

УДК 666.9.03

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАТОРОВ ВЯЗКОСТИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНОЙ 3D-ПЕЧАТИ

© 2021 г. Г. С. Славчева¹, О. В. Артамонова¹ *, М. А. Шведова¹, Е. А. Бритвина¹

¹Воронежский государственный технический университет, ул. XX-летия Октября, 84, Воронеж, 394006 Россия

*e-mail: ol_artam@rambler.ru

Поступила в редакцию 23.06.2020 г.

После доработки 28.08.2020 г.

Принята к публикации 02.09.2020 г.

В работе представлены экспериментальные данные о влиянии модификаторов вязкости на структурообразование, реологические и прочностные характеристики цементных систем. Установлено, что родственные по кристаллохимическому строению гидратным новообразованиям нано- и микроразмерные модификаторы вязкости на основе SiO_2 и $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ наиболее эффективны, поскольку обеспечивают сокращение сроков схватывания и твердения в 1.3–1.5 раза, повышение пластической прочности в 4–5 раз, а также прочности при сжатии на 30%. Ксантановая камедь и пирофосфат калия являются эффективными модификаторами с точки зрения регулирования реологических характеристик цементных систем, но не позволяют интенсифицировать процессы их структурообразования и твердения.

Ключевые слова: 3D-печать, цементные системы, модификаторы вязкости, структурообразование, твердение

DOI: 10.31857/S0002337X21010140

ВВЕДЕНИЕ

Одним из важнейших нерешенных вопросов, сдерживающих в настоящее время развитие технологии строительной 3D-печати [1–3], является отсутствие эффективных строительных смесей, адаптированных по свойствам к особенностям данной технологии. Их создание связано с решением двух главных проблем. Первая обусловлена необходимостью обеспечения особых реологических характеристик смесей, от которых зависит эффективность процессов транспортирования, экструзии и послойной укладки. Вторая – обеспечением такой скорости структурообразования и твердения, которая определяет устойчивость безопалубочных печатных конструкций.

Систематизация информации [1, 4–6] о компонентном составе цементных систем для 3D-печати (табл. 1) показывает, что в их состав входят наполнители и заполнители различной дисперсности и химико-минералогического состава, модификаторы вязкости, регуляторы структурообразования, пластифицирующие добавки, армирующие волокна. При этом достаточно однозначно установлена роль каждого из компонентов в обеспечении реологических характеристик, необходимых для реализации 3D-печати.

В исследованиях [7, 8] выявлены механизмы и факторы регулирования реологических характеристик цементных систем для 3D-печати. Найдены рациональные границы варьирования компонентов смесей для получения систем, адаптированных к режимам 3D-печати по характеристикам пластичности (предел текучести 1.0–2.5 кПа); формоустойчивости (пластическая прочность 30–40 кПа, относительная деформируемость до начала трещинообразования 0.05 мм/мм); прочности при сжатии (50–70 МПа). Показано, что для каждой конкретной системы концентрации компонентов дисперсной фазы в значительной мере определяются характеристиками дисперсионной среды.

Установлено, что определяющим фактором регулирования пластичности смесей является введение добавок электролитов и пластификаторов, изменяющих ионный состав дисперсионной среды и состояние поверхности частиц дисперсной фазы. Необходимая для безопалубочной печати формоустойчивость смесей достигается при введении добавок-модификаторов вязкости и оптимальной плотности дисперсионной среды. Применительно к указанной совокупности добавок-регуляторов свойств дисперсионной среды механизм влияния добавок электролитов и пла-

Таблица 1. Основные компоненты систем на основе портландцемента для строительной 3D-печати

Компоненты системы	Содержание, мас. %	Типичные применяемые компоненты
Портландцемент	40–70	Бездобавочный (СЕМ I 42.5), быстротвердеющий (СЕМ I 52.5R) с высокой активностью
Заполнитель	20–60	Карбонатный песок, кварцевый песок
Наполнитель	15–60	Зблы уноса, тонкодисперсные карбонатные наполнители и шлаки (с размером зерна не более 2.5 мм), микрокремнезем
Модификаторы вязкости	1–5	Каолин, метакаолин, наноглина, мел, камедь
Пластифицирующие добавки	1–2	Суперпластификаторы без эффекта воздухововлечения на основе полиарилатов или на основе поликарбоксилатов
Ускорители твердения	1–2	Электролиты: алюминат натрия, силикат натрия, фторид натрия, карбонат калия, хлорид кальция
Добавки – компенсаторы усадки на оксидной или сульфатной основе	≤ 2	Аморфный оксид алюминия, тонкодисперсный аморфный кремнезем, сульфат кальция
Армирующие волокна	≤ 1	Фибры: стеклянная, полипропиленовая, базальтовая, стальная

стификаторов на процессы структурообразования и твердения цементных систем хорошо изучен в работах В.Б. Ратинова и Т.И. Розенберга. Однако влияние состава и концентрации используемых модификаторов вязкости на кинетику гидратации и твердения однозначно не установлено.

