

PACS numbers: 61.05.cp, 62.20.mm, 62.25Mn, 68.37.Hk, 81.05.Mh, 81.40.Np, 83.80.Ab

Влияние микроструктуры изломов бетона на прочность бетонных композитов высокой структурной прочности и плотности

А. В. Сумарюк, В. Ф. Романкевич, И. И. Гуцуляк,
В. В. Михайлович, Ю. Т. Роман, И. М. Фодчук

*Черновицкий национальный университет имени Юрия Федьковича,
ул. Коцюбинского, 2,
50002 Черновцы, Украина*

Проведён сравнительный микроанализ и элементный анализ различных областей изломов бетонных композитов различной структурной прочности и плотности с использованием методов рентгеновской дифракции и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Исследовано влияние ультрадисперсных модификаторов на процессы структурообразования цементного камня. Проанализирован характер раскрытия трещин и фазовый состав поверхности излома в процессе их разрушения. Показано, что чем больше дисперсность фазовых составляющих кальцита, тем выше концентрация в них атомов алюминия и ниже — кремния, что и является возможной причиной снижения структурной прочности композита на нануровне.

Проведено порівняльну мікроаналізу й елементну аналізу різних областей зламів бетонних композитів різної структурної міцності та густини з використанням методів X-променевої дифракції й енергодисперсійної X-променевої спектроскопії. Досліджено вплив ультрадисперсних модифікаторів на процеси структуроутворення цементного каменю. Проаналізовано характер розкриття тріщин і фазовий склад поверхні зламу в процесі їх руйнування. Показано, що чим більша дисперсність фазових складових кальциту, тим вища концентрація в них атомів Алюмінію та нижча — атомів Силіцію, що і є можливою причиною пониження структурної міцності композиту на нанорівні.

A comparative microanalysis and elemental analysis of different areas of the breaks of concrete composites of various structural strength and density using the X-ray diffraction and the energy dispersion X-ray spectroscopy are carried out. The influence of ultrafine modifiers on the processes of structural formation of a cement stone is investigated. The character of the crack opening and the phase composition of fracture surface in the process of their

destruction are analysed. As shown, the greater the dispersion of the phase components of calcite, the higher in them of aluminium atoms and the lower the concentration of silicon atoms that is a possible cause of reduction of structural strength of the composite at the nanoscale level.

Ключевые слова: бетонный композит, ультрадисперсные модификаторы, нанокремнезём, метакралин, кварцевая пудра, рентгеновская дифракция, сканирующая электронная микроскопия.

Ключові слова: бетонний композит, ультрадисперсні модифікатори, нанокремнезем, метакралін, кварцова пудра, X-променева дифракція, сканувальна електронна мікроскопія.

Key words: concrete composite, ultrafine modifiers, nanosilica, metakaolin, quartz powder, X-ray spectroscopy, SEM.

(Получено 30 мая 2019 г.; после доработки — 12 июня 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Необходимым условием для получения высокопрочных бетонов является обоснование причинно-следственных связей структурообразования и нахождения новых подходов химического модифицирования бетонной смеси [1]. Однако существует ряд факторов, которые способны повлиять на физико-механические свойства бетона. Прежде всего, это микротрещины, обусловленные аутогенной усадкой, что значительно уменьшает устойчивость бетонов к агрессивным средам, и дефекты в межфазной переходной зоне между цементной матрицей и большими агрегатными заполнителями [2, 3].

Среди технологических факторов, влияющих на формирование бетонной матрицы высокой структурной прочности и плотности, выделяют внедрение комплекса мелкодисперсных модификаторов на основе аморфного конденсированного нанокремнезёма с удельной поверхностью $\approx 250 \text{ м}^2/\text{г}$ [1–10]. В частности, в работах [1, 3] исследовано влияние комплекса различных нанонаполнителей на формирование более плотной структуры цементного камня. Отмечено, что структура высокопрочных бетонов формируется преимущественно из низкоосновных гидросиликатов кальция CSH-I и таких структурных моделей цементного геля, как дженит $\text{Ca}_9\text{H}_{22}\text{O}_{32}\text{Si}_6$ и тоберморит $\text{Ca}_2\text{H}_3\text{O}_{11}\text{Si}_3$ [2–5]. В работах [10–13] показано, что высокоактивные пуццоланы приводят к уменьшению пористости и содержания гидроксида кальция $\text{Ca}(\text{OH})_2$, что, в свою очередь, влияет на генерирование гидросиликатов кальция.

