

Глуховський В.В.<https://orcid.org/0000-0003-3917-174X>

Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

МІЖФАЗНА ВЗАЄМОДІЯ У ЗОНІ КОНТАКТУ ТА ЇЇ РОЛЬ У ЗМІЦНЕННІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

У статті представлені результати дослідження залежності фізико-механічних характеристик моделей склофібробетонних композицій від інтенсивності процесів хімічної взаємодії у зоні контакту армуючий компонент – матриця.

Огороджуючи матеріали на основі неорганічних в'язучих та скляних волокон – це високоефективні композитні матеріали, які характеризуються високою міцністю на розтяг, корозійною стійкістю та довговічністю у порівнянні із звичайним бетоном. Вироби на основі цього матеріалу характеризуються низкою вагою та естетичною гнучкістю, що робить його особливо придатним для облицювання фасадів, збірних компонентів та промислового застосування.

У ряді досліджень було показано, що включення до складу склофібробетонних композитів пуцоланових добавок, таких як кремнеземний пил, метакаолін та зола-винесення, покращує їх механічні властивості та довговічність, зменшуючи проблеми, які пов'язані зі старінням. Нанорозмірні добавки, зокрема одностінні вуглецеві нанотрубки, сприяють подальшому покращенню оброблюваності, корозійної стійкості та міжфазного зв'язку в зоні контакту армуючий компонент-матриці. Показано також, що характеристики склофібробетонів залежать від типу, вмісту та розмірів використаних скловолокна, зокрема, стійкі до лугів скловолокна ефективні для запобігання утворенню мікротріщин на ранніх стадіях, тим самим покращуючи міцність на розтяг та згин. Експериментальні дослідження підтверджують, що зміни характеристик волокон безпосередньо впливають на механічні характеристики [1].

Предметом дослідження є вивчення залежності експлуатаційних властивостей композицій на основі неорганічних в'язучих та мінеральних волокон від процесів хімічної взаємодії у зоні контакту між новоутвореннями твердіючого неорганічного в'язучого та армуючим компонентом з використанням модельних систем.

У якості об'єктів дослідження використані склоцементні композиції на основі армуючих компонентів зі стекол різної гідролітичної стійкості та матриць на основі неорганічних в'язучих, які суттєво відрізняються складом продуктів гідратації та ступенем агресивності середовища по відношенню до матеріалу армуючих компонентів.

Ключові слова: дисперсно-армовані композиційні матеріали, скляні волокна, скляні штапики, міцність на розтяг при згині, портландцемент, глиноземистий цемент, будівельний гіпс, гіпсове в'язуче α -модифікації.

Постановка проблеми. Найбільш широко використовуваним композиційним матеріалом на основі портландцементу є бетон. Беручи до уваги експлуатаційні характеристики будівель та споруд на основі портландцементного бетону, протягом усього їх життєвого циклу, бетон забезпечує значні переваги у плані стійкості порівняно з іншими будівельними матеріалами завдяки своїм внутрішнім властивостям, таким як міцність, довговічність, стійкість до екстремальних погодних умов та техногенних подій. Крім того, цього кон-

струкційного матеріалу достатньо, він доступний за ціною, доступний на місцевому рівні і може використовуватися незліченними способами [2].

У той же час, одним із недоліків конструкцій на основі бетону, є їхня висока матеріалоемність, яка компенсує крихкість цього композиту та його низьку міцність при розтягу, що досягається використанням металевої арматури.

У разі, коли необхідно створити тонкостінну конструкцію, спосіб армування виробів металевою арматурою не підходить, що зумовлює



необхідність використання у якості армуючого компонента тонких дисперсних волокон різного хімічного складу. Але якщо армуючий компонент вводиться з метою підвищення міцності композицій при розтягу, дисперсні волокна які використовуються, повинні мати модуль пружності вище, ніж модуль пружності матеріалу матриці. До таких волокон відноситься: хризотил-азбест, скляне волокно, вуглецеві та корундові волокна та відрізки металевого дроту.