Целью данной работы являлось установление влияния состава модификаторов вязкости на процессы структурообразования, схватывания и твердения цементных систем для 3D-печати.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для получения цементных систем для 3D-печати использовался портландцемент (Ц) ЦЕМ I 42.5 (ГОСТ 3110–2016), техническая вода (В) (ГОСТ 23732–2011), суперпластификатор (СП) на основе поликарбоксилатных эфиров (марки Sika® Viscocrete® T100). В качестве наполнителя использовалась известняковая мука (ИМ) производства Воронежского завода минеральных порошков с размером частиц ≤ 0.2 мм. При получении смесей соотношение по массе Ц : ИМ составляло 1 : 1. В качестве армирующего компонента использовали полипропиленовое волокно (ВЛ) марки SikaFiber® PPM-12 длиной 12 мм. Его содержание составляло 0.5% от массы цемента.

В качестве модификаторов вязкости использовались следующие добавки: метакаолин (МКЛ) марки ВМК-45, ТУ 23.99.19-004-34556001-2017; ксантановая камедь (КМ) марки FUFENG®80 и пирофосфат калия (ПФК) технический, марки YUCHENG; а также комплексная наноразмерная

добавка (КНД) на основе SiO_2 , синтез которой подробно описан в работе [9].

В работе использовались системы (табл. 2), состав которых был оптимизирован в предыдущих исследованиях [7, 8] по перечисленным выше критериям пластичности и формоустойчивости (табл. 3). В качестве эталонной использовалась система I (Ц–В–СП–ИМ–ВЛ) без модификаторов вязкости.

Гранулометрический состав добавок модификаторов вязкости определяли методом лазерной дифракции с помощью лазерного анализатора частиц Analyzette 22.

Сроки начала схватывания вязкопластичных систем определяли на приборе Вика по стандартной методике. Для оценки кинетики схватывания применяли пенетрометрический метод [10], погрешность которого составляет 10%. С помощью универсального пенетрометра (марки Georocket – S068) находили показатель пластической прочности $P_{пл}$ погружением стандартного плунжера диаметром 6.4 мм до заданной отметки в 5 мм. Для этого свежеприготовленную смесь укладывали в кольцо диаметром 150 и высотой 55 мм и проводили измерения от момента получения готовой смеси до момента начала ее схватывания, соответствующего времени, определенного по прибору Вика. По результатам испытаний проводили оценку $P_{пл}$ как приведенной величины сопротивления пенетрации:

$$P_{пл} = \frac{4N}{\pi d^2}, \quad (1)$$

Таблица 2. Характеристика составов цементных систем для 3D-печати

№ п/п	Состав системы	В/Ц	ω^* , %	ω^* , %	Химический состав	Дисперсный состав	
						ω , %	d , нм
						СП	модификатор
1	Ц–В–СП–ИМ–ВЛ	0.44	1.2	–	–	–	–
2	Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–МКЛ	0.39	1.2	2	МКЛ $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (SiO_2 – 53%, Al_2O_3 – 47%)	24	1000
						65	2000
						7	4900
3	Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КМ–ПФК	0.40	1.2	0.2	КМ ($\text{C}_{35}\text{H}_{49}\text{O}_{29}$) _n (91%)	41	180000
						35	200000
						15	250000
				0.2	ПФК $\text{K}_4\text{P}_2\text{O}_7$ (98%)	38	150
						41	200
						16	250
4	Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КНД	0.37	0.7	0.01	КНД SiO_2	28	2
						39.3	5
						27.3	10

* Концентрация от массы цемента.

где N – сопротивление пенетрации смеси при погружении плунжера стандартного диаметра на глубину 5 мм, кН; d – диаметр плунжера, м².

