>.
2. **Соков, В. Н.** Бесклинкерное комплексное вяжущее из отходов огнеупоров и изделия на его основе / В. Н. Соков, В. В. Соков // *Новые огнеупоры.* — 2016. — № 6. — С. 28–30. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2016-6-28-30>.
3. **Sokov, V. N.** Non-fire clay heat insulation from self-sealing masses based on burnable additives of plant

origin. Part 1. The choice of burnable additives of plant origin for self-consolidation of masses in a hydraulically closed volume / V. N. Sokov // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — № 7. — P. 51–54. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2019-7-51-54>.

Соков, В. Н. Бесшамотная теплоизоляция из самоуплотняющихся масс на основе выгорающей добавки растительного происхождения. Часть 1. Выбор выгорающей добавки растительного происхождения для самоуплотнения масс в гидравлически закрытом объеме / В. Н. Соков // Новые огнеупоры. — 2019. — № 7. — С. 51–54. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2019-7-51-54>.

3. **Кащеев, И. Д.** Химическая технология огнеупоров / И. Д. Кащеев, К. К. Стрелов, П. С. Мамыкин. — М. : Интернет Инжиниринг, 2007. — 752 с.

4. **Бирюкова, А. А.** Пористая керамика алюмосиликатного состава на основе корунда / А. А. Бирюкова, Т. А. Тихонова, А. В. Паничкин [и др.] // Комплексное использование минерального сырья. — 2013. — № 4. — С. 87–99.

5. **Vakalova, T. V.** A new raw material for aluminosilicate ceramics for refractory and engineering use / T. V. Vakalova, V. M. Pogrebenkov, O. A. Chernousova // Refract. Ind. Ceram. — 2002. — № 7. — С. 54–58. <https://doi.org/10.1023/A:1021031818417>.

Вакалова, Т. В. Новый сырьевой материал для алюмосиликатной керамики огнеупорного и технического назначения / Т. В. Вакалова, В. М. Погребенков, О. А. Черноусова // Огнеупоры и техническая керамика. — 2002. — № 7. — С. 54–58. <https://doi.org/10.1023/A:1021031818417>.

6. **Хоменко, Е. С.** Современная технология получения шамота высоких марок на основе качественного каолинового сырья / Е. С. Хоменко, О. А. Миршавка, В. В. Коледа, Р. Ю. Чернышева // Огнеупоры и техническая керамика. — 2013. — № 9. — С. 20–24.

7. **Wang, B.** Influence of impregnation by magnesium sulfate solution on properties of magnesia-chrome bricks / B. Wang, R. Yu, S. Shi // Naihao Cailiao / Refractories. — 2008. — Vol. 42, № 4. — P. 279–281.

8. **Плетнев, П. М.** Экспериментальные составы корундомуллитовых огнеупоров на основе отечественного сырья / П. М. Плетнев, Д. С. Тюлькин // Огнеупоры и техническая керамика. — 2013. — № 3. — С. 10–14.

9. **Yong-Yue, D.** Influence of chrome-bearing sols vacuum impregnation on the properties of magnesia-chrome refractory / D. Yong-Yue, W. Hou-Zhi, Z. Hui-Zhong // Ceram. Int. — 2008. — Vol. 34, № 3. — P. 573–580.

10. **Викулин, В. В.** Корундомуллитовый материал для огнеприпаса и плавильных тиглей / В. В. Викулин, М. Ю. Русин, Т. М. Храновская // Огнеупоры и техническая керамика. — 2008. — № 6. — С. 40–43.

11. **Kuzin, V. V.** Roughness of high hardness ceramic correlation of diamond grinding regimes with Al₂O₃-ceramic surface condition / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov // Refract. Ind. Ceram. — 2016. — Vol. 57, № 4. — P. 388–393. <https://doi.org/10.1007/s11148-016-9990-x>.

Кузин, В. В. Взаимосвязь режимов алмазно-го шлифования с состоянием поверхности Al₂O₃-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров // Новые огнеупоры. — 2016. — № 7. — С. 65–70. <https://doi.org/10.1007/s11148-016-9990-x>.

12. **Хлыстов, А. И.** Повышение стойкости и долговечности алюмосиликатных огнеупоров в углеродсодержащей среде / А. И. Хлыстов, С. В. Соколова, Д. В. Марков // Огнеупоры и техническая керамика. — 2005. — № 11. — С. 47.

13. **Lijie, Li.** Computer simulation of surface cracks behavior in anhydrous chemical conversion coatings on magnesium alloy / Li Lijie, Fang Yongchao, Cai Zhaobing [et al.] // Rare Metal Materials and Engineering. — 2018. — Vol. 47, № 2. — P. 431–435. [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(18\)30083-3](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(18)30083-3).

14. **Мигаль, В. П.** Муллитовые изделия для лещади доменных печей / В. П. Мигаль, А. П. Маргишвили, В. В. Скурихин [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2010. — № 3. — С. 39–46.

15. **Azarov, S. M.** Multilayer porous aluminosilicate ceramic / S. M. Azarov, T. A. Azarova, A. I. Ratko [et al.] // Glass and Ceramics. — 2009. — № 3. — С. 23–25. <https://doi.org/10.1007/s10717-008-9022-5>.

Азаров, С. М. Многослойная пористая алюмосиликатная керамика / С. М. Азаров, Т. А. Азарова, А. И. Ратько [и др.] // Стекло и керамика. — 2009. — № 3. — С. 23–25. <https://doi.org/10.1007/s10717-008-9022-5>. ■

Получено 01.07.20

© Е. В. Ткач, К. А. Нурбатуров, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Ceramitec 2021
Technologies · Innovations · Materials

Hot spot for the ceramics industry

■ 16–19 ноября 2021 г.
■ г. Мюнхен, Германия

www.ceramitec.com

Д. т. н. **И. Н. Кравченко**^{1,2} (✉), к. т. н. **С. В. Карцев**², д. т. н. **Ю. А. Кузнецов**³,
д. т. н. **С. А. Величко**⁴

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

⁴ ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский Мордовский государственный университет имени Н. П. Огарёва», г. Саранск, Россия

УДК 621.793.74:539.234]:62-9

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ И РЕЖИМОВ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ И ПЛАЗМЕННОГО ОПЛАВЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ

Представлены результаты оптимизации параметров и режимов плазменного напыления (сила тока дуги плазмотрона 170–175 А, напряжение 165–170 В, расход газа 2,5–2,7 м³/ч, расход напыляемого материала 10 г/с, дистанция напыления 140–160 мм) и последующего плазменного оплавления (сила тока дуги плазмотрона 190–200 А, напряжение 165–170 В, расход газа 2,5–2,7 м³/ч, расстояние от плазмотрона до детали 40–60 мм, толщина оплавляемого покрытия до 2 мм), влияющих на формирование качественных покрытий с заданными свойствами.

Ключевые слова: плазменное напыление, оплавление покрытий, оптимизация режимов, плазмобразующий газ, плазмотрон.

ВВЕДЕНИЕ

Плазменные методы нанесения защитных и износостойких покрытий относятся к числу наиболее активно развиваемых и промышленно освоенных способов [1–7]. Однако широкое их применение сдерживается не только относительно высокой стоимостью, но и недостаточной работоспособностью. Это связано прежде всего с более низкими физико-механическими показателями материала покрытия по сравнению с композитным материалом и низкой прочностью сцепления, которая для металлических покрытий составляет 10–50 МПа [8–10], что на порядок ниже прочности металлов.

В настоящее время применяемые в промышленности технологии плазменного напыления не всегда могут обеспечить получение качественных покрытий [11–14], удовлетворяющих данным требованиям. Решение этой проблемы может иметь следующие направления:

- оптимизация режимов плазменного напыления и последующего оплавления, способствующих повышению работоспособности покрытий в рабочих условиях;

- разработка способа подготовки напыляемой поверхности, обеспечивающего нанесение покрытий заданной толщины;

- нанесение многослойных покрытий повышенной прочности, удовлетворяющих заданному комплексу требований.

Исходя из этого, можно сделать вывод о необходимости проведения дальнейших комплексных исследований, направленных на развитие этих направлений, для достижения поставленной цели — повышение качества покрытий, получаемых методом плазменного напыления и их последующего плазменного оплавления [15, 16].

ОБЪЕКТ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Поскольку оплавление является окончательной операцией технологического процесса, то его выполнение возможно только после получения качественных покрытий. Поэтому в первую очередь устанавливали закономерности влияния отдельных параметров на режимы плазменного напыления и подбирали оптимальные значения этих параметров [17, 18]. При этом методика исследований включала оценку:



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

- зависимости скорости напыления от расхода плазмообразующего газа (смесь сжатого воздуха с горячими углеводородами);
- зависимости диаметра пятна нагрева от расстояния между плазмотроном и деталью;
- зависимости скорости напыления от толщины напыляемого покрытия;
- зависимостей производительности и удельного расхода порошка от толщины напыляемого покрытия.

Экспериментальные исследования диаметра пятна напыления от расстояния между плазмотроном и деталью проводили при постоянных значениях следующих параметров: сила тока дуги плазмотрона 170–180 А, напряжение 170 В, расход газа 2,7 м³/ч, расход порошка 0,85 г/с, длительность напыления 30 с, толщина пластины 10 мм. Оценку продолжительности плазменного оплавления в зависимости от расстояния между плазмотроном и деталью, а также скорости оплавления в зависимости от силы тока и толщины оплаваемого покрытия выполняли при постоянных параметрах: сила тока дуги плазмотрона 190–200 А, напряжение дуги плазмотрона 170 В, расход плазмообразующего газа 2,7 м³/ч, толщина пластины 10 мм, толщина напыленных покрытий 1,0, 1,5 и 2,0 мм.

При напылении производительность определяли как площадь напыления в единицу времени [1, 19]. При известной скорости плазменного напыления V и ширине напыленного покрытия b (диаметр пятна напыления) производительность процесса напыления W выражается формулой

$$W = Vb. \quad (1)$$

Удельный расход порошка G , необходимый для плазменного напыления, определяли как отношение расхода порошка Q_n к производительности процесса напыления W по формуле

$$G = Q_n / W. \quad (2)$$

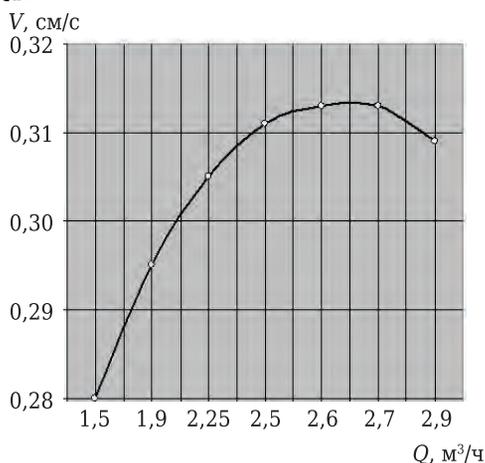


Рис. 1. Зависимость скорости V напыления от расхода Q плазмообразующего газа. Параметры напыления: сила тока 170 А; напряжение 170 В; толщина напыляемого покрытия 1–1,2 мм; расстояние между плазмотроном и деталью 150 мм

ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ НАПЫЛЕНИЯ ОТ РАСХОДА ПЛАЗМООБРАЗУЮЩЕГО ГАЗА

Отличительной особенностью применяемой для лабораторных исследований мобильной многофункциональной плазменной установки является численное равенство силы тока (170–180 А) и напряжения (170 В); использование воздуха как плазмообразующего газа значительно повышает напряжение и энтальпию плазменной струи. Поэтому исследование данной зависимости заключалось в определении оптимального расхода воздуха.

В процессе опыта расход воздуха изменяли от 1,6 до 3 м³/ч через каждые 0,5 м³/ч и фиксировали приборами (манометр, ротаметр), установленными на пульте управления. Экспериментальные данные показали, что с увеличением расхода сжатого воздуха скорость плазменного напыления возрастает до определенного значения (рис. 1), а затем постепенно снижается. Такой характер кривой объясняется тем, что при возрастании расхода газа в дуговом разряде сопла увеличиваются число заряженных частиц и степень ионизации воздуха, что способствует повышению температуры и энтальпии плазменной струи. Дальнейшее возрастание расхода газа ведет к тому, что количество газовых молекул, поступающих в сопло плазмотрона, начинает значительно превышать число частиц, способных ионизироваться в дуговом разряде при данной мощности плазменной струи.