В данной работе методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеновской дифрактометрии исследованы особенности

формирования микроструктуры изломов бетона как без, так и с добавлением ультрадисперсных модификаторов. Проанализировано влияние фазового состава образованных соединений на характер раскрытия трещин в процессе разрушения композита.

2.1. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для физико-механических испытаний использованы две экспериментальные рецептуры бетонной смеси: №1 (исходная) и №2 — модифицированная комплексом мелкодисперсных модификаторов на основе нанокремнезёма (НК) и метакаолина (МТК). Составы рецептур приведены в табл. 1. Было изготовлено несколько серий образцов в форме куба размерами $10 \times 10 \times 10$ см³, которые выдерживались в нормальных условиях (при температуре 20°C и относительной влажности 95%).

Для рецептуры №1, подобранной на основе анализа аналитических кривых, описывающих образования оптимальной мезо- и макроструктуры бетонного композита, прочность образцов на сжатие составила $\cong 50$ МПа [6]. В то же время, для рецептуры №2 прочность образцов на сжатие составила $\cong 120$ МПа. Для прогнозирования мезо- и макроструктуры модифицированного бетона использованы рекомендации немецкого стандарта DIN EN 1045, в котором рекомендованы составы основных компонентов, размеры наполнителей и их процентное содержание [5, 6].

2.2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Определение прочности на сжатие проводилось на гидравлическом прессе П250. Нагрузки на образцы осуществлялись непре-

ТАБЛИЦА 1. Рецептуры смесей №1 и №2.¹

| Составляющие смесей | Рецептура №1, кг/м ³ | Рецептура №2, кг/м ³ |
|--------------------------------------|------------------------------------|------------------------------------|
| Цемент* СЕМ-I 52,5 | 600 | 600 |
| Песок кварцевый, фракция 0,4–0,63 мм | 584 | 654 |
| Щебень гранитный, фракция 2/5 мм | 315 | 212,86 |
| Щебень гранитный, фракция 5/10 мм | 315 | 255,71 |
| Щебень гранитный, фракция 10/20 мм | 660 | 543,81 |
| Нанокремнезем, фракция 100–300 нм | — | 180 |
| Метакаолин, фракция 1–40 мкм | — | 30 |
| Вода дистиллированная | 160 | 160 |
| Пластификатор | 5% | 5% |

рывно со скоростью $0,6 \pm 0,4$ МПа/с, что обеспечивало равномерное распределение напряжения в образце.

Анализ особенностей микроструктуры сколов бетона проводился с помощью сканирующего электронного микроскопа фирмы Hitachi SU 70 с использованием ССD-детектора. Элементный анализ объектов проводился на основе данных энергодисперсионной рентгеновской (ЭДХ) спектроскопии.

Структурные исследования фазового состава цемента и образцов цементного камня проведены на дифрактометре X'Pert PRO MRD в однокристалльной схеме ($\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучение).

Для построения градуированных графиков образцы предварительно измельчались в мелкодисперсный порошок и просеивали

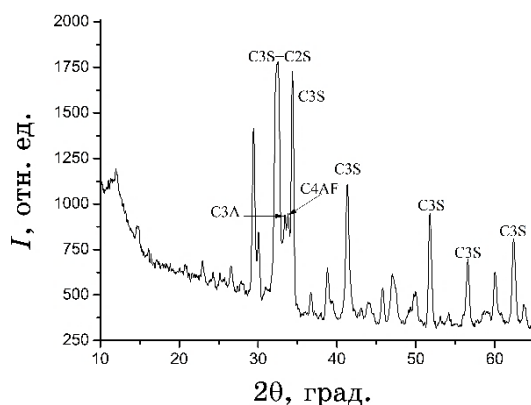


Рис. 1. Типичная дифрактограмма фазового состава цемента, который содержит различные клинкерные минералы (табл. 2).²