Кинетику гидратации и фазовый состав цементного камня контролировали рентгенодифрактометрическим методом ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, $\lambda = 1.541788 \text{ \AA}$, дифрактометр ARL X'TRA); обработка дифрактометрических данных осуществлялась автоматически с использованием компьютерной программы PDWin 4.0. Степень гидратации цементных систем рассчитывали по содержанию $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ (C_3S) путем сравнения их дифрактограмм с дифрактограммой образца из цементного клинкера [11]:

$$C_{\Gamma}(\text{C}_3\text{S}) = \left(1 - \frac{I_{\text{мод}}}{I_0}\right) \times 100\%, \quad (2)$$

где $I_{\text{мод}}$ – интенсивность дифракционного максимума при $d = 2.75 \text{ \AA}$ фазы $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ образцов, различающихся видом добавки и сроками гидратации цемента; I_0 – интенсивность дифракционного максимума при $d = 2.75 \text{ \AA}$ фазы $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ исходного цемента.

Для оценки морфологии структуры цементного камня использовали сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM-7001F. Предел прочности при сжатии образцов цементного камня размером $5 \times 5 \times 5$ см определяли через 1, 3, 7, 14, 28 сут твердения в нормальных условиях на испытательной машине INSTRON Sates 1500HDS. Серия состояла из 12 образцов, внутрисерийный ко-

эффициент изменчивости результатов испытаний не превышал 7%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый состав и микроструктура исследованных систем. По данным РФА, во всех исследованных цементных системах доминирующей является фаза карбонатного наполнителя CaCO_3 (рис. 1). Общим для всех систем является присутствие фаз тоберморита $(\text{CaO})_x \cdot \text{SiO}_2 \cdot z\text{H}_2\text{O}$, низко- и высокоосновных гидросиликатов кальция. Однако содержание и структура гидратных новообразований существенно различаются.

Гидратные фазы эталонной системы через 28 суток представлены преимущественно высо-

Таблица 3. Реологические характеристики цементных систем для 3D-печати

Система	$K_f(I)$, кПа	σ_0 , кПа	$\sigma_{\text{пл}}$, кПа	$\Delta_{\text{пл}}$, мм/мм
1	2.55	1.18	48.20	0.08
2	0.98	4.69	31.31	0.03
3	1.65	3.53	41.65	0.04
4	1.54	3.04	40.75	0.07

Примечание. $K_f(I)$ – предел пластичности, σ_0 – структурная прочность, $\sigma_{\text{пл}}$ – пластическая прочность, $\Delta_{\text{пл}}$ – относительная пластическая деформация.