Увеличение содержания холодного газа ведет к снижению температуры и, как следствие, к уменьшению скорости напыления. Из рис. 1 видно, что наиболее высокой скорости плазменного напыления соответствует расход воздуха от 2,5 до 2,75 м³/ч. Полученную норму расхода воздуха можно считать оптимальной.

ЗАВИСИМОСТЬ ДИАМЕТРА ПЯТНА НАПЫЛЕНИЯ ОТ РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ ПЛАЗМОТРОНОМ И ДЕТАЛЬЮ

Плазменное напыление осуществляли на заранее подготовленную поверхность с подогревом до 200 °С термоабразивным инструментом [19, 20]. Контроль процесса осуществляли термомпарами, спаянными с одного конца и уплотненными в просверленных отверстиях с противоположной стороны напыляемой поверхности. Другие два провода соединены с гальванометром; по шкале с делениями в градусах определяли температуру. Опыты проводили при изменении расстояния от 50 до 200 мм через каждые 20 мм.

Установлено (рис. 2), что при изменении расстояния от 50 до 140 мм формируются покрытия низкого качества из-за значительного силового воздействия плазменной струи и перегрева напыляемой поверхности; наблюдаются свертывание покрытий, а также трещины и отслаивание.

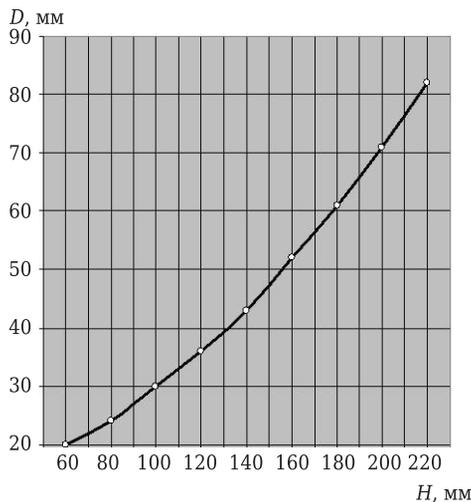


Рис. 2. Зависимость диаметра D пятна напыления от расстояния H между плазмотроном и деталью. Параметры напыления: сила тока дуги плазмотрона 170 А; напряжение дуги плазмотрона 170 В; расход плазмообразующего газа 1,7 м³/ч; длительность напыления 60 с; расход порошка 0,85 г/с

Наиболее качественные покрытия получают при расстоянии 140–160 мм. Этот интервал и соответствующий ему диаметр пятна напыления (45–50 мм) можно считать рациональными. При этом за заданное время (30 с) наносится покрытие толщиной 0,8–1,0 мм.

При дальнейшем увеличении расстояния до 200 мм качество покрытий не ухудшается, но процесс плазменного напыления становится экономически нецелесообразным: толщина покрытия за это время уменьшается до 0,4–0,6 мм, потери порошка увеличиваются. Это объясняется уменьшением теплового воздействия частиц порошка, часть которых с увеличением расстояния достигает напыляемой поверхности не в оплавленном состоянии, а в холодном.

ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ НАПЫЛЕНИЯ ОТ ТОЛЩИНЫ НАНОСИМОГО ПОКРЫТИЯ

Экспериментальные исследования выполняли после опытного определения рациональных параметров напыления (рис. 3). При плазменном напылении применяли порошковую смесь следующего состава [21]: сплав на основе никеля марки ПР-70Х17С4Р4 (27 %) и сплав на основе железа марки ПГ-ФБХ-6-2 (73 %). Толщину напыленного покрытия измеряли с помощью шаблона и проверяли микрометром, продолжительность процесса — секундомером.

Результаты исследований показали, что для стабильного процесса напыления покрытия заданной толщины и требуемого состава наиболее рационально наносить при постоянном расходе порошковой смеси, а необходимым толщину покрытия регулировать изменением скорости напыления. Из рис. 3 видно, что с

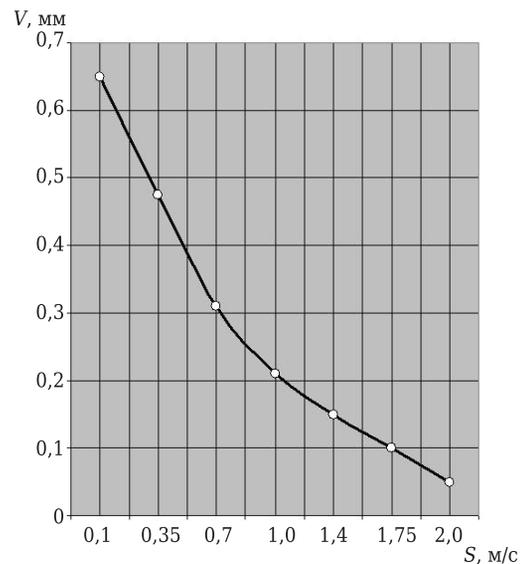


Рис. 3. Зависимость скорости V напыления от толщины S напыляемого покрытия. Параметры напыления: сила тока дуги плазмотрона 170 А; напряжение дуги плазмотрона 170 В; расход плазмообразующего газа 2,7 м³/ч; толщина пластины 10 мм; расстояние между плазмотроном и деталью 150 мм; расход порошковой смеси 0,85–1,0 г/с; размеры напыляемой пластины 10×50×100 мм

увеличением толщины покрытия скорость напыления снижается. Это объясняется последовательностью и техникой напыления, которая заключается в подогреве напыляемого участка поверхности, последовательном повторновозвратном движении плазмотрона и напылении отдельных слоев толщиной 0,08–1,1 мм за один проход. При возрастании толщины каждый последующий слой укладывается на достаточно прогретый предыдущий слой и требует меньших затрат энергии.

ЗАВИСИМОСТИ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ И УДЕЛЬНОГО РАСХОДА ПОРОШКА ОТ ТОЛЩИНЫ НАПЫЛЯЕМОГО ПОКРЫТИЯ

При объединении формул (1) и (2) получена номограмма (рис. 4), с помощью которой можно определить по заданной толщине покрытия производительность плазменного напыления и необходимый расход порошка при выбранной постоянной мощности дуги, подводимой к плазмотрону. Так, при плазменном напылении покрытия толщиной 1,5 мм производительность составляет 0,7 см²/с, а расход порошка при этой производительности 1,2 г/см² (правило пользования номограммой показано пунктирными линиями). Предложенная номограмма характеризует технико-экономические показатели процесса, по ней можно планировать расход порошка и продолжительность плазменного напыления требуемой поверхности на заданную толщину.

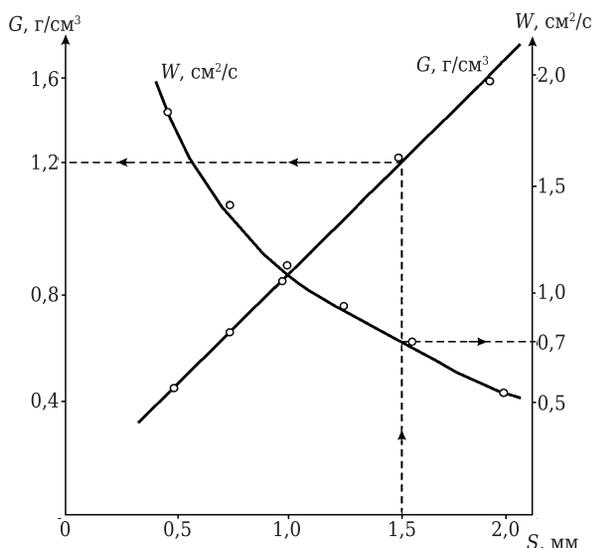


Рис. 4. Зависимость производительности W и удельного расхода G порошка от толщины S напыляемого покрытия

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ПЛАЗМЕННОГО ОПЛАВЛЕНИЯ ОТ РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ ПЛАЗМОТРОНОМ И ДЕТАЛЬЮ

Расстояние между плазмотроном и деталью фиксировали металлической линейкой, установленной параллельно плазмотрону, продолжительность напыления — секундомером.

Из рис. 5 видно, что с увеличением расстояния от плазмотрона до детали продолжительность плазменного оплавления возрастает. При приближении плазмотрона к детали менее чем на 40 мм оплавление нарушается из-за высокой

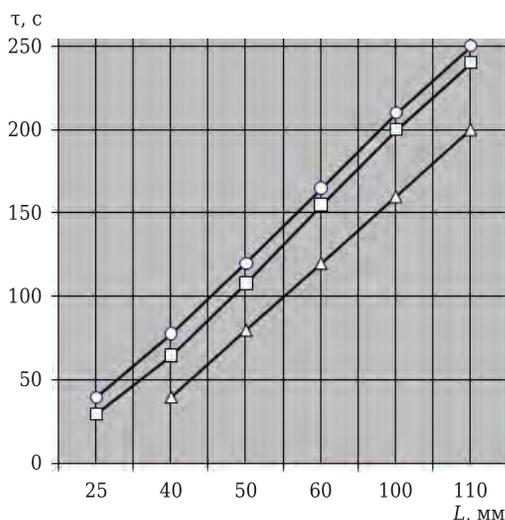


Рис. 5. Зависимость продолжительности τ оплавления от расстояния L между плазмотроном и деталью: \circ , \square , Δ — толщина напыленного покрытия 2,0, 1,5 и 1,0 мм соответственно. Параметры напыления: напряжение дуги плазмотрона 170 В; расход плазмообразующего газа 2,7 м³/ч; расстояние от плазмотрона до детали 50 мм; толщина пластины 10 мм

концентрации энергии и температуры плазменной струи.

При недостаточном прогреве детали происходит быстрый перегрев покрытия. Кроме того, причинами нарушения покрытия, подлежащего оплавлению, могут быть высокая скорость истечения плазменной струи и значительное давление на напыленную поверхность. С точки зрения качества оплавления и производительности процесса расстояние от 40 до 60 мм можно считать рациональным.

При расстоянии от 60 до 80 мм качество оплавленных покрытий не ухудшается, но возрастает продолжительность оплавления. Чем дальше удаляется от плазмотрона плазменная струя, тем с меньшей силой она подвергается сжимающему воздействию со стороны сопла плазмотрона и проходящего через него газа. При этом плазменная струя расширяется до свободных размеров, плотность и сопротивление падают и, как следствие, снижается температура, уменьшается подвод теплоты, возрастает продолжительность оплавления.

ЗАВИСИМОСТИ СКОРОСТИ И ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ОПЛАВЛЕНИЯ ОТ СИЛЫ ТОКА И ТОЛЩИНЫ ОПЛАВЛЯЕМОГО ПОКРЫТИЯ

Анализ результатов проведенных исследований показал, что скорость оплавления с увеличением силы тока возрастает (рис. 6) и снижается с увеличением толщины оплавляемого покрытия (рис. 7). Продолжительность оплавления возрастает с ростом толщины пластины (рис. 8).