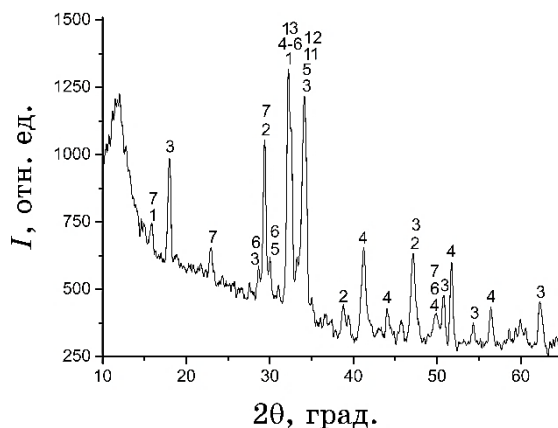


Рис. 2. Дифрактограмма соединений гидратации цемента и Н₂О, МТК.³

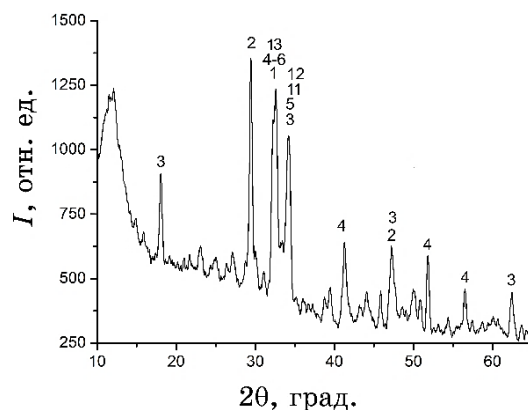


Рис. 3. Дифрактограмма соединений гидратации цемента.⁴

через сито, диаметр ячеек которого составляет $\cong 8$ мкм.

Экспериментальные рентгенодифракционные кривые обрабатывались с использованием программного обеспечения Match3.

Типичная рентгеновская дифрактограмма цемента приведена на рис. 1. На дифрактограмме выделены основные кристаллические фазы, которые существенно влияют на формирование прочностных характеристик бетонных композитов (рис. 2 и 3). В частности, для характеристик образцов №1 и №2 были выбраны типичные для цемента фазы, которым на рентгеновской дифрактограмме (рис. 1) соответствуют следующие максимумы интенсивности [8]: для фазы C_3A $2\theta = 33,18$ град (период решётки $d = 2,70$ Å); для фазы C_4AF $2\theta = 33,94$ град ($d = 2,64$ Å); для фазы C_3S характерна повторяемость максимумов интенсивности ($d = 3,04$ Å). Для фазы $\beta-C_2S$ большинство максимумов интенсивности накладывается на соответствующие максимумы других клинкерных минералов, в частности, фазы C_3S (при $2\theta = 29,38$ град). Поэтому, для этого минерала был выбран максимум при $2\theta = 30,94$ град ($d = 2,89$ Å).

Соотношение основных фаз клинкерных минералов в цементе приведено в табл. 2.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Данные рентгеновского и спектрального анализа свидетельствуют, что в серии образцов прочности 120 МПа (состав №2) в процессе гидратации клинкерных минералов при затвердевании бетона образуется ряд химически активных веществ (рис. 2). Это, в первую очередь, — гидрат окиси кальция, гидрат силиката кальция (ГСК) и такие структурные модели геля, как дженит и то-

ТАБЛИЦА 2. Количественные соотношения (в %) между основными фазами цемента.⁵

| № | Клинкерные минералы | Химическая формула | Содержание, % |
|---|---------------------|--|---------------|
| 1 | C3S | $\text{Ca}_3\text{O}_5\text{Si}$ | 52,2 |
| 2 | C2S | $\text{Ca}_2\text{O}_4\text{Si}$ | 22 |
| 3 | C4FA | $\text{Al}_2\text{Ca}_4\text{Fe}_2\text{O}_{10}$ | 11,6 |
| 4 | C3A | $\text{Al}_2\text{Ca}_3\text{O}_6$ | 14,5 |