Композиційні матеріали на основі неорганічного в'язучого та скляного волокна є багатокомпонентною системою, стан якої залежить від великої кількості внутрішніх та зовнішніх факторів. До внутрішніх чинників, що впливають стан системи, можна віднести склад в'язучого, кількість скловолокна, водоцементне відношення, кількість добавок і заповнювача. Кількісна зміна одного або кількох з цих параметрів спричиняє різку зміну структури композиції, її пористості, лужності середовища, впливає на величину деформації. До зовнішніх факторів можна віднести температуру тепловологої обробки, температуру і вологість середовища зберігання та експлуатації, діючі навантаження.

Властивості композитних матеріалів на основі неорганічних в'язучих та скляних волокон залежать не тільки від фізико-хімічних властивостей компонентів, але і від міцності зв'язку між ними. Максимальна міцність досягається, якщо між матрицею і армуючими елементами відбувається утворення твердих розчинів або хімічних сполук. Будь-який зразок класу композитних матеріалів представляє собою комбінацію в певних пропорціях основних (матриці, неорганічного наповнювача) і додаткових компонентів [3].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Властивості дисперсно-армованих композитів на основі неорганічних в'язучих та тонких мінеральних волокон (діаметром 10...15 мкм) залежать від складу компонентів, марки цементу, водоцементного відношення, щільності цементної матриці, виду та складу волокна, їхньої орієнтації і рівномірності розподілу в об'ємі, технологій виробництва та умов експлуатації виробів [4-5].

На корозію скляних волокон безпосередній вплив робить вибір в'язучого. Збільшення лужності середовища матеріалу матриці підвищує швидкість корозії волокна. Цим пояснюється вища стійкість волокон у глиноземистому цементі у порівнянні з портландцементом. Тому автори багатьох робіт пропонують використовувати для скловолокнистих композицій глиноземистий та

інші мало вапняні цементы, а також цемент із добавками метакаоліну (до 25%) та мікрокремнезему (до 25%) [3].

Так само відомо, що зміни властивостей композитів на основі цементу армованого скловолокном у часі є результатом дії лужного середовища матриці та процесу ущільнення матриці у зоні її контакту зі скловолокном, що дозволяє стверджувати, що мікроструктура новоутворень в зоні контакту суттєво впливає на довговічність композиції [6, 7].

Постановка завдання. Метою статті є дослідження основних закономірностей формування зони контакту композицій на основі неорганічних в'язучих та мінеральних волокон з використанням модельних систем.

Виклад основного матеріалу. В якості об'єктів дослідження використані склоцементні композиції у яких у якості матеріалу матриці використовувалися портландцемент, гіпсоглиноземистий цемент, гіпсові в'язучі марки Г4 та α – напівгідрат марки Г22. Вибір перерахованих в'язучих як матеріалу матриці обумовлений тим, що цементний камінь, одержуваний на основі кожного з них, відрізняється природою лужних оксидів, що створюють лужне середовище, величиною рН цього середовища і складом новоутворень. Гіпсоглиноземистий цемент представлений переважно низькоосновними алюмінатами кальцію, при гідратації яких утворюється слаболужне середовище з рН 10 – 11. Портландцемент представлений в основному високоосновними силікатами, алюмінатами і алюмоферитами кальцію, при гідратації яких утворюється лужне середовище з рН 12,5 – 13, значення якого залишається постійною протягом значного періоду. Середовище твердіючого гіпсового в'язучого, незалежно від марки, характеризується нейтральним значенням рН.

В якості модельних систем для вивчення процесу формування зони контакту матеріалу матриці та армуючого компоненту у композиціях на основі неорганічних в'язучих були обрані системи, що являють собою зразки-балочки, виготовлені з тіста нормальної густоти неорганічного в'язучого з арматурою у вигляді скляних штапиків (стрижнів). Вибір даного виду армуючого компонента для модельних систем був обумовлений наступними положеннями:

– використання у якості армуючого компоненту «масивного скла», яке на відміну від скляних волокон, практично не змінює своєї міцності у середовищі в'язучого, що твердіє, дозволило встановити основні закономірності формування міцності композицій з часом без урахування про-

цесів, пов'язаних з корозією тонких скляних волокон;

– використання штапиків із скла різного хімічного складу та з різним значенням гідролітичної стійкості дозволить оцінити залежність характеристик міцності досліджуваних композицій від інтенсивності процесів взаємодії агресивних новоутворень неорганічного в'язучого з поверхнею армуючого компонента;