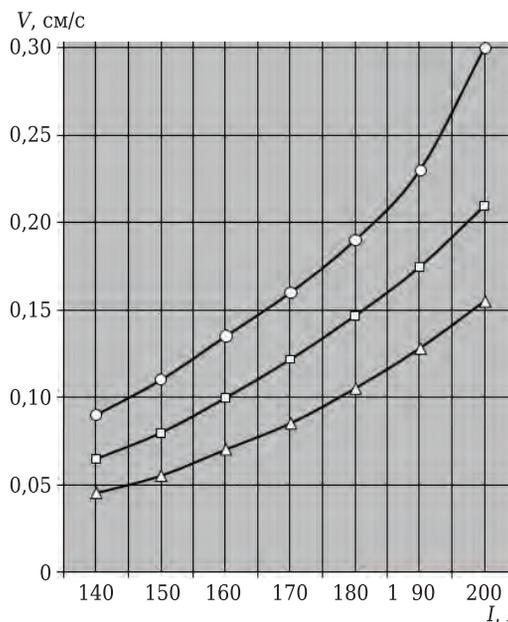


Рис. 6. Зависимость скорости V оплавления от силы тока I ; обозначения на кривых и параметры напыления такие же, как на рис. 5

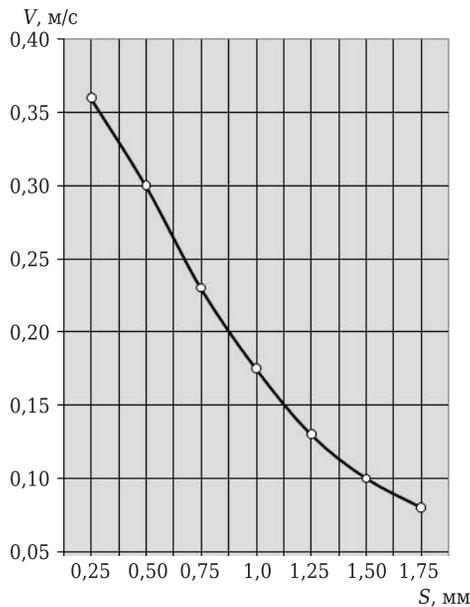


Рис. 7. Зависимость скорости V оплавления от толщины S оплавленного покрытия. Параметры напыления: сила тока дуги плазмотрона 200 А; напряжение дуги плазмотрона 170 В; расход плазмообразующего газа (сжатый воздух) $2,7 \text{ м}^3/\text{ч}$; расстояние между плазмотроном и деталью 50 мм

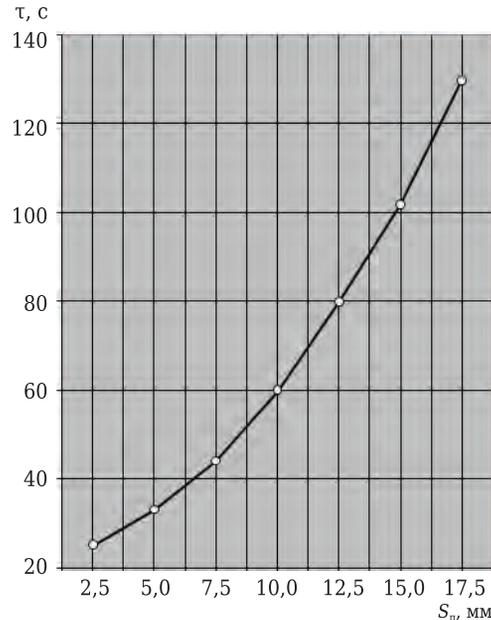


Рис. 8. Зависимость продолжительности t оплавления от толщины пластины S_p . Параметры напыления такие же, как на рис. 7

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Характер приведенных результатов исследования имеет общее объяснение, заключающееся в том, что для получения качественных покрытий необходимо в зону оплавления доставить достаточное количество теплоты, т. е. довести деталь и покрытие до температуры оплавления и поддерживать ее постоянное значение. При этом

необходимое количество теплоты будет определяться массой металла, и чем больше толщина покрытия и толщина детали, тем больше продолжительность и ниже скорость оплавления при прочих равных условиях. В то же время с увеличением силы тока количество подводимой теплоты возрастает, что обеспечивает повышение скорости оплавления.

Библиографический список

1. **Сидоров, А. И.** Восстановление деталей напылением и наплавкой / А. И. Сидоров. — М. : Машиностроение, 1987. — 192 с.
2. **Лащенко, Г. И.** Плазменное упрочнение и напыление / Г. И. Лащенко. — Киев : ЭкоТехнология, 2003. — 64 с.
3. **Пузряков, А. Ф.** Теоретические основы технологии плазменного напыления / А. Ф. Пузряков ; 2-е изд., перераб. и доп. — М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. — 360 с.
4. **Калита, В. И.** Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой / В. И. Калита, Д. И. Комлев. — М. : Лидер М, 2008. — 388 с.
5. **Соснин, Н. А.** Плазменные технологии. Руководство для инженеров / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. — СПб. : Изд-во Политех. ун-та, 2008. — 406 с.
6. **Балдаев, Л. Х.** Газотермическое напыление / Л. Х. Балдаев, В. Н. Борисов, В. А. Вахалин [и др.] ; 2-е изд. — М. : Старая Басманная, 2015. — 539 с.
7. **Кравченко, И. Н.** Ресурсосберегающие плазменные технологии при ремонте перерабатывающего оборудования / И. Н. Кравченко, М. А. Глинский, С. В. Карцев [и др.]. — М. : ИНФРА-М, 2021. — 202 с. DOI: 10.12737/1083289.

8. **Оковитый, В. А.** Исследование параметров напыления биокерамических плазменных покрытий на нанокристаллические подложки / В. А. Оковитый, Ф. И. Пантелеенко, О. Г. Девойно [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2010. — № 10. — С. 27–31.
9. **Кадырметов, А. М.** Повышение эффективности плазменного напыления модуляцией параметров / А. М. Кадырметов, О. М. Тимохова, А. С. Пустовалов // Воронежский научно-технический вестник. — 2017. — № 1 (19). — С. 129–136.
10. **Шарая, О. А.** Инженерия поверхности упрочненных деталей / О. А. Шарая, А. Г. Пастухов, И. Н. Кравченко. — М. : ИНФРА-М, 2020. — 124 с. DOI: 10.12737/1031713.
11. **Сухочев, Г. А.** Технологическое обеспечение качества нанесения защитных покрытий комбинированной обработкой / Г. А. Сухочев, О. Н. Кириллов, Д. М. Небольсин [и др.] / Упрочняющие технологии и покрытия. — 2010. — № 8 (68). — С. 39–44.
12. **Кадырметов, А. М.** Исследование процессов плазменного нанесения и упрочнения покрытий и пути управления их качеством / А. М. Кадырметов // Научный журнал КубГАУ. — 2012. — № 81 (07). — С. 308–325.

13. **Кадырметов, А. М.** Перспективы упрочнения покрытий методом плазменного напыления с одновременной электромеханической обработкой / А. М. Кадырметов, В. О. Никонов, В. Н. Бухтояров [и др.] // Станочный парк. — 2012. — № 8 (96). — С. 23–25.

14. **Якубович, И. О.** Задачи и перспективы повышения качества покрытий, получаемых методом плазменного напыления / И. О. Якубович, Т. Г. Орешенко // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. — 2016. — Т. 1, № 12. — С. 344–345.

15. **Сидоров, А. И.** Сравнительная оценка способов плазменной наплавки и плазменного напыления с оплавлением. В 2 т. Т. 2. Инженерно-технологическое обеспечение АПК и машинно-технологические станции в условиях реформирования / А. И. Сидоров, С. А. Сидоров, С. В. Карцев, И. Н. Кравченко. — Орел : Изд-во Орел ГАУ, 2000. — С. 116–118.

16. **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.

17. **Никонов, В. О.** Теоретическая оптимизация параметров процесса нанесения покрытия плазменным напылением с одновременной электромеханической обработкой / В. О. Никонов // Научный журнал КубГАУ. — 2013. — № 91. — С. 601–610.

18. **Кравченко, И. Н.** Оптимизация параметров процесса нанесения плазменных композиционных покрытий / И. Н. Кравченко, А. Ф. Пузряков, Н. И. Салеев [и др.] // Ремонт. Восстановление. Модернизация. — 2016. — № 4. — С. 20–26.

19. **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.

20. **Кравченко, И. Н.** Термопарообразовоструйная очистка загрязненных поверхностей деталей / И. Н. Кравченко, В. М. Корнеев, А. Ф. Сливов [и др.] // Ремонт. Восстановление. Модернизация. — 2019. — № 5. — С. 20–24. DOI: 10.31044/1684-2561-2019-0-5-20-24.

21. **Пат. 2342467 Российская Федерация, МПК С 23 С 4/04.** Композиционный состав порошкообразного материала для восстановления деталей строительных и дорожных машин / Карцев С. В., Петров А. Н., Гаврилов Д. А. [и др.]. — № 2007108249/02 ; заявл. 06.03.2007 ; опубл. 27.12.2008, Бюл. № 36. ■

Получено 11.12.20

© И. Н. Кравченко, С. В. Карцев, Ю. А. Кузнецов, С. А. Величко, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



17TH BIENNIAL WORLDWIDE
CONGRESS ON REFRACTORIES

UNITECR 2021

September 14-17, 2021 | Chicago, Illinois USA

UNITECR 2021 — 17-й всемирный конгресс и объединенная международная техническая конференция по огнеупорам

14–17 сентября 2021 г.
г. Чикаго, США

Тезисы докладов по основным темам:

- Огнеупоры:
 - для черной металлургии
 - для цветной металлургии
 - для цементной промышленности
 - для стекольной промышленности
 - для нефтехимических процессов
- Огнеупорные материалы для сжигания отходов и др.
- Сырье
- Экологическая устойчивость и переработка
- Достижения в области производства и оборудования
- Огнеупорные инженерные системы и дизайн
- Новые разработки
- Базовая наука
- Энергосбережение и теплоизоляция
- Тестирование огнеупоров
- Образование
- Применение промышленных огнеупоров
- Кооперация производителей, потребителей и исследователей



The American Ceramic Society
www.ceramics.org

www.Unitecr2021.org

Д. т. н. **Б. Н. Сатбаев**, д. т. н. **А. И. Кокетаев**, **Э. О. Аймбетова** (✉),
Ф. А. Бердикулова, **Н. Т. Шалабаев**, **А. Б. Сатбаев**

Астанинский филиал РГП «Национальный центр по комплексной переработке минерального сырья Республики Казахстан», г. Астана, Республика Казахстан

УДК 666.76:628.4.038(574)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКИХ ШЛАКОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ХИМИЧЕСКИ СТОЙКИХ ОГНЕУПОРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Приведены результаты исследований по получению новых составов химически стойких огнеупорных композиционных материалов на основе отходов Ключевской обогатительной фабрики — продуктов плавяных глиноземистых марок ППГ-50ТП и ППГ-65ТП. Высокие химическая стойкость, огнеупорность, механическая прочность, твердость и износостойкость позволяют применять их для изготовления огнеупорных изделий, бетонов, масс для защиты футеровки.

Ключевые слова: продукты плавяные глиноземистые ППГ-50ТП и ППГ-65ТП, алюмосиликатный мертель, огнеупорная глина, химически стойкие огнеупоры, отходы, металлургическое производство.

Продукт плавяный глиноземистый марок ППГ-50ТП и ППГ-65ТП (ТУ 0798-069-00186482–2011 с изм. № 7) представляет собой переработанные отходы Ключевской обогатительной фабрики, которые используют в качестве добавки при производстве цемента, бетонных смесей, щебня, шлакообразующих смесей. Изучению вещественного состава и свойств этих отходов, использованию их в качестве наполнителей в огнеупорных материалах, а также фазовых превращений отходов при обжиге посвящено значительное число работ. Кроме того, обосновано применение этих отходов в качестве многофункционального техногенного минерального сырья для производства широкого ассортимента высокоглиноземистых и глиноземистых цементов, огнеупорных и теплоизоляционных материалов, керамических композиционных материалов и кислотоупоров с широким температурным интервалом службы [1–3].

Цель настоящего исследования — получение новых составов химически стойких огнеупорных композиционных материалов на основе отходов марок ППГ-50ТП и ППГ-65ТП. Химический состав ППГ-50ТП и ППГ-65ТП (Т — титансодержащий; П — передельный) по ТУ 0798-069-00186482–2011 с изм. № 7 приведен в табл. 1. Основным компонентом продукта является Al_2O_3 .

Кроме того, в составе продукта имеются TiO_2 , CaO и MgO, придающие композиционному материалу дополнительно химическую стойкость и прочность. Особую ценность представляет присутствие в продукте TiO_2 , поскольку он не растворяется в воде и разбавленных минеральных кислотах (за исключением плавиковой) и обладает высокой температурой плавления. Это обуславливает привлекательность его применения в качестве добавки в химически стойких огнеупорных материалах. Диоксид титана успешно используют в огнеупорной промышленности как модифицирующую добавку или как один

Таблица 1. Химический состав плавяных отходов

Марка	Массовая доля, % (в пределах)						
	Al_2O_3	CaO	SiO_2	MgO	FeO	Cr_2O_3	TiO_2
ППГ-50ТП	45–70	10–24	0,1–1	1–9	0–12	0–0,6	4–25
ППГ-65ТП	56–70	10–24	0,1–2	2–5	0,5–3	0–0,2	8–20



Э. О. Аймбетова
E-mail: de7482@mail.ru

из компонентов шихты, а также в качестве основы радио- и электротехнической керамики.

В качестве добавки, повышающей термостойкость и химическую стойкость композиций, применяют также шламы фторида магния — побочный продукт производства Ульбинского металлургического завода (г. Усть-Каменогорск,

Республика Казахстан), т. е. дополнительно решается проблема утилизации этих отходов. Шламы фторида магния представляют собой твердые кристаллические порошки (массовая доля влаги не более 10 %) серого цвета с темными включениями, содержащие до 95 % MgF_2 . Фторид магния обладает высокими температурами плавления и кипения, устойчив к воздействию влаги и плавится без разложения. Фторид магния применяют также для защиты металлов от коррозии, изготовления матового стекла и керамики. Химический состав шламов фторида магния, мас. %, не более: MgF_2 95, Be 0,05, Si 0,1, MgO 0,5, Fe 1,0, SO_4^{2-} 2,0, Mn 0,1. Массовая доля компонентов в новых составах химически стойких огнеупорных композиционных материалов приведена в табл. 2.