ТАБЛИЦА 3. Составляющие фаз образца №2 (рис. 2).⁶

| № | Химическая формула | d/n | Название соединения |
|----|---|---------------------|----------------------|
| 1 | $\text{Al}_2\text{Ca}_6\text{H}_{66}\text{O}_{49,68}\text{S}_3$ | 0,974, 0,563, 0,388 | Еттрингит |
| 2 | CaCO_3 | 0,278, 0,303, 0,191 | Кальцит |
| 3 | $\text{Ca}(\text{OH})_2$ | 0,491, 0,262, 0,192 | Портландит |
| 4 | $\text{Ca}_3\text{H}_2\text{O}_{7,5}\text{Si}_{1,5}$ | 0,278, 0,335, 0,181 | Гидросиликат кальция |
| 5 | $\text{Ca}_9\text{H}_{22}\text{O}_{32}\text{Si}_6$ | 1,049, 0,262, 0,278 | Дженит |
| 6 | $\text{Ca}_2\text{H}_3\text{O}_{11}\text{Si}_3$ | 0,308, 0,297, 0,351 | Тоберморит 1,1-нм |
| 7 | $\text{Ca}_{2,5}\text{H}_{11}\text{O}_{12,5}\text{Si}_3$ | 0,552, 0,310, 0,301 | Тоберморит 1,4-нм |
| 8 | $\text{Ca}_5\text{H}_{10}\text{O}_{22}\text{Si}_6$ | 0,307, 0,301, 0,279 | Клинотоберморит |
| 9 | $\text{Ca}_2\text{H}_2\text{O}_5\text{Si}$ | 0,287, 0,269, 0,260 | ГСК |
| 10 | $\text{Ca}_5\text{H}_2\text{O}_{10}\text{Si}_2$ | 0,303, 0,277, 0,256 | ГСК |
| 11 | $\text{Al}_2\text{CaH}_{10}\text{O}_{21}\text{Si}_6$ | 0,305, 0,275, 0,268 | ГАСК |
| 12 | $\text{Al}_2\text{CaH}_8\text{O}_{10}\text{Si}_{12}$ | 0,263, 0,262 | ГАСК |
| 13 | $\text{Al}_{3,5}\text{Ca}_3\text{H}_{9,7}\text{O}_{12}$ | 0,276, 0,309 | ГАК |

берморит. Результаты идентификации сложившихся фаз приведены в табл. 3.

Характерным продуктам гидратации портландцемента для образцов №2 на дифрактограмме рис. 2, б отвечают максимумам интенсивности, которые пронумерованы и соответствуют соединениям еттрингита (1 — $\text{Al}_2\text{Ca}_6\text{H}_{66}\text{O}_{49,68}\text{S}_3$ — $d/n = 0,975 \text{ \AA}$), тоберморита (2 — $\text{Ca}_2\text{H}_3\text{O}_{11}\text{Si}_3$ — с толщиной слоя 1,1 нм) и гидросиликатов кальция ($d/n = 0,278, 0,335, 0,181 \text{ \AA}$). Важно, что эти максимумы находятся в тех же угловых положениях, что и максимумы интенсивности для клинкерных минералов, в частности для алита (C_3S) и белита (C_2S). Это свидетельствует об их определяющей роли в формировании цементной матрицы. Трёхкальциевый алюминат (C_3A), взаимодействуя с водой и гипсом (CaSO_4), образует нерастворимый гидросульфалюминат кальция ($3\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - 3\text{CaSO}_4 - 31\text{H}_2\text{O}$), который со временем трансформируется в гидроалюминаты кальция различной основности, что и наблюдается на дифрактограммах (рис. 2 и 3).

Для серии образцов состава №1, как следует из дифрактограммы на рис. 3, также характерен состав тех основных соединений

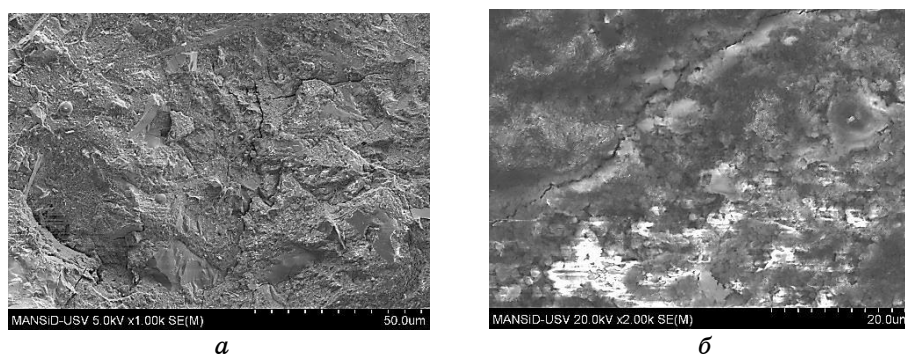


Рис. 4. Электронно-растровые изображения поверхности изломов цементной матрицы состава: а) №1, б) №2.⁷

гидратации, что и для образцов №2. Однако есть и некоторые отличия. В частности, интенсивность пиков (обозначенных цифрами 3) на рис. 3 от кальцита значительно выше (на 10%), что, возможно, свидетельствует об их большей концентрации в фазах гидратации, чем в бетонных композитах с мелкодисперсными модификаторами.