– добре виражена межа контакту армуючого компонента у модельних системах дозволила провести дослідження з вивчення складу та основних фізико-механічних характеристик новоутворень зони контакту армуючий компонент – матриця;

– суттєва відмінність значень температурного коефіцієнта лінійного розширення (ТКЛР) для скла С90-1 ($0,97 \cdot 10^{-5}$ град. $^{-1}$) та С52-1 ($0,52 \cdot 10^{-5}$ град. $^{-1}$) дозволило визначити вплив цього параметру на формування міцності композиції при теплової обробці з урахуванням того, що ТКЛР матеріалу матриці становив $1,02-0,98 \cdot 10^{-5}$ град. $^{-1}$, тобто близький до аналогічної показника скла С90-1 і майже у два рази відрізнявся від ТКЛР скла С52-1.

Результати визначення гідролітичного класу скляних штапиків, які використовувалися при дослідженні основних закономірностей формування структури композицій та їхнє позначення у тексті представлені у таблиці 1.

Кінетика зміни межі міцності при згині ($R_{зг}$) модельних композицій на основі портландцементу та армуючого компонента Ст1, що тверділи у воді, представлена на рисунку 1.

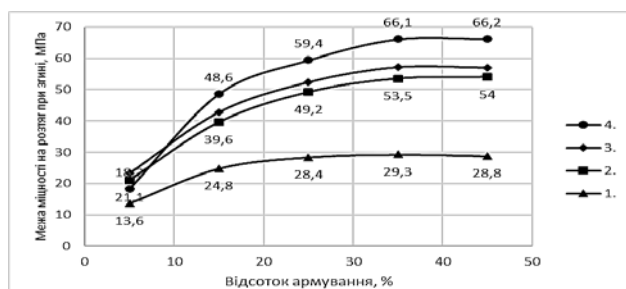


Рис. 1. Залежність межі міцності на розтяг при згині композицій на основі портландцементу з армуючим компонентом Ст1 від відсотка армування при їх твердінні у воді протягом 28 (1), 180 (2), 360 (3) та 720 (4) діб

Представлені результати показують, що у разі використання в якості армуючого компонента скла з низьким рівнем гідролітичної стійкості рівень міцності композиції постійно збільшується. У віці 28 діб максимальне значення цього показника становить 28,8 – 29,3 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$), а у віці 720 діб водного твердіння становить 66,1 – 66,2 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$). Аналогічна композиція, яка тверділа в гідрозатворі (рисунк 2), характеризується нижчим кінцевим рівнем міцності, значення якого у віці 720 діб становить 46,4 – 47,3 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$).

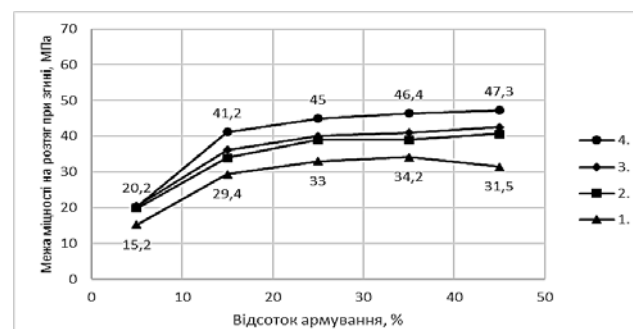


Рис. 2. Залежність межі міцності на розтяг при згині композицій на основі портландцементу з армуючим компонентом Ст1 від відсотка армування при їх твердінні в гідрозатворі протягом 28 (1), 180 (2), 360 (3) та 720 (4) діб

При цьому на рисунку 1 виділяється період тверднення від 28 до 180 діб, протягом якого відбувається суттєвий набір міцності з 28,8 – 29,3 МПа до 53,5 – 54 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$), тобто. у 1,8 – 1,9 рази. Зростання міцності за аналогічний період у композиції, що тверділа в гідрозатворі (рисунк 2), незначний і перевищує аналогічну характеристику у 28 добовому віці у 1,3 рази.

При використанні армуючого компонента Ст2, що характеризується більшою гідролітичною стійкістю, рівень міцності композиції при твердінні у воді (рисунк 3) та гідрозатворі (рисунк 4) становить відповідно 43,1 і 41,6 МПа через 720 діб твердіння.