Композиционные материалы имеют следующую структуру: основа — армирующие твердые частицы (продукт ППГ-50ТП или ППГ-65ТП, алюмосиликатный мертель, шламы фторида магния) и жидкое стекло, обеспечивающее стеклокристаллическую структуру и формирующее матрицу. Композиционный материал имеет относительно высокие показатели по огнеупорности, трещино- и износостойкости. Формирование структуры керамической массы при термообработке происходит с появлением расплава SiO_2 , который, взаимодействуя с Al_2O_3 , образует высокоплотные ($3,2 \text{ г/см}^3$) и высокопрочные алюмосиликатные соединения, приводящие к цементации, уплотнению и омоноличиванию частиц сырьевой смеси. Изделия из

такой керамической массы обладают повышенной химической стойкостью и механической прочностью, их огнеупорность составляет $2000 \text{ }^\circ\text{C}$.

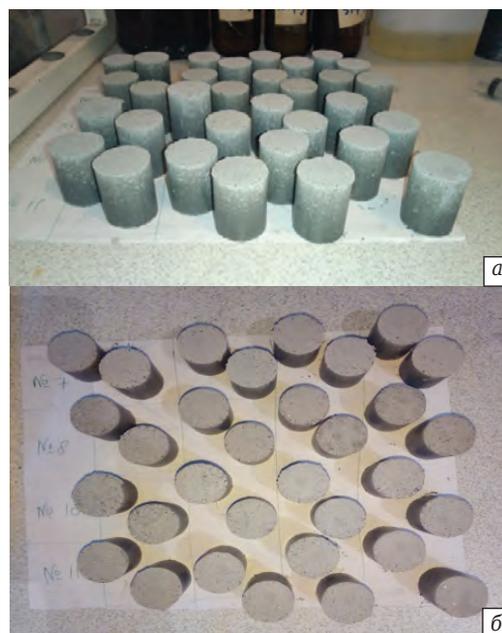
Предложенное соотношение исходных компонентов подобрано экспериментально и обеспечивает получение изделий с физико-химическими характеристиками, указанными в табл. 3.

При термообработке керамической массы проходят следующие процессы: интенсивное обезвоживание в интервале $25\text{--}200 \text{ }^\circ\text{C}$; начиная с $480\text{--}520 \text{ }^\circ\text{C}$ удаление остаточной влаги и начало спекания; при $850 \text{ }^\circ\text{C}$ окончание процессов химических превращений; от $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ и выше обжиг материала, который дополнительно упрочняет его структуру. На рисунке показаны некоторые образцы изготовленных составов.

Таким образом, разработанные химически стойкие высокотемпературные материалы обладают рядом технологических преимуществ: высокой прочностью, химической стойкостью, термо- и износостойкостью, широкой и доступной сырьевой базой, простотой и гибкостью технологии производства.

Таблица 2. Состав композиционных материалов

Компонент состава	Массовая доля компонента в составе, %	
	химически стойкого износоустойчивого композиционного материала	химически стойкой огнеупорной керамической массы
Продукт марки ППГ-50ТП или ППГ-65ТП (<1 мм)	45	35
Алюмосиликатный мертель (<0,5 мм)	25	15
Огнеупорная глина	–	15
Шламы фторида магния	15	15
Жидкое стекло	15	20



Образцы из химически стойкой огнеупорной керамической массы (а); б — вид сверху

Таблица 3. Физико-химические свойства масс из композиционных материалов

Масса	Химическая стойкость, %			Плотность, кг/м^3	Термостойкость ($25\text{--}1300 \text{ }^\circ\text{C}$), теплосмены	Огнеупорность, $^\circ\text{C}$	Усадка, %	Истираемость, г/см^2	Предел прочности, МПа	
	в H_2SO_4 (конц.)	в HCl (35 %-ной)	в $NaOH$ (20 %-ной)						при сжатии	при изгибе
Химически стойкая футеровочная	99,0	98,0	98,2	3,1	25	2000	0,1	0,01	220	30,0
Химически стойкая огнеупорная керамическая	99,6	98,3	98,1	3,6	25	2000	0,1	0,01	230	31,5

На основе полученных экспериментальных данных можно сделать следующие выводы.

1. Высокая химическая стойкость разработанных составов достигается за счет применения наполнителей с высоким содержанием Al_2O_3 , являющегося химически стойким соединением. Кроме того, новые продукты реакции (муллит, магнезиальноглиноземистая шпинель, кристобалит), а также оксид магния и диоксид титана (в ППГ-50ТП и ППГ-65ТП) также способствуют повышению химической стойкости составов.

2. Огнеупорность новых составов также достигается за счет высокого содержания в них Al_2O_3 (присутствует во всех наполнителях), который обеспечивает не только химическую стойкость материала, но и его огнеупорность.

3. Материалы системы $MgO-Al_2O_3-Cr_2O_3$ отличаются высокой термостойкостью и прочностью. Высокая термостойкость полученных материалов объясняется оптимально подобранным фракционным составом композиций, который обеспечивает плотное заполнение пространства между компонентами смеси и, соответственно, получение химически стойкого, огнеупорного, плотного и прочного материала. Например, для получения термостой-

ких составов, эксплуатируемых в условиях высоких перепадов температур, рекомендуется такой фракционный состав: 50 % фракции 0,2–0,5 мм, 30 % 0,5–1,0 мм, 20 % мельче 0,1 мм. Увеличение содержания в массе тонких фракций приводит к появлению в материале при перепадах температур трещин, а увеличение содержания более крупных фракций — к увеличению пористости.

4. Вместо традиционно применяемого отвердителя — кремнефтористого натрия (для композиций на основе жидкого стекла) возможно применение шлама фтористого магния, поскольку фторид магния устойчив к воздействию влаги и обладает высокими температурами плавления и кипения, а также плавится без разложения.

5. Введение глины в керамические смеси придает им оптимальную пластичность, необходимую для нанесения на вертикальные и горизонтальные поверхности. Исследованы химический состав и число пластичности более 20 видов местных глин для получения новых составов химически стойких высокотемпературных материалов. Для этих целей рекомендуется использовать глины Аркалыкского, Березовского, Сухановского, Ленгерского, Танкерисского и Целиноградского месторождений.

Библиографический список

1. *Abyzov, A. N.* Heat-resistant concrete based on aluminothermic slags of the Klyuchevskii Ferroalloys Plant / *A. N. Abyzov, V. A. Perepelitsyn, V. M. Rytvin [et al.] // Refract. Ind. Ceram.* — 2007. — Vol. 48, № 6. — P. 397–400.

Абызов, А. Н. Жаростойкие бетоны на основе алюминотермических шлаков ОАО «Ключевский завод ферросплавов» / *А. Н. Абызов, В. А. Перепелицын, В. М. Рывтин [и др.] // Новые огнеупоры.* — 2007. — № 12. — С. 15–18.

2. *Perepelitsyn, V. A.* Composition and properties of the main types of aluminothermic slag at the Klyuchi Ferroalloy Works / *V. A. Perepelitsyn, V. M. Rytvin, I. V. Kormina, V. G. Ignatenko // Refract. Ind. Ceram.* — 2006. — Vol. 47, № 5. — P. 264–268.

Перепелицын, В. А. Состав и свойства главных разновидностей алюминотермических шлаков ОАО

«Ключевский завод ферросплавов» / *В. А. Перепелицын, В. М. Рывтин, И. В. Кормина, В. Г. Игнатенко // Новые огнеупоры.* — 2006. — № 9. — С. 15–20.

3. *Рывтин, В. М.* Рентгенорадиометрическое разделение минеральных и металлических фаз шлакового отвала Ключевской обогатительной фабрики / *В. М. Рывтин, С. И. Гильварг, В. Г. Игнатенко [и др.] // Материалы III Международной научно-технической конференции «Рентгенорадиометрическая сепарация минерального сырья и техногенных отходов».* — Екатеринбург, 2007. — С. 33–37. ■

Получено 04.09.20

© Б. Н. Сатбаев, А. И. Кокетаев, Э. О. Аймбетова, Ф. А. Бердикулова, Н. Т. Шалабаев, А. Б. Сатбаев, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

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 Exel), 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 отпечаток 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, прошедшая 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 Exel 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 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!

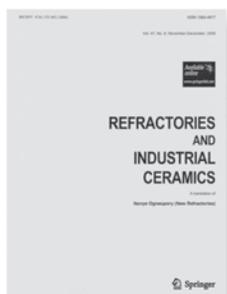


Просим в библиографическом списке статей, опубликованных в журнале «Новые огнеупоры», после русской версии дополнительно приводить библиографическое описание статьи в английской версии из журнала «Refractories and Industrial Ceramics» (информационно-издательский консорциум «Springer»), если она была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



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].017:543.57

ТЕПЛОВОЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ШЛИФОВАННОЙ Si_3N_4 -TiC-КЕРАМИКИ

С использованием базовых положений компьютерной инженерии изучено тепловое и напряженное состояние поверхностного слоя шлифованной Si_3N_4 -TiC-керамики четырех систем под действием теплового потока. Установлены закономерности распределения температур и напряжений в шести выделенных поверхностях поверхностного слоя. Определена специфика формирования структурной неоднородности напряжений и микроструктурных концентраторов напряжений, приводящих к изменению структуры керамики за счет образования несплошностей.

Ключевые слова: Si_3N_4 -TiC-керамика, поверхностный слой, напряженное состояние, тепловой поток, интенсивность напряжений, структурная неоднородность напряжений, микроструктурный концентратор напряжений, несплошности, компьютерная инженерия.

ВВЕДЕНИЕ

Достигнутый уровень совершенства многоцелевой Si_3N_4 -TiC-керамики явился результатом многолетних и разноплановых исследований [1–5]. Выбор исходных порошков и наилучших составов, оптимизация ключевых параметров спекания обеспечили получение высокоплотных заготовок с улучшенными свойствами [6, 7]. Усовершенствование процессов окончательного формообразования высокоточных деталей с использованием алмазных инструментов, развитие методов инженерии поверхности и доведение разработанных технологий до серийного применения многократно повысили привлекательность изделий из Si_3N_4 -TiC-керамики для разных отраслей промышленности [8–10]. Однако проблему эксплуатационной надежности этих керамических изделий, работающих в условиях повышенных температур, окончательно решить пока не удалось [11–13]. Воздействие интенсивного теплового потока способно перевести изделия из термостойкой Si_3N_4 -TiC-керамики в неработоспособное состояние так же внезапно, как и усиленная силовая нагрузка [14, 15]. Основными причинами нестабильного поведения керамики при высокой температуре являются значительная структурная неоднородность напряжений и

экстремально высокие структурные концентраторы напряжений в их поверхностном слое (ПС), приводящие к появлению дефектов и их последующему росту [16, 17].

Условия формирования критических напряжений в ПС Si_3N_4 -TiC-керамики со структурными дефектами при высоких температурах проанализированы в статье [18], влияние тонких пленок на тепловое и напряженное состояние керамики под действием теплового потока рассмотрено в статье [19]. Результаты этих исследований свидетельствуют о ключевом влиянии свойств и формы структурных элементов на термомеханическое состояние и поведение керамики при высокотемпературной эксплуатации, причем степень этого влияния определяется особенностями реальной структуры ПС керамики. В этой связи тепловой анализ напряженно-деформированного состояния ПС, сформированного при изготовлении изделий из нитридной керамики и имеющего специфическую структуру [20, 21], является весьма актуальным для решения практических задач, так же как и результаты ранее проведенных тепловых анализов [22, 23] керамики различного состава.

В настоящей работе поставлена задача — с использованием базовых положений компьютерной инженерии [24] изучить характер распределения температуры и интенсивности напряжений в ПС шлифованной Si_3N_4 -TiC-керамики под действием теплового потока для выявления особенностей изменения его структуры при эксплуатации. Настоящая статья является продолжением статьи [25], в которой изложены



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

результаты силового анализа напряженного состояния шлифованной Si₃N₄-TiC-керамики.