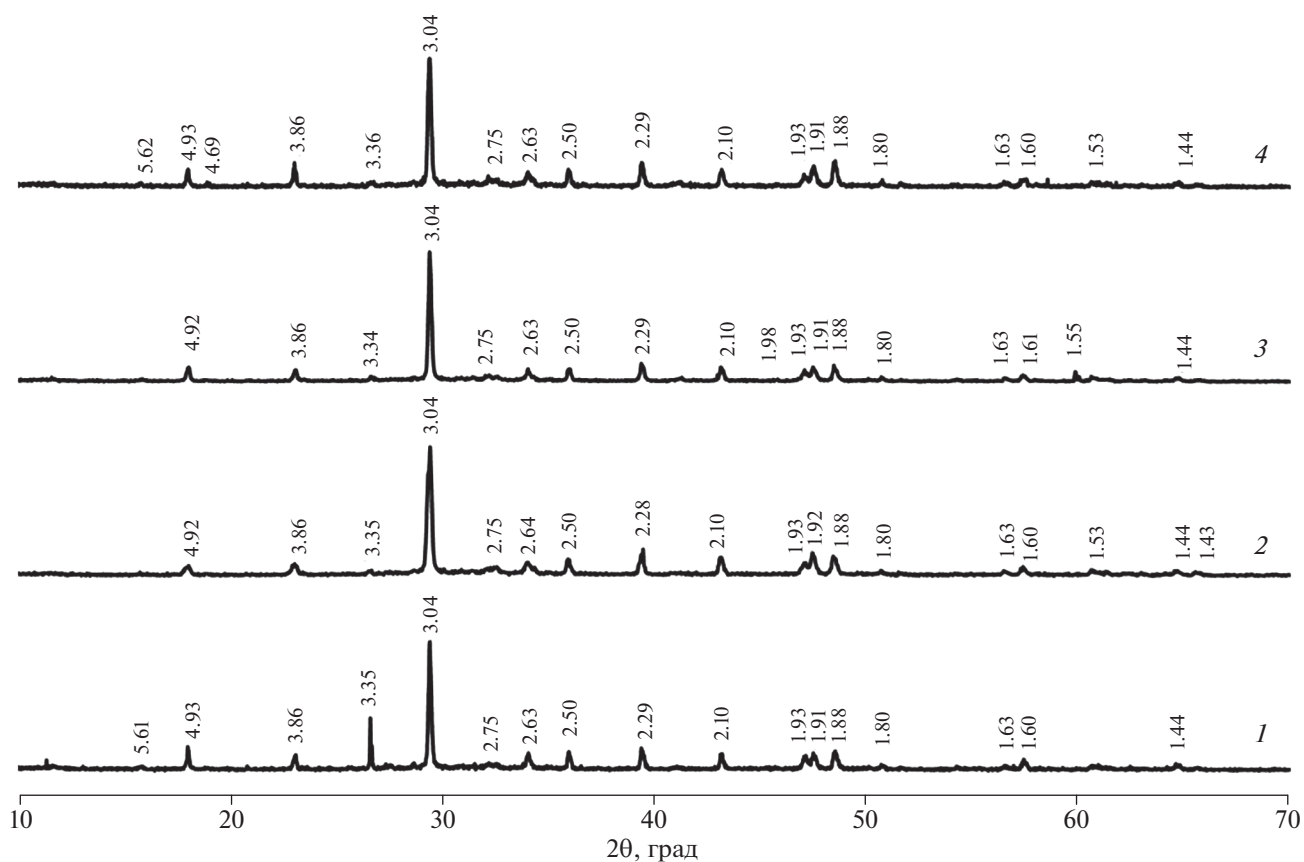


Рис. 1. Результаты рентгенодифрактометрических исследований цементных систем для 3D-печати: Ц–В–СП–ИМ–ВЛ (1), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–МКЛ (2), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КМ–ПФК (3), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КНД (4) (CaCO_3 (3.85, 3.03, 2.09, 1.90, 1.87, 1.60), $(\text{CaO})_x \cdot \text{SiO}_2 \cdot z\text{H}_2\text{O}$ (4.92, 3.05, 2.93, 2.80, 2.31, 1.83), $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ (3.77, 2.86, 2.46, 2.10, 1.93, 1.43), $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ (4.77, 3.01, 2.92, 2.37, 1.96, 1.81), $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot 0.5\text{H}_2\text{O}$ (3.95, 3.10, 2.77, 2.03, 1.87, 1.72), $\text{Ca}(\text{OH})_2$ (4.93, 3.11, 2.63, 1.93, 1.79, 1.69), $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{CaSO}_4 \cdot 26\text{H}_2\text{O}$ (5.60, 4.98, 3.88, 3.48, 2.56, 2.20)).

коосновными гидросиликатами кальция ($2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot 0.5\text{H}_2\text{O}$, $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$), портландитом ($\text{Ca}(\text{OH})_2$), высокосульфатной формой гидросульфатоалюмината кальция ($3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{CaSO}_4 \cdot 26\text{H}_2\text{O}$). Для системы 3 (Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КМ–ПФК) фазовый состав характеризуется преобладанием высокоосновных гидросиликатов кальция и портландита. В системе 2 (Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–МКЛ) дополнительно фиксируется фаза гидроалюмината кальция ($3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$). Для системы 4 (Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КНД) доминирующей фазой является низкоосновный гидросиликат кальция $(\text{CaO})_x \cdot \text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$, содержание фазы портландита практически не фиксируется. Таким образом, в системах 2 и 4 обеспечивается формирование низкоосновных гидросиликатов кальция с соотношением $C/S \leq 1.0$ и гидроалюминатов кальция вместо первичных кристаллогидратов типа портландита или высокоосновных гидросиликатов кальция.

Согласно данным электронной микроскопии, для эталонной системы 1 без модификаторов вяз-

кости (рис. 2а) характерно формирование микрокристаллической структуры из мелких волокнисто-игльчатых кристаллов гидросиликатов кальция с включениями крупных иглообразных кристаллов гидросульфатоалюминатной фазы и пластинчато-призматических кристаллов портландита. Полученные результаты хорошо коррелируют с данными рентгенодифрактометрических исследований.

Следует подчеркнуть, что все системы с модификаторами вязкости отличаются меньшей закристаллизованностью гидратных новообразований. В системе 2 (рис. 2б) доминирует слабо закристаллизованная тоберморитная $C-S-H$ -фаза, при этом фиксируется значительное количество гексагональных пластинчатых кристаллов, что в соответствии с данными РФА подтверждает присутствие в системе гидроалюминатов кальция. В системе 3 (рис. 2в) также доминирует слабо закристаллизованная тоберморитная $C-S-H$ -фаза, наблюдаются отдельные включения пластинчатых кристаллов портландита, что также коррелирует с данными РФА. Для системы 4 (рис. 2г) характерно формирование низкоосновной геле-