Важно, что использование цемента с низким содержанием C_3S (менее 50%) значительно усложняет получение высокопрочных бетонов, в частности, при использовании нанокремнезёма и метакаолина. Это обусловлено тем, что эффективность применения таких добавок предусматривает наличие в затвердевающей системе избыточного портландида (СН), тогда как система с низким содержанием C_3S характеризуется пониженным содержанием гидроксида кальция $Ca(OH)_2$ [9, 10].

Для более полного представления о формировании фаз гидратации в бетонных композитах высокой прочности и влияния ультрадисперсных модификаторов, исследовано микроструктуру поверхности изломов и их фазовый состав с помощью сканирующей электронной микроскопии (рис. 4) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (рис. 5). Перечень элементов в табл. 4 и их процентное содержание указывают на наличие в бетонной матрице №1 подавляющего числа кальцита $CaCO_3$. При наличии влаги в результате реакции кальций оксида с углекислым газом атмосферы, как правило, образуется слоистая структура (рис. 6) с малой адгезией и когезией к цементному камню [11]. По данным ЭДХ-анализа излом бетонного композита №1 проходит преимущественно по областям, где имеются высокие концентрации кальцита (табл. 4). Итак, чем выше дисперсность фазовых составляющих кальцита, тем выше концентрация в них атомов алюминия и ниже — кремния, что и является предположитель-

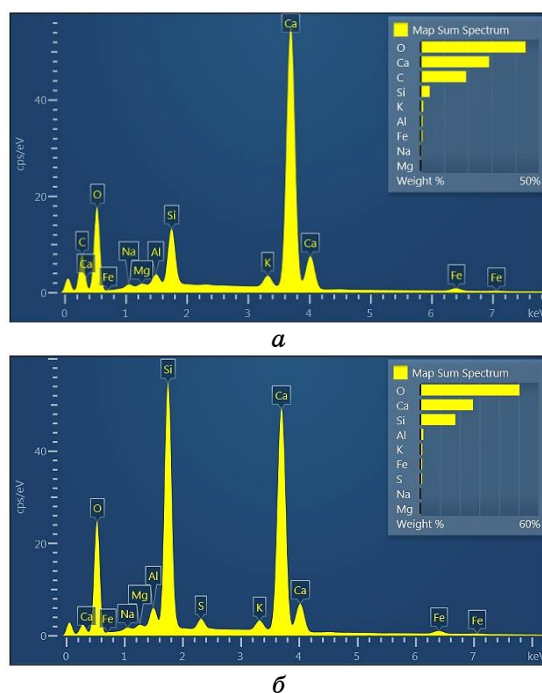


Рис. 5. Элементный состав бетонных образцов а) №1 и б) №2 по результатам энергодисперсионного рентгеновского анализа по картинам рис. 4, а, б соответственно.⁸

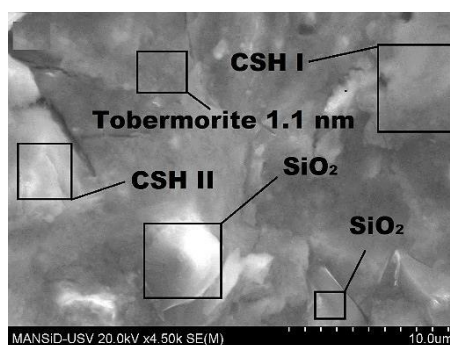


Рис. 6. СЭМ-изображение микроструктуры среза поверхности цементной матрицы состава №2.⁹

ной причиной снижения прочности композита на микроуровне.