МЕТОДИКА ЧИСЛЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Эксперименты выполнены в автоматизированной системе термочтоных расчетов KS-SL v.1.0 с использованием расчетной схемы № 1 и метода контрольных точек (КТ) [26, 27]. Исследовали характер изменения температуры *T* и интенсивности напряжений σ , в шести поверхностях C1–C6 (табл. 1) шлифованной Si₃N₄-TiC-керамики четырех систем (№ 1–4, табл. 2) под действием теплового потока $Q = 9 \cdot 10^8$ Вт/м²; коэффициент теплоотдачи в окружающую среду

Таблица 1

Обозначение поверхности	Структурные особенности поверхности	Номер КТ
C1	Поверхность зерна, контактирующая с межзеренной фазой	КТ1–КТ18
C2	Поверхность межзеренной фазы, контактирующая с зерном	КТ19–КТ34
C3	Поверхность межзеренной фазы, контактирующая с матрицей	КТ35–КТ50
C4	Поверхность матрицы, контактирующая с межзеренной фазой	КТ51–КТ66
C5	Фрагменты поверхностей зерна, межзеренной фазы и матрицы, контактирующие со слоем	КТ67–КТ82
C6	Поверхность слоя, контактирующая с фрагментами зерна, межзеренной фазы и матрицы	КТ83–КТ98

Таблица 2

Система	Зерно	Межзеренная фаза	Матрица	Слой
№ 1	Si ₃ N ₄	Y ₂ O ₃	Si ₃ N ₄	Si ₃ N ₄
№ 2	Si ₃ N ₄	Y ₂ O ₃	Si ₃ N ₄	TiC
№ 3	TiC	Y ₂ O ₃	Si ₃ N ₄	Si ₃ N ₄
№ 4	TiC	Y ₂ O ₃	Si ₃ N ₄	TiC

$h_a = 1 \cdot 10^5$ Вт/(м²·град). Значения статистических характеристик (наименьшие $T_{мин}/\sigma_{мин}$, наибольшие $T_{макс}/\sigma_{макс}$, средние $T_{ср}/\sigma_{ср}$; $\Delta\sigma_i$ — диапазон изменения σ_i ; медиана M_e для σ_i ; стандартное отклонение s для T и σ_i) в совокупности КТ определяли с использованием программного комплекса Statistica.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Типичное температурное поле в ПС шлифованной Si₃N₄-TiC-керамики, образовавшееся под действием теплового потока, показано на рис. 1, а. Установлено, что вид системы не влияет на форму изотерм, ориентированных относительно точки 0, но существенно влияет на удаленность изотерм с одинаковой температурой от точки 0. Это означает существенное влияние вида рассматриваемой системы на градиент температур; в ПС керамики системы № 1 зафиксирован наибольший градиент температур, а в ПС керамики системы № 4 — наименьший. Наибольшая *T* формируется в поверхности C5 (рис. 1, б), причем максимальная *T* зафиксирована в системе № 1, а минимальная — в системе № 4. В поверхности C5 ПС керамики системы № 1 *T* изменяется от 568 (*T*_{мин}) до 1719 °С (*T*_{макс}) при *T*_{ср} = 1331,9 °С и *s* = 344,7, системы № 2 — от 500 до 1047 °С при *T*_{ср} = 886,9 °С и *s* = 158,2, системы № 3 — от 528 до 1099 °С при *T*_{ср} = 961,7 °С и *s* = 159, системы № 4 — от 470 до 843 °С при *T*_{ср} = 749,9 °С и *s* = 103,9.

Схема деформации ПС шлифованной Si₃N₄-TiC-керамики всех систем под действием теплового потока показана на рис. 2. Эту однотипную схему выдавливания ПС керамики характеризует высокая локальность упругих деформаций, причем наибольшие значения горизонтальных *u* и вертикальных *v* перемещений имеет точка 0, упруго перемещающаяся из исходного положения в точку 0¹. Для выделенных КТ *u* и *v* уменьшаются при увеличении расстояния от них до точки 0. Результаты расчетов *u* и *v* для

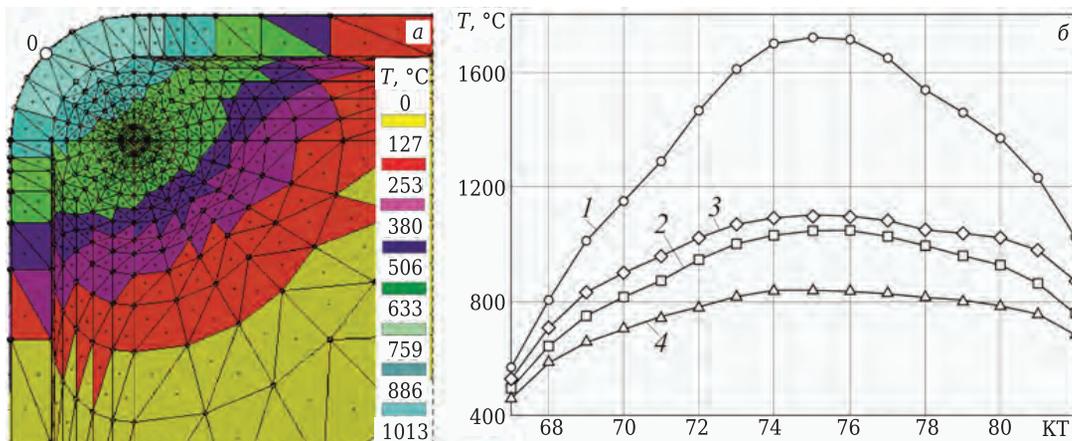


Рис. 1. Температурное поле в ПС шлифованной Si₃N₄-TiC-керамики системы № 2 (а) и характер изменения *T* в поверхности C5 систем № 1–4 (1–4) (б) под действием теплового потока

одинаковых КТ в ПС керамики разных систем существенно различаются.

Установлено, что поля σ_i , сформировавшиеся в ПС керамики четырех систем под действием теплового потока, характеризуются наибольшими значениями в слое (рис. 3). Общий вид полей σ_i , зафиксированный в ПС керамики систем № 1, 2 и № 3, 4, различается. В качестве примера на рис. 3, а показано поле σ_i в ПС керамики системы № 2, а на рис. 3, б — системы № 3. Видно, что основным различием этих полей является распределение σ_i во внутреннем объеме зерна.

Характер изменения σ_i в разных поверхностях ПС шлифованной $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ -керамики под действием теплового потока показан на рис. 4. Графики классифицированы на три группы. *Первая группа* — график для поверхности С3 (рис. 4, в), с кривыми одинаковой формы для всех четырех систем. Особенность *второй группы* графиков для поверхностей С1, С2 и С4 (рис. 4, а, б и г) — особая форма кривой для системы № 1 на периферийном участке. *Третья группа* — графики для поверхностей С5 и С6, на которых форма кривых для системы № 1 принципиально отличается от формы кривых для трех других систем.

Кривые изменения σ_i в КТ поверхности С1 ПС керамики систем № 1–4 показаны на рис. 4, а. Видно, что кривые для систем № 2–4 имеют однотипную ломаную форму с наибольшими значениями σ_i в КТ8 и КТ12, наименьшими — в КТ1 и КТ18. Кривая для системы № 1 отличается от других кривых только на участке КТ1–КТ2, на котором зафиксирована наибольшая σ_i для этой системы. Установлено, что в поверхности С1 ПС керамики системы № 1 σ_i изменяется от 291 ($\sigma_{\text{мин}}$) до 1300 МПа ($\sigma_{\text{макс}}$) при $\Delta\sigma_i = 1009$ МПа и $M_e = 519$ МПа, системы № 2 — от 218 до 599 МПа при $\Delta\sigma_i = 381$ МПа и $M_e = 470$ МПа, системы № 3 — от 100 до 748 МПа при $\Delta\sigma_i = 648$ МПа и $M_e = 505$ МПа, системы № 4 — от 117 до 679 МПа при $\Delta\sigma_i = 562$ МПа и $M_e = 487$ МПа. Наибольшими значениями $\Delta\sigma_i$ и M_e характеризуется система № 1, наименьшими

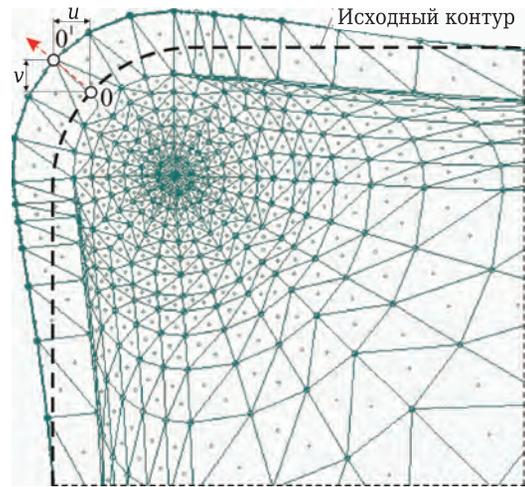


Рис. 2. Схема деформации ПС шлифованной $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ -керамики системы № 2 под действием теплового потока

— система № 2; системы № 3 и 4 имеют промежуточные значения $\Delta\sigma_i$ и M_e , причем у системы № 3 эти значения несколько выше, чем у системы № 4. Наибольшие значения $\Delta\sigma_i$ и M_e выше, чем наименьшие, соответственно в 2,6 и 1,1 раза. Наибольшим коэффициентом корреляции для σ_i (0,99), значимым на уровне 0,05, характеризуется связь систем № 1, 2, № 2, 4 и № 3, 4, наименьшим (0,98) — связь систем № 1, 3 и № 1, 4.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С2 ПС керамики систем № 1–4 показан на рис. 4, б. Видно, что кривые для систем № 2–4 имеют однотипную сглаженную форму, особенностью которой является наибольшая σ_i в КТ26 и наименьшая σ_i в КТ20 (для систем № 3 и 4) и КТ32 (для системы № 2). Форма кривой для системы № 1 отличается от формы других кривых на участках КТ19–КТ21 и КТ33–КТ34; наибольшая σ_i зафиксирована в КТ19, наименьшая — в КТ34. В поверхности С2 ПС керамики системы № 1 σ_i изменяется от 336 до 1590 МПа при $\Delta\sigma_i = 1254$ МПа и $M_e = 770,5$ МПа, системы № 2 — от 485 до 884 МПа

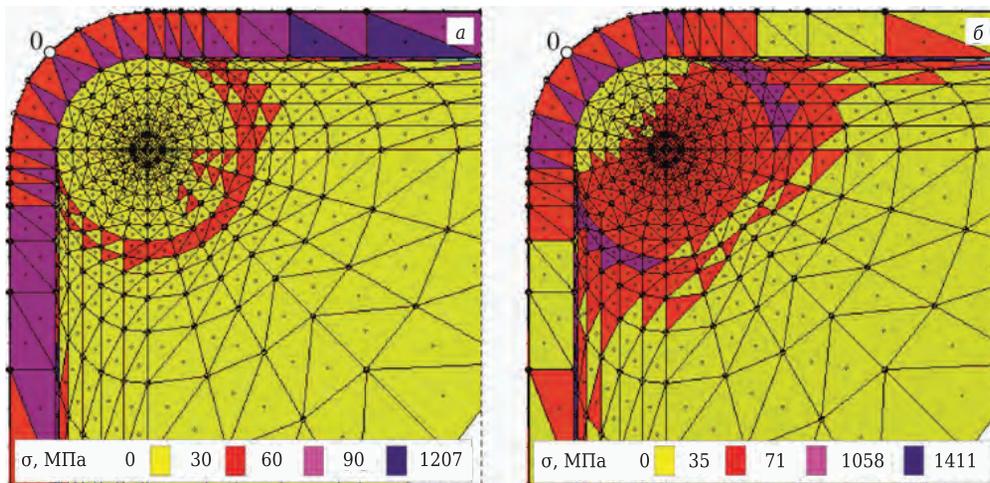


Рис. 3. Поля σ_i в ПС шлифованной $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ -керамики систем № 2 (а) и № 3 (б) под действием теплового потока