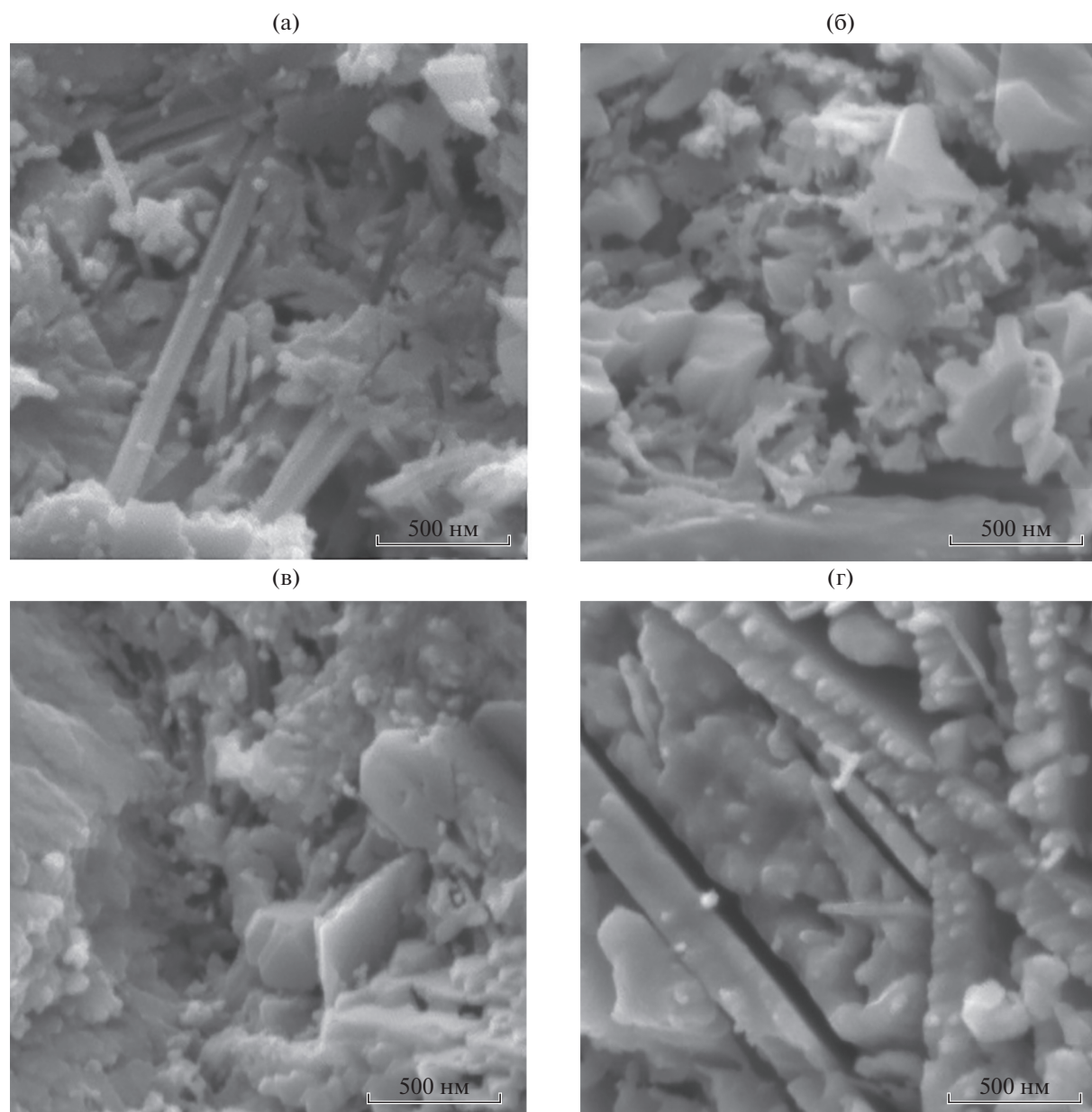


Рис. 2. Микрофотографии цементных систем для 3D-печати (время твердения 28 суток): Ц–В–СП–ИМ–ВЛ (а), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–МКЛ (б), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КМ–ПФК (в), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КНД (г).

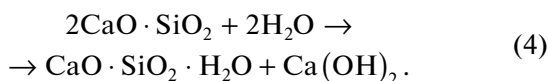
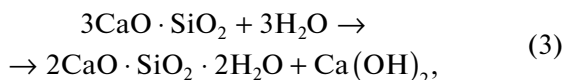
видной *C–S–H*-фазы, закристаллизованные новообразования практически не фиксируются. При этом отмечается выраженное зонирование структуры *C–S–H*-геля.