Структура образца состава №2 отличается большим количеством фаз и их неоднородностью (табл. 4 и 5 соответственно). В структуре бетона состава №2 преобладают фазы низко- ($\approx 1,8\%$) и

ТАБЛИЦА 4. Количественные соотношения между основными составляющими элементного состава излома бетона состава №1.¹⁰

| Элемент | Видимая концентрация | Концентрация, % | Химическое соединение |
|---------|----------------------|--------------------|--------------------------------|
| C | 108,28 | 19,27 | C |
| O | 285,15 | 44,50 | SiO ₂ |
| Na | 5,13 | 0,45 | Albite |
| Mg | 2,27 | 0,21 | MgO |
| Al | 10,60 | 0,82 | Al ₂ O ₃ |
| Si | 55,79 | 3,86 | SiO ₂ |
| K | 19,90 | 1,07 | KBr |
| Ca | 495,17 | 29,03 | Wollastonite |
| Fe | 10,54 | 0,79 | Fe |

ТАБЛИЦА 5. Количественные соотношения между основными составляющими элементного состава взлома бетона состава №2.¹¹

| Элемент | Видимая концентрация | Концентрация, % | Химическое соединение |
|---------|----------------------|--------------------|--------------------------------|
| O | 393,92 | 50,40 | SiO ₂ |
| Na | 3,87 | 0,34 | Albite |
| Mg | 3,43 | 0,31 | MgO |
| Al | 19,98 | 1,52 | Al ₂ O ₃ |
| Si | 257,48 | 17,81 | SiO ₂ |
| S | 12,53 | 0,90 | FeS ₂ |
| K | 17,78 | 1,03 | KBr |
| Ca | 439,97 | 26,75 | Wollastonite |
| Fe | 12,70 | 0,94 | Fe |

высокоосновных ($\approx 2,6\%$) CaO/SiO₂, а также не прореагировавших частиц нанокремнезёма. Вероятно, значительно большая прочность на сжатие для состава №2 связана с более развитой удельной поверхностью пуццолановых частиц, которые способны быстрее реагировать с Ca(OH)₂, образуя плотную микроструктуру [12].

Разрушение бетонного образца №2 (под давлением 120 МПа) происходило по тем поверхностям (изломам), на которых преобладают фазы гидроксидов кальция, которые являются плотнее и прочнее структуры кальцита, которая преобладает на изломах образцов рецептуры №1 [12].

Таким образом, модификация бетонного композита комплексом НК и МТК создают условия для преобразования нестабильно-

го и растворимого гидроксида кальция в прочный кристаллический гидрат силиката кальция [13–15]. Уплотнённая таким образом структура бетона дает значительный прирост показателя прочности. Кроме этого, при введении НК в жидкую фазу цементного теста, образуется гель оксида кремния, который в дальнейшем адсорбирует свободные ионы Ca^{2+} и OH^- и способствует формированию слабо закристаллизованных низкоосновных ГСК (табл. 3). При ограниченных условиях низкоосновные ГСК приводят к увеличению количества гелиевых пор и снижению открытой пористости. Такие замкнутые поры препятствуют распространению трещин в глубину твёрдого тела, так как напряжение очень быстро спадает от высоких значений на поверхности поры к низким значениям в её внутренних областях, то есть мелкие замкнутые поры препятствуют процессу разрушения материала [16, 17].

4. ВЫВОДЫ

1. Чем выше дисперсность фазовых составляющих кальцита, тем выше концентрация в них атомов алюминия и ниже — кремния, что и является предположительной причиной снижения прочности композита на микроуровне.

2. Гидросиликат кальция является основным вяжущим агентом в цементной матрице и отвечает за прочность и плотность структуры. Соединение C–S–H формируется в результате химического взаимодействия фаз портландцемента $\beta\text{-C}_2\text{S}$, C_3S и воды. Гидросиликат кальция (C–S–H) является продуктом гидратации и формирует примерно 60% фаз бетонного композита. Молярное отношение CaO к SiO_2 в C–S–H является одним из основных причин определения и контроля свойств системы гидросиликата кальция.

3. Модифицирование бетонного композита комплексом МК и МТК создаёт условия для преобразования нестабильного и растворимого гидроксида кальция в прочный кристаллический гидрат силиката кальция. Уплотнённая в таком виде структура бетона дает значительный прирост показателя прочности.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА—REFERENCES

1. O. V. Sumariuk, V. F. Romankevych, and I. M. Fodchuk, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **16**, No. 1: 117 (2018) (in Russian); А. В. Сумарюк, В. Ф. Романкевич, И. М. Фодчук, *Наносистемы, наноматериали, нанотехнології*, **16**, вип. 1: 117 (2018).
2. S. Pujol, J. M. Rautenberg, and M. A. Sozen, *Concrete International*, **33**, No. 9: 42 (2011).