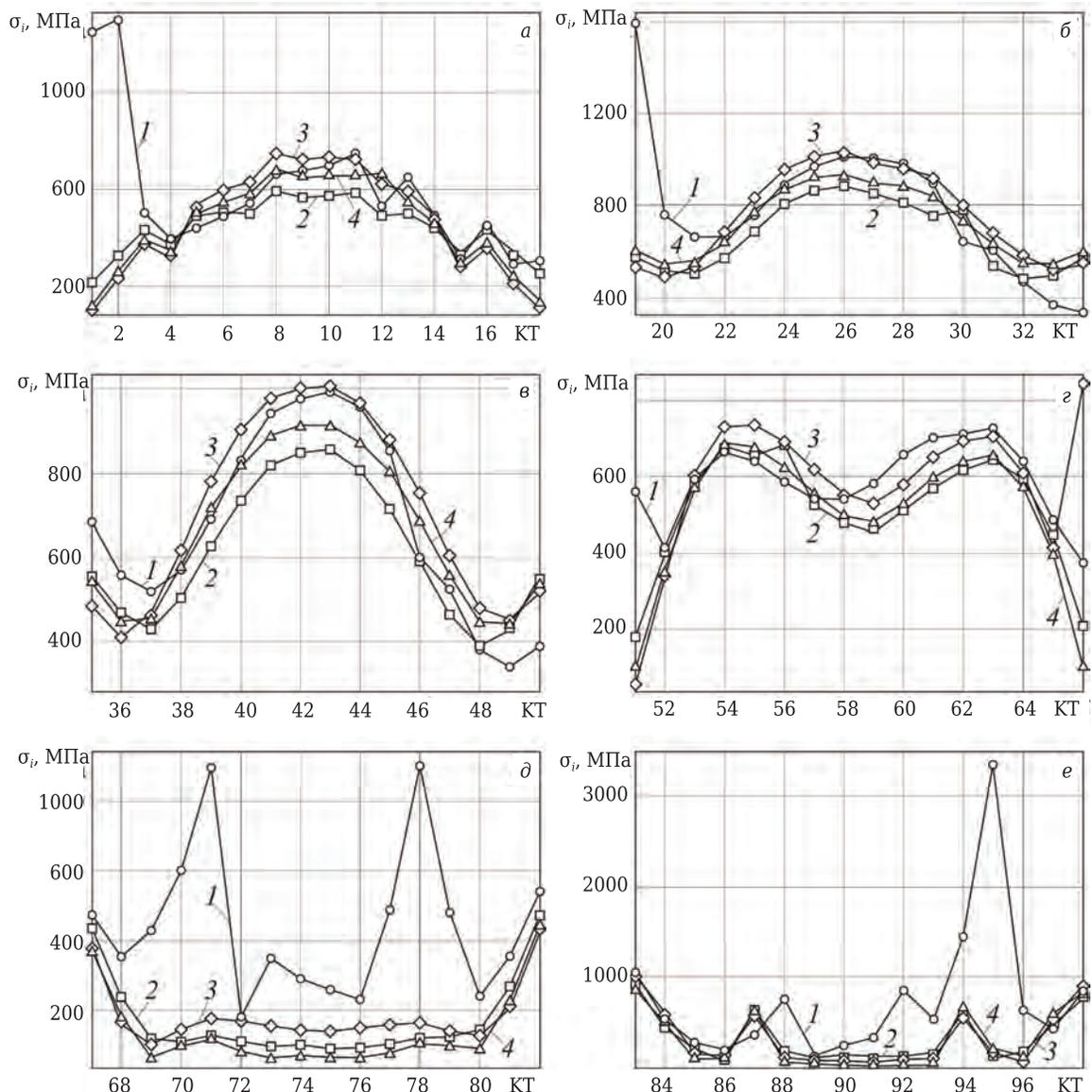


Рис. 4. Характер изменения σ_i в поверхностях C1 (а), C2 (б), C3 (в), C4 (з), C5 (д) и C6 (е) $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ -керамики систем № 1–4 (1–4) под действием теплового потока

при $\Delta\sigma_i = 399$ МПа и $M_e = 614$ МПа, системы № 3 — от 498 до 1024 МПа при $\Delta\sigma_i = 526$ МПа и $M_e = 743,5$ МПа, системы № 4 — от 536 до 933 МПа при $\Delta\sigma_i = 397$ МПа и $M_e = 691$ МПа. Наибольшими значениями $\Delta\sigma_i$ и M_e характеризуется система № 1, наименьшими — система № 2. Системы № 3 и 4 имеют промежуточные значения $\Delta\sigma_i$ и M_e , причем у системы № 3 $\Delta\sigma_i$ и M_e несколько выше, чем у системы № 4. Наибольшие значения $\Delta\sigma_i$ и M_e выше, чем наименьшие, соответственно в 2,1 и 1,3 раза. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,97) для σ_i характеризуется связь систем № 3, 4, наименьшим (0,58) — связь систем № 1, 3.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности C3 ПС шлифованной $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ -керамики систем № 1–4 показан на рис. 2, в. Видно, что все кривые имеют одинаковую форму; наибольшая σ_i

фиксируется в КТ43, наименьшая — в КТ48 (для систем № 2 и 4) и КТ49 (для систем № 1 и 3). В поверхности C3 ПС керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 341 до 999 МПа при $\Delta\sigma_i = 658$ МПа и $M_e = 642,5$ МПа, системы № 2 — от 389 до 857 МПа при $\Delta\sigma_i = 468$ МПа и $M_e = 571,5$ МПа, системы № 3 — от 413 до 1009 МПа при $\Delta\sigma_i = 596$ МПа и $M_e = 686,5$ МПа, системы № 4 — от 444 до 915 МПа при $\Delta\sigma_i = 471$ МПа и $M_e = 634$ МПа. Наибольшими значениями $\Delta\sigma_i$ и M_e характеризуются системы № 1 и 3 соответственно, наименьшими — система № 2; система № 4 имеет промежуточные значения $\Delta\sigma_i$ и M_e . Наибольшие значения $\Delta\sigma_i$ и M_e выше, чем наименьшие, соответственно в 1,4 и 1,2 раза. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,99) для σ_i характеризуется связь систем № 3, 4, наименьшим (0,9) — связь систем № 1, 3.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С4 ПС керамики систем № 1–4 показан на рис. 2, г. Видно, что форма кривой для системы № 1 отличается от формы кривых для систем № 2–4 на периферийных участках (КТ51–КТ52 и КТ65–КТ66). Центральная часть всех кривых характеризуется двумя максимумами σ_i (КТ54–КТ56, КТ63) и одним минимумом σ_i (КТ58–КТ59). В поверхности С4 ПС керамики системы № 1 σ_i изменяется от 375 до 728 МПа при $\Delta\sigma_i = 353$ МПа и $M_e = 589,5$ МПа, системы № 2 — от 180 до 686 МПа при $\Delta\sigma_i = 506$ МПа и $M_e = 547$ МПа, системы № 3 — от 57 до 843 МПа при $\Delta\sigma_i = 786$ МПа и $M_e = 613,5$ МПа, системы № 4 — от 103 до 681 МПа при $\Delta\sigma_i = 578$ МПа и $M_e = 565$ МПа. Наибольшими $\Delta\sigma_i$ и M_e характеризуется система № 3, наименьшим $\Delta\sigma_i$ — система № 1, наименьшей M_e — система № 2; система № 4 имеет промежуточные значения $\Delta\sigma_i$ и M_e . Наибольшие значения $\Delta\sigma_i$ и M_e выше, чем наименьшие, соответственно в 2,2 и 1,1 раза. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,96) для σ_i характеризуется связь систем № 2, 4, наименьшим (0,43) — связь систем № 1, 3.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С5 ПС керамики систем № 1–4 показан на рис. 4, д. Видно, что форма кривой для системы № 1 и кривых для других систем существенно различаются, прежде всего, присутствием двух пиков в КТ71 и

КТ78 с наибольшими значениями σ_i . Кривые для систем № 2–4 имеют сглаженную форму — практически горизонтальный участок между КТ69 и КТ80 и повышение σ_i на периферийных участках КТ67–КТ69 и КТ80–КТ82. Во всех КТ поверхности С5 σ_i имеет близкие значения для разных систем: в системе № 1 σ_i изменяется от 176 до 903 МПа при $\Delta\sigma_i = 727$ МПа и $M_e = 393$ МПа, в системе № 2 — от 90 до 473 МПа при $\Delta\sigma_i = 383$ МПа и $M_e = 118$ МПа, в системе № 3 — от 106 до 439 МПа при $\Delta\sigma_i = 333$ МПа и $M_e = 157,5$ МПа, в системе № 4 — от 63 до 444 МПа при $\Delta\sigma_i = 381$ МПа и $M_e = 92$ МПа. Наибольшими значениями $\Delta\sigma_i$ и M_e характеризуется система № 1, наименьшим $\Delta\sigma_i$ — система № 3, наименьшей M_e — система № 4; система № 2 имеет промежуточные значения $\Delta\sigma_i$ и M_e . Наибольшие значения $\Delta\sigma_i$ и M_e выше, чем наименьшие, соответственно в 2,2 и 4,3 раза. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,86) для σ_i имеет связь систем № 2, 4, наименьшим (0,29) — связь систем № 1, 3.

Характер изменения σ_i в КТ поверхности С6 ПС керамики систем № 1–4 показан на рис. 4, е. Видно, что кривые для систем № 2–4 имеют одинаковую форму, которая характеризуется наибольшими значениями σ_i на их периферийных участках и присутствием двух пиков в КТ87 и КТ94 на практически горизонтальном участке от КТ85 до КТ96. Форма кривой для

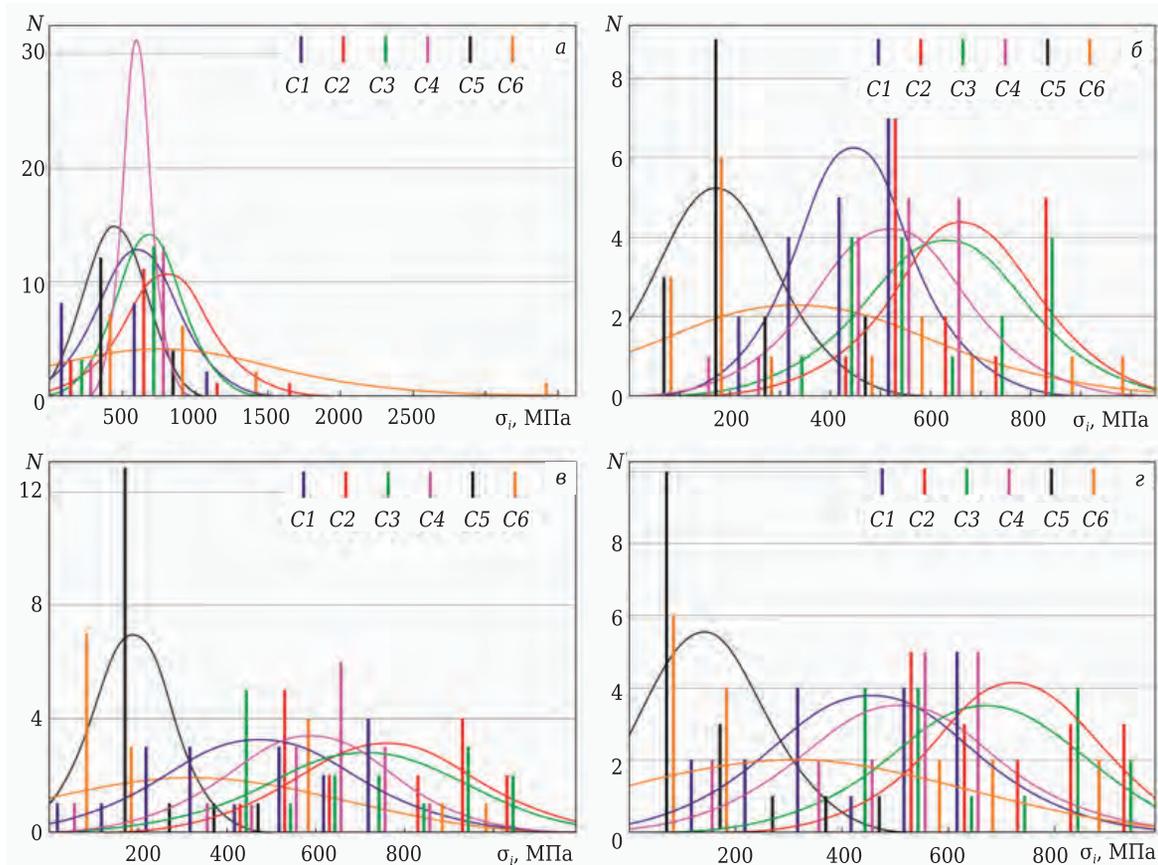


Рис. 5. Гистограммы распределения σ_i в КТ поверхностях С1–С6 керамики систем № 1–4 (а–г) под действием теплового потока

системы № 1, имеющей один основной пик в КТ95 и два дополнительных пика в КТ88 и КТ92, свидетельствует о формировании структурных концентраторов напряжений в этой поверхности.