Полученные данные позволяют предложить два механизма влияния модификаторов вязкости различного химического состава на структурообразование цементных систем. Оксид кремния и МКЛ имеют родственное кристаллохимическое строение с гидратными фазами твердеющего цемента, облегчающее образование молекулярных кластеров и зародышей на частицах как активных центрах кристаллизации. При этом понижение

основности образующихся гидросиликатных фаз обусловлено способностью к химическому взаимодействию данных частиц с клинкерными минералами цемента. Эффективность модификатора повышается с уменьшением размера частиц, т.е. с увеличением их удельной поверхности. В работе [9] показано снижение эффективной энергии активации процесса гидратации цемента в 3 раза при использовании КНД. Кроме того, их предельная концентрация, обеспечивающая максимальное ускорение твердения цемента, также зависит от размера частиц модификатора: чем он меньше, тем меньше требуется добавки.

Суммарный гетерогенный процесс образования гидросиликатных фаз в данном случае можно разделить на две стадии: 1) конгруэнтное растворение и гидратация C_3S , 2) фазообразование гидратных соединений типа CSH . Стоит отметить, что именно на второй стадии под воздействием активных наноразмерных частиц происходит формирование соответствующих фаз гидросилката кальция CSH с $x = 0.8-1.5$ в случае КНД и гидроалюмината кальция в случае МКЛ.

Механизм влияния комплексной добавки КМ и ПФК связан с взаимодействием этих модификаторов на дисперсионную среду системы. КМ химически инертна, однако способна адсорбировать молекулы воды. ПФК, являясь сильным электролитом, действует сложнее: он не содержит одноименных с вяжущим ионов и его дозировка мала, поэтому он, изменяя ионную силу раствора и повышая его пересыщение, может выступать как ускоритель процесса твердения. С другой стороны, в реакцию с образованием труднорастворимых продуктов вступает только анион добавки, а катион сохраняется в жидкой фазе бетона, при этом повышается рН среды. Очень существенно, что недостающие для образования двойной соли ионы кальция поставляет в раствор $Ca(OH)_2$. Таким образом, кинетика структурообразования зависит от того, с какой интенсивностью идет гидратация алита, обеспечивающего необходимую концентрацию в растворе ионов кальция. Здесь протекает сложный многостадийный процесс, который можно условно описать следующими уравнениями:



В результате продукты гидратации системы 3 в основном представлены слабоакристаллизованной волокнистой фазой, характерной для высокоосновных гидросиликатов кальция ($2CaO \cdot SiO_2 \cdot 2H_2O$, $CaO \cdot SiO_2 \cdot H_2O$) (см. рис. 2в), и крупными кристаллами портландита ($Ca(OH)_2$).

Результатом реализации рассмотренных механизмов являются отличия в кинетике схватывания, гидратации и твердения, а также прочности цементных систем для 3D-печати.

Кинетика схватывания цементных систем. Начало процесса схватывания исследованных цементных систем, по данным стандартной оценки на приборе Вика, изменяется в диапазоне 105–157 мин. Минимальное время начала процесса схватывания наблюдается в системе 4 и составляет 105 мин. В системе 2 – 110 мин, в системе 3 – 157 мин, в эталонной системе 1 – 150 мин. При этом значения пластической прочности систем,

соответствующие времени начала схватывания, существенно различаются и лежат в диапазоне $P_{пл} = 68-568$ кПа (рис. 3). Согласно кинетическим кривым схватывания (см. рис. 3), наибольшая скорость схватывания характерна для систем 4 и 2, что обусловлено действием наноразмерных частиц SiO_2 ($d = 2-10$ нм, система 4) и микроразмерных частиц $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ ($d = 1000-5000$ нм, система 2).

В целом, введение модификаторов вязкости способствует повышению пластической прочности. Наибольшим значением $P_{пл} = 568$ МПа характеризуется система 4 (Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КНД). Частицы КНД и МКЛ, размещаясь между цементными зёрнами, создают более плотную пространственную упаковку, что и способствует увеличению пластической прочности твердой фазы. В системе 3 повышение пластической прочности может быть обусловлено тем, что камедь увеличивает плотность и вязкость дисперсионной среды. Но это одновременно сопровождается снижением активности молекул воды, необходимых для гидратации цементного клинкера, и соответствующим замедлением процессов схватывания системы. В то же время ПФК как добавка-электролит способствует повышению текучести системы. В результате значения $P_{пл}$ в данной системе приблизительно в 2 раза ниже, чем в системах с добавкой МКЛ и КНД, но выше, чем в эталонной системе.