3. O. V. Sumariuk, V. F. Romankevych, and I. M. Fodchuk, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **16**, No. 1: 103 (2018) (in Russian); А. В. Сумарюк, В. Ф. Романкевич, И. М. Фодчук, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **16**, вып. 1: 103 (2018).
4. S. Gupta, *Journal on Today's Ideas—Tomorrow's Technologies*, **1**, No. 2: 85 (2013); <https://doi.org/10.15415/jotitt.2013.12006>.
5. H. Li, H. Gang, X. Jie, J. Yuan, and J. Ou, *Composites: Part B*, **35**, No. 2: 185 (2004); [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(03\)00052-0](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(03)00052-0).
6. X. Shi and X. He, *Transportation Research Record Journal of the Transportation Research Board*, **2070**, No. 1: 13 (2008); <https://doi.org/10.3141/2070-03>.
7. T. Ji, *Cement and Concrete Research*, **35**, No. 10: 1943 (2005); <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2005.07.004>.
8. O. Akhlaghi, T. Aytas, B. Tatli, D. Sezer, A. Hodaei, A. Favier, K. Scrivener, Y. Z. Menceloglu, and O. Akbulut, *Cement and Concrete Research*, **101**: 114 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2017.08.028>.
9. K. Wile and G. J. Parra-Montesinos, *ACI Materials Journal*, **109**, No. 3: 379 (2012).
10. K. Wille, A. E. Naaman, and G. Parra-Montesinos, *ACI Materials Journal*, **108**, No.1: 46 (2011).
11. M. Sanytsky, B. Rusyn, J. Halbiniak, and J. Szymanska, *Budownictwo o Zoptymalizowanym Potencjale Energetycznym*, **2**, No. 12: 96 (2013).
12. H. J. H. Brouwers and H. J. Radix, *SCC'2005-China—1st International Symposium on Design, Performance and Use of Self-Consolidating Concrete (May 26–28, 2005, Changsha, Hunan, China)*, p. 109; <https://doi.org/10.1617/2912143624.010>.
13. K. Jayakumar, *International Symposium on Ultra High Performance Concrete (September 13–15, 2004, Kassel, Germany)*, p. 165.
14. L. Raki, J. Beaudoin, R. Alizadeh, J. Makar, and T. Sato, *Materials (Basel)*, **3**, No. 2: 918 (2014); <https://doi.org/10.3390/ma3020918>.
15. Xun Yu and Eil Kwon, *Smart Mater. Struct.*, **18**, No. 5: 055010 (2009); <https://doi.org/10.1088/0964-1726/18/5/055010>.
16. K. Wile, A. E. Naaman, S. El-Tawil, and G. Parra-Montesinos, *Materials and Structures*, **45**, No. 3: 309 (2012); <https://doi.org/10.1617/s11527-011-9767-0>.
17. Y. Tanaka, K. Maekawa, Y. Kameyama, A. Ohtake, H. Musha, and N. Watanabe, *Designing and Building with UHPFRC*, **12**: 149 (2011); <https://doi.org/10.1002/9781118557839.ch12>.

Yuriy Fedkovych Chernivtsi National University,
2, Kotsyubynsky Str.,
UA-50002 Chernivtsi, Ukraine

¹ TABLE 1. Mixtures No. 1 and No. 2.

² Fig. 1. A typical diffractogram of the phase composition of cement, which contains various clinker minerals (Table 2).

³ Fig. 2. Diffractogram of cement hydration compounds and NS, MTK.

⁴ Fig. 3. Diffractogram of cement hydration compounds.

⁵ TABLE 2. Quantitative ratio (in %) between the phases of cement.

⁶ TABLE 3. Components of the phases of sample No. 2 (Fig. 2).

⁷ Fig. 4. SEM images of fracture surface of the cement matrix of composition: a) No. 1, б) No. 2.

⁸ **Fig. 5.** The elemental composition of concrete samples, *a*) No. 1 and *b*) No. 2, according to the results of energy dispersive X-ray analysis corresponding to the pictures in Fig. 4, *a*, *b*, respectively.

⁹ **Fig. 6.** SEM image of the microstructure of the cut surface of the cement matrix composition No. 2.

¹⁰ **TABLE 4.** Quantitative relationships between the main components of the elemental composition of fracture of concrete composition No. 1.

¹¹ **TABLE 5.** Quantitative ratios between the main components of the elemental composition of cracking concrete No. 2.