В поверхности С6 керамики системы № 1 σ_i изменяется в диапазоне от 79 до 3347 МПа при $\Delta\sigma_i = 3268$ МПа и $M_e = 538$ МПа, системы № 2 — от 93 до 912 МПа при $\Delta\sigma_i = 819$ МПа и $M_e = 180$ МПа, системы № 3 — от 34 до 998 МПа при $\Delta\sigma_i = 964$ МПа и $M_e = 137,5$ МПа, системы № 4 — от 26 до 893 МПа при $\Delta\sigma_i = 867$ МПа и $M_e = 133$ МПа. Наибольшими значениями $\Delta\sigma_i$ и M_e характеризуется система № 1, наименьшим $\Delta\sigma_i$ — система № 3, наименьшей M_e — система № 4; система № 2 имеет промежуточные значения $\Delta\sigma_i$ и M_e . Наибольшие значения $\Delta\sigma_i$ и M_e выше, чем наименьшие, соответственно в 4,0 и 3,9 раза. Наибольшим коэффициентом корреляции (0,96) для σ_i характеризуется связь систем № 3, 4, наименьшим (0,35) — связь систем № 1, 3.

Гистограммы распределения σ_i в КТ поверхностей С1–С6 ПС шлифованной Si₃N₄–TiC-керамики систем № 1–4 под действием теплового потока показаны на рис. 5. Выявлены два общих признака: значения σ_i во всех поверхностях можно считать нормально распределенными, наибольшее число КТ концентрируется в диапазоне σ_i 350–700 МПа. При однотипной форме кривых распределения σ_i в КТ значения статистических характеристик для разных систем существенно различаются.

Распределение σ_i в КТ поверхностей С1–С6 ПС керамики системы № 1 показано на рис. 5, а. Установлено, что в поверхности С1 $\sigma_{cp} = 599,1$ МПа при $s = 281,2$, в поверхности С2 $\sigma_{cp} = 798,5$ МПа при $s = 303,1$, в поверхности С3 $\sigma_{cp} = 677,6$ МПа при $s = 225,1$, в поверхности С4 $\sigma_{cp} = 589,8$ МПа при $s = 101,3$, в поверхности С5 $\sigma_{cp} = 442,6$ МПа при $s = 214,7$, в поверхности С6 $\sigma_{cp} = 748,6$ МПа при $s = 778,4$. Наибольшими значениями σ_{cp} и s в системе № 1 характеризуются поверхности С2 и С6 соответственно, наименьшими σ_{cp} и s — поверхности С5 и С4 соответственно. Наибольшие значения σ_{cp} и s выше, чем наименьшие, соответственно в 1,8 и 7,7 раза.

Распределение σ_i в КТ поверхностей С1–С6 ПС керамики системы № 2 показано на рис. 5, б. Установлено, что в поверхности С2 — 664,1 МПа при $s = 145,9$, в поверхности С3 — $\sigma_{cp} = 612,5$ МПа при $s = 162,6$, в поверхности С4 — $\sigma_{cp} = 515,3$ МПа при $s = 151,2$, в поверхности С5 — $\sigma_{cp} = 171,9$ МПа при $s = 121,6$, в поверхности С6 — $\sigma_{cp} = 333$ МПа при $s = 279,4$. Наибольшими значениями σ_{cp} и s в системе № 2 характеризуются поверхности С2 и С6 соответственно, наименьшими σ_{cp} и s — поверхности С5 и С1 соответственно. Наибольшие значения σ_{cp} и s выше, чем наименьшие, соответственно в 3,9 и 2,9 раза.

Распределение σ_i в КТ поверхностей С1–С6 ПС керамики системы № 3 показано на рис. 5, в.

Установлено, что в поверхности С1 σ_{cp} составляет $\sigma_{cp} = 467,8$ МПа при $s = 219,9$, в поверхности С2 — $\sigma_{cp} = 757,6$ МПа при $s = 200,9$, в поверхности С3 — $\sigma_{cp} = 707,8$ МПа при $s = 225,5$, в поверхности С4 — $\sigma_{cp} = 584,6$ МПа при $s = 186,9$, в поверхности С5 — $\sigma_{cp} = 186,6$ МПа при $s = 90,2$, в поверхности С6 — $\sigma_{cp} = 306,4$ МПа при $s = 325,9$. Наибольшими значениями σ_{cp} и s в системе № 3 характеризуются поверхности С2 и С6 соответственно, наименьшими — поверхность С5. Наибольшие значения σ_{cp} и s выше, чем наименьшие, соответственно в 4,1 и 3,6 раза.

Распределение σ_i в КТ поверхностей С1–С6 ПС керамики системы № 4 показано на рис. 5, г. Установлено, что в поверхности С1 σ_{cp} составляет $\sigma_{cp} = 452,7$ МПа при $s = 189,2$, в поверхности С2 — $\sigma_{cp} = 721,7$ МПа при $s = 153,9$, в поверхности С3 — $\sigma_{cp} = 666,1$ МПа при $s = 181,9$, в поверхности С4 — $\sigma_{cp} = 502,4$ МПа при $s = 182,1$, в поверхности С5 — $\sigma_{cp} = 138,4$ МПа при $s = 115$, в поверхности С6 — $\sigma_{cp} = 303$ МПа при $s = 315,4$. Наибольшими значениями σ_{cp} и s в системе № 4 характеризуются поверхности С2 и С6 соответственно, наименьшими σ_{cp} и s — поверхность С5. Наибольшие значения σ_{cp} и s выше, чем наименьшие, соответственно в 5,2 и 2,7 раза.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате исследований распределения температур и интенсивности напряжений в ПС шлифованной Si₃N₄–TiC-керамики четырех систем под действием теплового потока выявлена базовая закономерность: наибольшая Т формируется в поверхности С5 системы № 1, наименьшая — в системе № 4; наибольшее значение средней температуры $T_{cp} = 1332$ °С зафиксировано в центральной части поверхности С5 системы № 1.

Изменение интенсивности напряжений в ПС керамики имеет более сложный характер, причем обнаруженные различия характерны как для систем, так и для поверхностей. Наибольшие средние значения σ_i ($\sigma_{cp} = 757,6$ МПа) зафиксированы в поверхности С2 системы № 3.

Кривые σ_i для поверхностей С1–С3 имеют простой вид с наибольшей σ_i в центральной части; для поверхности С4 кривые σ_i имеют два максимума и один минимум (при некотором отклонении кривых для систем № 2–4 от этой формы на периферийных участках); в поверхности С5 на кривой для системы № 1 присутствуют два пика, а кривые для систем № 2–4 характеризуются простой сглаженной формой на практически горизонтальном участке между КТ69 и повышением σ_i на периферийных участках.

Отмечено, что в поверхности С3 кривые для всех систем имеют одинаковую форму; в поверхностях С1, С2 и С4 форма кривой для системы № 1 несколько отличается от формы других кривых

на периферийном участке; в поверхностях *C5* и *C6* форма кривой для системы № 1 значительно отличается от формы кривых для других систем. Пики в центральной части кривых σ_f в поверхностях *C5–C6* указывают на присутствие в них микроструктурных концентраторов напряжений и, соответственно, на высокую вероятность образования эксплуатационных дефектов в виде несплошностей на границе поверхностей *C5* и *C6* в ПС керамики.

Обобщенный статистический анализ по системам № 1–4 ПС шлифованной $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ -керамики показал, что значения σ_f во всех

поверхностях можно считать нормально распределенными, а наибольшее число КТ концентрируется в диапазоне σ_f 350–700 МПа. При этом системы в разной степени реагируют на действие теплового потока: наибольшей неоднородностью напряжений характеризуется система № 1, наименьшей — система № 2.

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

Библиографический список

1. **Tian, Chunyan.** Thermal shock and thermal fatigue behavior of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiC}$ nano-composites / Chunyan Tian, Ning Liu, Maohu Lu // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* — 2008. — Vol. 26, № 5. — P. 478–484.
2. **Xu, Weiwei.** Dynamic fatigue behavior of Si_3N_4 -based ceramic tool materials at ambient and high temperatures / Weiwei Xu, Juntang Yuan, Zengbin Yin // *Ceram. Int.* — 2019. — Vol. 45, № 17, part A. — P. 21572–21578.
3. **Xu, Zhongguo.** Effects of pulse conditions on microstructure and mechanical properties of $\text{Si}_3\text{N}_4/6061\text{Al}$ composites prepared by spark plasma sintering (SPS) / Han Jiang, Zhongguo Xu, Ziyang Xiu [et al.] // *J. Alloys Compd.* — 2018. — Vol. 763. — P. 822–834.
4. **Zhan, Guo-Dong.** Micromechanisms of creep-fatigue crack growth in $\alpha\text{-}\beta\text{-SiAlON}$ at 1200 °C / Guo-Dong Zhan, Jian-Lin Shi, Ting-Rong Lai, Tung-Sheng Yen // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 1997. — Vol. 17, № 10. — P. 1267–1276.
5. **Szafran, M.** $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-TiC-Y}_2\text{O}_3$ composites intended for the edges of cutting tools / M. Szafran, E. Bobryk, D. Kukla [et al.] // *Ceram. Int.* — 2000. — Vol. 26, № 6. — P. 579–582.
6. **Bernard-Granger, G.** High temperature creep behaviour of $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4\text{-}\alpha\text{-YSiAlON}$ ceramics / G. Bernard-Granger, J. Crampon, R. Duclos // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 1997. — Vol. 17, № 13. — P. 1647–1654.
7. **Bao, Y.** Strength degradation and lifetime prediction of HP- $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{TiC}$ under static load at 1200 °C / Y. Bao, Z. Jin, L. Sun // *Mater. Lett.* — 2000. — Vol. 45, № 1. — P. 27–31.
8. **Kuzin, V.** A model of forming the surface layer of ceramic parts based on silicon nitride in the grinding process / V. Kuzin // *Key Engineering Materials. Precision Machining.* — 2012. — Vol. 496. — P. 127–131.
9. **Sun, J.** Analysis of surface morphology and roughness on Si_3N_4 ceramic grinding / H. Wang, Y. Wu, P. Zhou [et al.] // *Academic Journal of Manufacturing Engineering.* — 2018. — Vol. 16, № 3. — P. 20–28.
10. **Kuzin, V. V.** Technological aspects of diamond grinding of the nitride ceramics / V. V. Kuzin // *Russian Engineering Research.* — 2004. — Vol. 24. — № 1. — P. 23–28.

Кузин, В. В. Технологические особенности алмазного шлифования деталей из нитридной керамики / В. В. Кузин // *Вестник машиностроения.* — 2004. — № 1. — С. 37–41.

Кузин, В. В. Оценка надежности керамических инструментов при ограниченном объеме испытаний

на стойкость на основе установленных критериев износа / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, С. Ю. Федоров // *Новые огнеупоры.* — 2018. — № 7. — С. 66–70.

12. **Kuzin, V. V.** Increasing the operational stability of nitride-ceramic cutters by optimizing their grinding conditions / V. V. Kuzin // *Russian Engineering Research.* — 2003. — Vol. 23. — № 12. — P. 32–36.

Кузин, В. В. Повышение эксплуатационной стабильности режущих инструментов из нитридной керамики за счет оптимизации условий их заточки / В. В. Кузин // *Вестник машиностроения.* — 2003. — № 12. — С. 41–45.

13. **Kuzin, V. V.** Tribological aspect in technological assurance of ceramic component quality / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // *Refract. Ind. Ceram.* — 2019. — Vol. 60, № 3. — P. 280–283.

Кузин, В. В. Трибологический аспект в технологическом обеспечении качества керамических деталей / В. В. Кузин, С. Ю. Федоров, С. Н. Григорьев // *Новые огнеупоры.* — 2019. — № 5. — С. 122–126.

14. **Kuzin, V. V.** Thermal state of ceramic cutting tools in high-speed cutting / V. V. Kuzin // *Russian Engineering Research.* — 2004. — Vol. 24, № 9. — P. 32–40.

Кузин, В. В. Тепловое состояние керамических режущих инструментов при высокоскоростной обработке резанием / В. В. Кузин // *Вестник машиностроения.* — 2004. — № 9. — С. 47–52.

15. **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, 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.

16. **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.

17. **Kuzin, V. V.** Wear of tools from nitride ceramics when machining nickel-based alloys / V. V. Kuzin, M. A. Volosova, M. Yu. Fedorov // *Journal of Friction and Wear.* — 2013. — Vol. 34, № 3. — P. 199–203.