Кинетика гидратации и твердения цементных систем. Согласно данным рентгенодифрактометрических исследований, в цементных системах с модификаторами наблюдается увеличение степени гидратации цемента, достигаемое к 28 суткам твердения (табл. 4). Максимальная степень гидратации наблюдается в системах 4 ($C_r = 95\%$) и 2 ($C_r = 90\%$) по сравнению с $C_r = 82\%$ в эталонной системе 1 и с $C_r = 85\%$ в системе 3.

В результате (табл. 4) в модифицированных системах 2 и 4 уже к третьим суткам твердения прочность составляет 43.2–44.9 МПа, что в 1.5 раза выше достигаемой в это время прочности эталонной системы. После 28 суток твердения предел прочности при сжатии эталонной системы составляет 49.5 МПа, а для систем с модификаторами – от 56.6 до 65.6 МПа. При этом максимальные значения прочности при сжатии характерны для систем 2 и 4, а наименьшее – для системы 3.

Зафиксированное ускорение процессов схватывания, гидратации и твердения исследованных систем закономерно связано с интенсификацией гетерогенных процессов фазообразования гидратных соединений. Для систем 2 и 4 это обусловлено влиянием частиц SiO_2 и $Al_2O_3 \cdot SiO_2$, обладающих повышенными значениями удельной поверхностной энергии и родственными кристаллохимическим строением с минералами цементного клин-

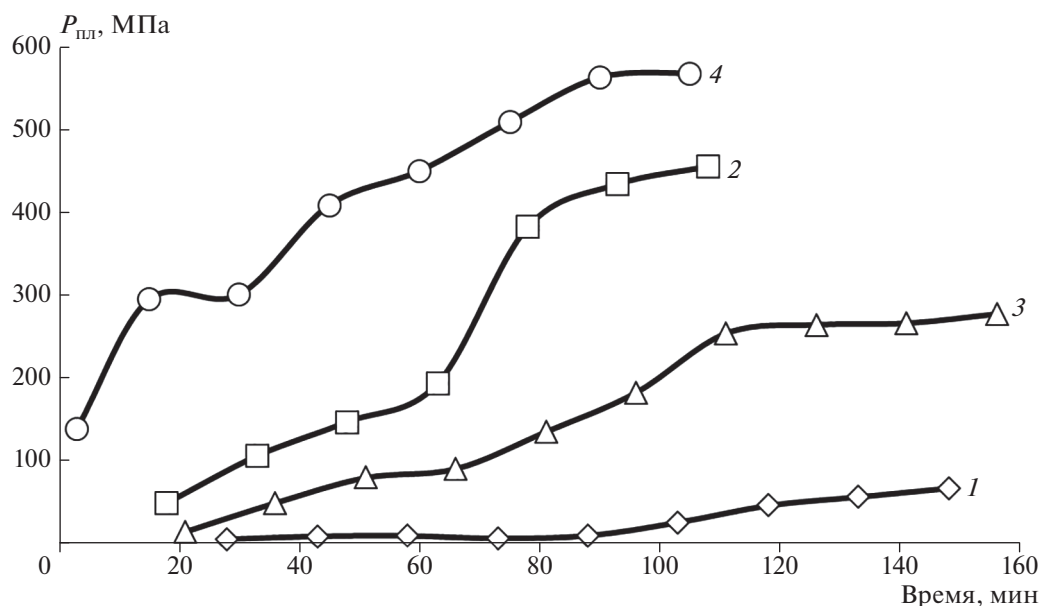


Рис. 3. Зависимость пластической прочности цементных систем для 3D-печати от времени: Ц–В–СП–ИМ–ВЛ (1), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–МКЛ (2), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КМ–ПФК (3), Ц–В–СП–ИМ–ВЛ–КНД (4).

Таблица 4. Экспериментальные данные по степени гидратации и кинетике прочности модифицированных цементных систем для 3D-печати

Система	В/Ц	C_r , % (28 сут)	Предел прочности при сжатии, МПа				
			1 сут	3 сут	7 сут	14 сут	28 сут
1	0.44	82	17.1	30.8	41.3	47.8	49.5
2	0.39	90	25.7	44.9	51.1	58.1	62.9
3	0.40	85	18.2	37.8	51.0	55.4	56.6
4	0.37	95	26.9	43.2	50.3	59.9	65.6