Це вказує на те, що міцність композитів армованих штапиками із скла яке характеризується більш високим класом гідролітичної стійкості

Таблиця 1

Гідролітичний клас скляних штапиків

Армуючий компонент	Гідролітичний клас скла армуючого компоненту	Позначення армуючого компоненту у тексті
Скло марки С90-1	III – тверді апаратні стекла	Ст1
Скло марки С52-1	I – стекла, що не змінюються водою	Ст2
Скло базальтове	I – стекла, що не змінюються водою	Ст3

практично не залежить від умов тверднення та не змінюється із збільшенням часу тверднення композицій на відміну від композицій на основі того ж в'язучого, але армованих штапиками із скла меншої гідролітичної стійкості (рисунки 1 та 2).

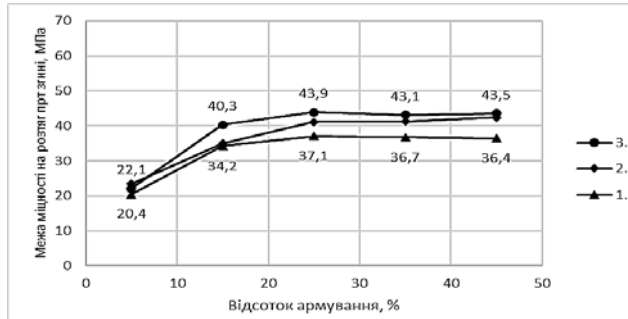


Рис. 3. Залежність межі міцності при згині композицій на основі портландцементу та армуючого компонента Ст2 від відсотка армування при їх твердінні у воді протягом 28 (1), 360 (2) та 720 (3) діб

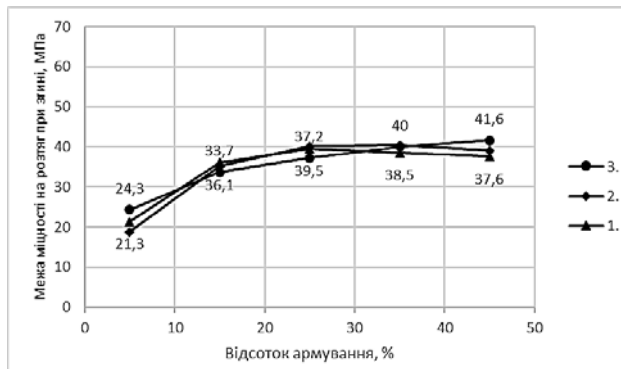


Рис. 4. Залежність межі міцності при згині композицій на основі портландцементу і армуючого компонента Ст2 від відсотка армування при їх твердінні в гідрозатворі протягом 28 (1), 360 (2) та 720 (3) діб

При порівнянні рівня міцності досліджуваних композицій після пропарювання при 95°C та після автоклавовання при температурі 175°C (рисунок 5) встановлено, що досліджуваний показник при використанні армуючого компонента Ст1 відрізняється несуттєво.

Відразу після пропарювання він становить 53,2 – 55,7 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$), а після автоклавовання – 48,0 – 51,6 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$).

У той же час, у разі використання армуючого компонента Ст2, рівень міцності композицій після тепловологої обробки становить 37,1 – 38,2 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$).

Твердіння досліджуваної композиції в умовах автоклавовання призводить до різкого зниження рівня її міцності до 14,8 – 17,9 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$), що є наслідком різниці у значенні

ТКЛР армуючого компонента Ст2 та матеріалу матриці.