Кузин, В. В. Износ инструментов из нитридной керамики при обработке никелевых сплавов / В. В. Ку-

зун, М. А. Волосова, М. Ю. Федоров // Трение и износ. — 2013. — Т. 34, № 3. — С. 265–271.

18. **Kuzin, V.** Effect of thermal loading on stresses in defective surface layer of ceramics / V. Kuzin, S. Grigoriev, M. Portnoy // Applied Mechanics and Materials. — 2016. — Vol. 827. — P. 189–192.

19. **Kuzin, V. V.** Effect of a TiC coating on the stress-strain state of a plate of a high-density nitride ceramic under nonsteady thermoelastic conditions / V. V. Kuzin, S. N. Grigor'ev, M. A. Volosova // Refract. Ind. Ceram. — 2014. — Vol. 54, № 5. — P. 376–380.

Кузин, В. В. Влияние покрытия TiC на напряженно-деформированное состояние пластины из высокоплотной нитридной керамики в условиях нестационарной термоупругости / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2013. — № 9. — С. 52–57.

20. **Kuzin, V. V.** Correlation of diamond grinding regimes with Si₃N₄-ceramic surface quality / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 1. — P. 78–81.

Кузин, В. В. Взаимосвязь режимов алмазного шлифования с состоянием поверхности Si₃N₄-керамики / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 1. — С. 67–70.

21. **Kuzin, V. V.** Production process planning for preparing Si₃N₄-ceramic objects taking account of edge defectiveness / V. V. Kuzin, S. Yu. Fedorov, S. N. Grigor'ev // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 58, № 5. — P. 562–565.

Кузин, В. В. Проектирование технологических процессов изготовления деталей из Si₃N₄-керамики с учетом требуемой дефектности кромок / В. В. Кузин, С. Ю. Фёдоров, С. Н. Григорьев // Новые огнеупоры. — 2017. — № 9. — С. 65–68.

22. **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.

23. **Kuzin, Valery V.** A new generation of ceramic tools / Valery V. Kuzin, Sergey N. Grigor'ev, David R. Burton [et al.] // Proceedings of the 10h International Conference on Manufacturing Research (ICMR 2012). — 2012. — P. 523–528.

24. **Kuzin, V. V.** Basic framework for computer-aided engineering of polished ceramic surface layers / V. V. Kuzin, S. N. Grigor'ev, M. A. Volosova // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — Vol. 61, № 3. — P. 349–354.

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.

25. **Кузин, В. В.** Силовой анализ напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя шлифованной Si₃N₄-TiC-керамики / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2020. — № 12. — С. 54–60.

26. **Kuzin, V. V.** Microstructural model of the surface layer of ceramics after diamond grinding taking into account its real structure and the conditions of contact interaction with elastic body / V. V. Kuzin, S. N. Grigor'ev, M. A. Volosova // Refract. Ind. Ceram. — 2020. — Vol. 61, № 3. — P. 303–308.

Кузин, В. В. Микроструктурная модель поверхностного слоя керамики после алмазного шлифования, учитывающая его реальную структуру и условия контактного взаимодействия с упругим телом / В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова // Новые огнеупоры. — 2020. — № 5. — С. 59–64.

27. **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 11.01.21

© В. В. Кузин, С. Н. Григорьев, М. А. Волосова, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

ФОРУМ ПО ОГНЕУПОРНЫМ МИНЕРАЛАМ 2021

REFRACTORY MINERALS

FORUM 2021

ONLINE

16–17 марта 2021 г.



<http://imformed.com/get-imformed/forums/refractory-minerals-forum-2021-online/>

ABSTRACTS

UDC 666.76.017:669.162.212

Thermomechanical and thermophysical properties of the garnish and spent lining of the blast furnace

Zemlyanoy K. G., Komolikhov Yu. I., Mironov K. V., Forshev A. A., Nikolaev F. P., Sushnikov D. V. // *New Refractories*. — 2021. — No 1. — P. 9–14.

The results of a comprehensive study of the thermophysical properties of 21 samples of garnish and refractory lining selected after blowing the blast furnace № 6 of EVRAZ NTMK JSC are presented. The open porosity, apparent density, open porosity, melting point, temperature coefficient of linear expansion, thermal diffusivity and heat capacity of the samples are determined, and their thermal conductivity is calculated. The coefficients in the standard equations of approximation of thermal conductivity, heat capacity, and thermal conductivity for each type of garnish and regenerated refractory are determined. Ill. 4. Ref. 13. Tab. 7.

Key words: garnish, blast furnace lining, apparent density, thermal conductivity, heat capacity, thermal diffusivity, thermal coefficient of linear expansion (TCLE).

UDC 621.928.232:622.807.12]:658.589

Inspection results and solution to the problem of dust formation when screening hot lump material

Davydov S. Ya., Amdur A. M., Valiev N. G., Apakashev R. A., Shestakov V. S. // *New Refractories*. — 2021. — No 1. — P. 15–19.

The results of chemical analysis of dust samples taken in the sinter shop are presented. To reduce the dustiness of industrial premises, grate screens with dust suction in the immediate vicinity of the hot grate are proposed. The work carried out allows to increase the reliability of the screen, reduce the vacuum drop and ultimately reduce energy costs by eliminating the clogging of the channel openings with falling pieces of the transported material. The area of the screening surface and the linear dimensions of the grate were calculated for the required performance of the unit. Strength calculations were carried out to determine the cross-section of the grates and their attachment points to the beams. Ill. 5. Ref. 19. Tab. 1.

Key words: hot lumpy material, agglomeration, grate screen, integral particle size distribution curve.

UDC 621.762.4:669-492].004.052.42

Experimental verification of new compaction equations for fine materials of the mining & metallurgical complex. Part 1. Basic compaction equation

Khudyakov A. Yu., Vaschenko S. V., Baiul K. V., Semenov Yu. S. // *New Refractories*. — 2021. — No 1. — P. 20–29.

Using linear regression analysis, a comparative assessment of the mathematical description of the experimental pressing curves by the new basic equation and the empirical pressing equations proposed by Balshin, Hekkel, Kawakito, Panelli – Filo, Ge has been performed. The studies were conducted on a specially compiled representative sample of MMC materials, divided into groups in accordance with the technological purpose in metallurgical processing. The results showed that the basic pressing equation developed by the authors is characterized by the best indicators of reliability and accuracy, and therefore it is preferable for determining the energy-power characteristics of the pressing

process at pressures up to 220 MPa. The evaluation of the validity of the interpretation of the constant coefficients of the pressing equations has been carried out. Ill. 6. Ref. 27. Tab. 4.

Key words: fine materials, briquetting, modeling, regression analysis, the basic compaction equation.

UDC 666.974.2:666.76

Cement free refractory castable. Part 7.

Characteristics of castable mixes and their grain distribution

Pivinskii Yu. E. // *New Refractories*. — 2021. — No 1. — P. 30–40.

The fundamental difference between the grain size composition of cement free refractory castables (CFRC) from low- and ultra-low-cement concretes is the presence in their composition of up to 2–3 % nanoparticles (мкм 0,1 μm), which determine increased reactivity. To achieve the tightest packing of particles when choosing the optimal grain size composition of the CFRC, «ideal» curves are most often used in accordance with the equations of Andreasen and Furnas. The specificity of the use of porous aggregates in the production of CFRC is considered. The strength of ceramic concrete with porous aggregates significantly exceeds the strength of the aggregates themselves. Ill. 10. Ref. 43.

Key words: cement free refractory castables (CFRC), low- and ultra-low-cement castables (LCRC, ULCRC), ceramic castable, HCBS, matrix system, aggregates, nanoparticles, polydispersity, specific surface area, Andreasen and Furnas equations

UDC 666.3:546.831-31-494]:662.997(575.1)

Research of the behavior of ceramic composite material based on ZrO₂ fibers in the field of concentrated solar radiation

Suleimanov S. Kh., V. G. Babashov V. G., Dzhaniklich M. U., Dyskin V. G., Daskovskii M. I., Skripachev S. Yu., Kulagina N. A., Arushanov G. M. // *New Refractories*. — 2021. — No 1. — P. 41–44.

The behavior of a heat-protective ceramic composite material based on ZrO₂ fibers in a concentrated solar energy flux under conditions of a strongly nonequilibrium temperature and light field is shown. A change in its structure and morphology depending on the heat treatment temperature is shown. During the experiment of the sample based on ZrO₂ fibers, the maximum surface temperature reached 1600 °C, which is significantly lower than the operating temperature of the ZrO₂-based materials. As a result of the concentrated flow of solar energy on a heat-protective material based on ZrO₂ fibers, sintering, shrinkage, deformation and fracture effects are observed, the material loses its physical, mechanical and thermal insulation properties. Ill. 5. Ref. 13.

Key words: ceramic composite material (CCM), ZrO₂ fibers, Big solar furnace (BSF), concentrated solar energy flux.

UDC 666.762.1:628.4.038

Research of chemical and technological bases for obtaining aluminosilicate refractories based on fly ash

Tkach E. V., Nurbaturov K. A. // New Refractories. — 2021. — No 1. — P. 45–50.

The possibility of using fly ash from thermal power plants to produce fused mullite powder with its further use as a filler for aluminosilicate refractories is investigated. The introduction of orthophosphoric acid as a binder in the raw material charge allowed reducing the firing temperature of fireclay refractories by 150–200 °C, which is an important factor in the modern organization of production using energy-saving technology. The products obtained in accordance with the requirements of GOST 390–2018 correspond to fireclay products of the SHV brand and are recommended for use for lining thermal units. Ill. 1. Ref. 15. Tab. 3.

Key words: aluminosilicate refractory pseudobinary system anortite-mullite, crystallization ability, energy-saving technology.

UDC 621.793.74:539.234]:62-9

Optimization of parameters and modes of plasma spraying and plasma reflow coatings

Kravchenko I. N., Kartsev S. V., Kuznetsov Yu. A., Velichko S. A. // New Refractories. — 2021. — No 1. — P. 51–56.

The article presents the results of studies concerning the choice of parameters and optimization of plasma spraying modes (plasma arc current strength is 170–175 A, voltage is 165–170 V, gas consumption is 2,5–2,7 m³/h, spray material consumption is 10 g/s, spraying distance is 140–160 mm) and subsequent plasma reflow (current of plasma arc is 190–200 A, voltage is 165–170 V, gas consumption is 2,5–2,7 m³/h, distance from plasma torch to the detail is 40–60 mm, thickness of fused coating is up to 2 mm), that influence on the indicators of forming process of high-quality coatings with desired properties. Ill. 8. Ref. 21.

Key words: plasma spraying, fusing of coatings, optimization of modes, plasma-forming gas, plasma torch.

UDC 666.76:628.4.038(574)

The use of aluminothermic slags for the production of chemically resistant refractory composite materials

Satbaev B. N., Koketaev A. I., Aimbetova E. O., Berdikulova F. A., Shalabaev N. T., Satbaev A. B. // New Refractories. — 2021. — No 1. — P. 57–59.

The results of studies on obtaining new compositions of chemically resistant refractory composite materials based on wastes of the Key Concentration Plant - products of fused alumina grades PPG-50TP and PPG-65TP are presented. High chemical resistance, fire resistance, mechanical strength, hardness and wear resistance allows their use for the manufacture of refractory products, concretes, masses for lining protection. Ill. 1. Ref. 3. Tab. 3.

Key words: fused alumina products PPG-50TP and PPG-65TP, aluminosilicate mortar, refractory clay, chemically resistant refractories, waste, metallurgical production.

UDC 666.3:546.28'171].017:543.57

Thermal analysis of stress-strain state of surface layer of ground Si₃N₄-TiC ceramics

Kuzin V. V., Grigor'ev S. N., Volosova M. A. // New Refractories. — 2021. — No 1. — P. 61–68.

The thermal and stress state of the surface layer of ground Si₃N₄-TiC ceramics of four systems under the action of heat flow is studied on the basis of the main concepts of computer engineering. Regularities of temperature and stress distribution in six selected surfaces of the surface layer are established. The specificity of formation of structural heterogeneity of stresses and microstructural stress concentrators, which lead to changes in the structure of ceramics due to the formation of discontinuities, is determined. Ill. 5. Ref. 27. Tab. 2.

Key words: Si₃N₄-TiC ceramics, surface layer, stress state, heat flow, stress intensity, microstructural stress concentrator, discontinuity, computer engineering.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



19-я Международная выставка
лабораторного оборудования
и химических реактивов

13–16.04.2021

МВЦ «Крокус Экспо»