кера, а для системы 3 – ролью ПФК как сильного электролита, изменяющего ионную силу раствора и повышающего его пересыщение. Повышение прочности систем с модификаторами обеспечивается за счет повышения степени гидратации и изменения состава гидратных новообразований, прочностные характеристики которых зависят от состава и морфологии отдельных фаз. Высокая прочность систем 3 и 4 обусловлена высокой плотностью структуры гелевидной низкоосновной $C-S-H$ -фазы, системы 2 – наличием прочной кристаллической гидроалюминатной фазы. Подчеркнем, что в системах 2 и 4 отсутствует малопроцная портландитовая фаза, негативно влияющая на прочность систем 1 и 3.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При введении модификаторов вязкости различного состава пластическая прочность цементных систем повышается в 3–5 раз. При этом ин-

тенсификация процессов структурообразования и твердения, а также повышение прочности на сжатие происходят только при применении силикатных и алюмосиликатных нано- и микроразмерных модификаторов. Это определяется их родственными кристаллохимическим строением с гидратными фазами цементных систем. Введение этих модификаторов ускоряет процессы гидратации цемента, образования высокопрочных низкоосновных гидросиликатов кальция с соотношением $C/S \leq 1.0$ и гидроалюминатов кальция, а также повышает плотность $C-S-H$ -геля.

Влияние комплексного модификатора камеди и ПФК определяется его воздействием на дисперсионную среду цементной системы. Роль камеди состоит в увеличении ее плотности и вязкости при одновременном снижении гидратационной активности молекул воды; роль ПФК как сильного электролита заключается в изменении ионной силы раствора и повышении его пересыщения. В результате введение данного модификатора эф-

фективно регулирует только реологические характеристики цементной системы.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Экспериментальные данные получены с использованием оборудования Центра коллективного пользования имени профессора Ю.М. Борисова Воронежского государственного технического университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Paul S.C., Tay Y.W. D., Panda B., Tan M.J.* Fresh and Hardened Properties of 3D Printable Cementitious Materials for Building and Construction // *J. Arch. Civil Mech Eng.* 2018. V. 18. № 1. P. 311–319. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2017.02.008>
2. *Zhang Y., Zhang Y., She W., Yang L. et al.* Rheological and Harden Properties of the High-Thixotropy 3D Printing Concrete // *Constr. Build. Mater.* 2019. V. 201. P. 278–285. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.12.061>
3. *Lu B., Weng Y., Li M., Qian Y.* A Systematical Review of 3D Printable Cementitious Materials // *Constr. Build. Mater.* 2019. V. 207. P. 477–490. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.02.144>
4. *Le T.T., Austin S.A., Lim S., Buswell R.A., Gibb A.G.F., Thorpe T.* Mix Ddesign and Fresh Properties for High-Performance Printing Concrete // *Mater. Struct.* 2012. V. 8. № 45. P. 1221–1232. <https://doi.org/10.1617/s11527-012-9828-z>
5. *Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K., Hui D.* Additive Manufacturing (3D Printing): A Review of Materials, Methods, Applications and Challenges // *Compos. Part B.* 2018. V. 143. P. 172–196. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>
6. *Mechtcherine V., Bos F.P., Perrot A., Leal da Silva W.R., Nerella V. N., Fataei S., Wolfs R.J. M., Sonebi M., Rousel N.* Extrusion-Based Additive Manufacturing with Cement-Based Materials – Production Steps, Processes, and Their Underlying Physics: A Review // *Cem. Concr. Res.* 2020. V. 132. P. 106037. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2020.106037>
7. *Славчева Г.С., Артамонова О.В.* Критериальная оценка реологических характеристик цементных систем для строительной 3D-печати // *Инж.-стр. журнал.* 2018. № 8(84). С. 97–108. <https://doi.org/10.18720/MCE.84.10>
8. *Slavcheva G.S., Artamonova O.V.* Rheological Behavior and Mix Design for 3d Printable Cement Paste // *Key Eng. Mater.* 2019. V. 799. P. 282–287. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.799.282>
9. *Артамонова О.В.* Синтез наномодифицирующих добавок для технологии строительных компози- тов. Воронеж: Воронежский ГАСУ, 2016. 100 с.
10. *Lootens D., Joussett O., Matinje L., Roussel N., Flatt R.J.* Yield Stress During Setting of Cement Pastes from Penetration Test // *Cem. Concr. Res.* 2009. V. 39. P. 401–408. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2009.01.012>
11. *Bullard J.W., Jennings H.M., Livingston R.A., Nonat A., Scherer G.W., Schweitzer J.S., Scrivener K.L., Thomas J.J.* Mechanisms of Cement Hydration // *Cem. Concr. Res.* 2011. V. 41. P. 1208–1223. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2010.09.011>