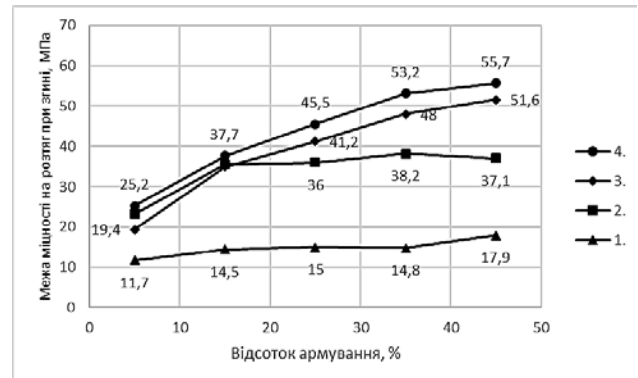


Рис. 5. Залежність межі міцності при згині композицій на основі портландцементу з армуючим компонентом Ст1 від відсотка армування після тепловологої обробки (4) та після автоклавовання (3) та на основі портландцементу та армуючого компонента Ст2 від відсотка армування після тепловологої обробки (2) та після автоклавовання (1)

При дослідженні кінетики зміни межі міцності при згині композицій на основі гіпсоглиноземистого цементу встановлено, що у разі використання армуючого компонента Ст1 при твердінні у воді (рисунок 6) максимальний рівень міцності зразків у віці 7 та 28 діб відрізняється незначно і становить 24,6 – 25,5 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$). У подальшому, у віці 360 діб, рівень міцності цих композицій збільшується до 32,5 – 34 МПа (при $\mu = 35 - 45\%$) і надалі, у віці 720 діб, практично не змінюється.

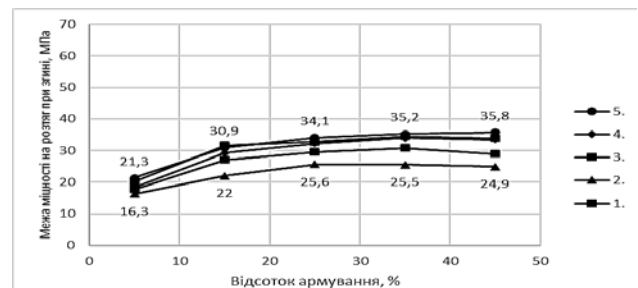


Рис. 6. Залежність межі міцності при згині композицій на основі гіпсоглиноземистого цементу та армуючого компонента Ст1 від відсотка армування при їх твердінні у воді протягом 28 (2), 360 (4) та 720 (5) діб, теж при використанні армуючого компонента Ст2 при твердінні у воді протягом 28 (1) та 360 (3) діб

У разі використання армуючого компонента Ст2, рівень міцності композицій на основі гіпсоглиноземистого цементу практично не відрізняється від аналогічних показників композицій з армуючим компонентом Ст1.

При порівнянні міцності композицій з однаковим терміном тверднення у воді на протязі 360 діб

(рисунок 7) встановлено, що у випадку використання портландцементу рівень гідралічної стійкості армуючого компонента впливає на міцність композицій та призводить до збільшення міцності до 57,0 – 57,2 МПа у композицій на основі Ст1 у порівнянні з композиціями на основі армуючого компонента Ст2, який характеризується вищим рівнем гідролітичної стійкості.

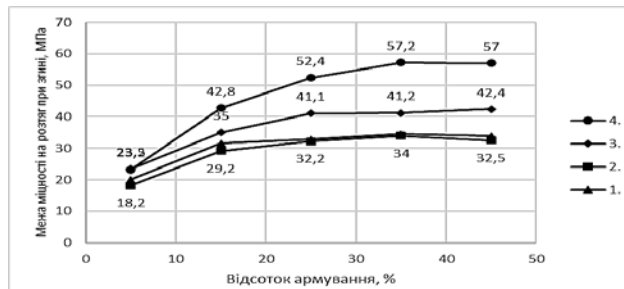


Рис. 7. Залежність межі міцності при згині композицій на основі портландцементу та армуючого компонента Ст1 (4) і Ст2 (3) та на основі гіпсоглиноземистого цементу та армуючого компонента Ст1 (2) і Ст2 (1) від відсотка армування після їх твердіння у воді протягом 360 діб

У випадку використання гіпсоглиноземистого цементу, продукти гідратації якого характеризуються низьким рівнем рН, гідралічна стійкість армуючого компонента не впливає на рівень міцності композицій із зміною терміну її твердіння.

Аналогічно, при збільшенні терміну твердіння композицій до 720 діб (рисунок 8) рівень міцності зразків на основі портландцементу та армуючого компонента Ст1 збільшується з 57,0 – 57,2 МПа до 66,1 – 66,2 МПа, тобто на 16%. У той же час, рівень міцності зразків на основі портландцементу та армуючого компонента Ст2 та на основі гіпсоглиноземистого цементу та армуючого компонента Ст1 практично не змінюється.

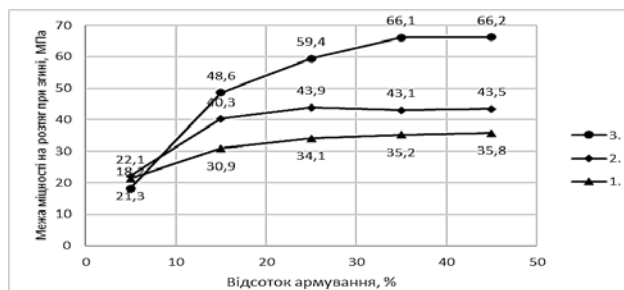


Рис. 8. Залежність межі міцності при згині від відсотка армування композицій на основі портландцементу та армуючого компонента Ст1 (3), на основі армуючого компонента Ст2 (2) та композицій на основі гіпсоглиноземистого цементу з армуючим компонентом Ст1 (1) після їхнього твердіння у воді протягом 720 діб

Визначаючи залежність впливу міцності матеріалу матриці на міцність композиції (рисунок 9) встановлено, що при використанні у якості матеріалу матриці гіпсового в'язучого, яке при твердненні характеризується відсутністю агресивного середовища по відношенню до скляного армуючого компонента, міцність матриці несуттєво впливає на міцність армованої композиції.

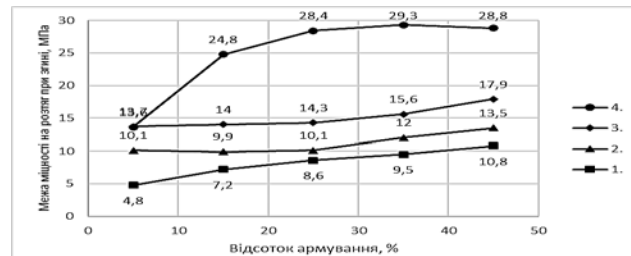


Рис. 9. Залежність межі міцності при згині від відсотка армування композицій на основі портландцементу та армуючого компонента Ст1 після твердіння у воді протягом 28 діб (4) і на основі армуючого компонента Ст1 та високоміцного гіпсового в'язучого при міцності матеріалу матриці при стиску та 38,0 МПа (3), 30 МПа (2) та 8,3 МПа (1)

Характер кривих, що описують залежність межі міцності при вигині від відсотка армування для композицій на основі низько випалювального гіпсу і α -напівгідрату вказує на те, що у разі відсутності хімічної взаємодії між армуючим компонентом і матрицею, кількість арматури незначно впливає на міцність композиції. Рівень міцності при 5% армування відрізняється від аналогічного показника композицій, що містять у своєму складі 45% армуючого компонента всього у 1,3 рази для зразків із міцністю матеріалу матриці при стиску 30 і 38 МПа. При міцності матриці 8,3 МПа максимальна міцність композиції знаходиться на рівні 9,5 – 10,8 МПа, при міцності матриці 30 МПа, відповідно 12 – 13,5 МПа, а при міцності матриці 38,0 МПа – 15,6 – 17,9 МПа.

У той час, у композиції на основі портландцементу, середовище якого при гідратації характеризується рН на рівні 12,5 – 13,0, максимальна міцність композиції становить, 28,8 – 29,3 МПа, при міцності матеріалу матриці 41,8 МПа, що свідчить про вплив процесів хімічної взаємодії у зоні контакту армуючого компонента та матриці на кінцевий рівень міцності композицій.

Одним з методів, що використовуються для характеристики хімічної стійкості силікатного скла, є метод визначення його гідролітичного класу, який характеризує швидкість розчинення поверхні скла і вилуговування з його складу спо-

лук лужних металів при підвищених температурах (98°C) у воді. Умови визначення гідролітичного класу скла (відповідно до методики, яка була використана в роботі) близькі до умов теплової обробки досліджуваних модельних систем. У зв'язку з чим, можна вважати, що інтенсивність процесів хімічної взаємодії компонентів композиції в зоні контакту повинна бути пропорційна інтенсивності розчинення поверхні армуючого компонента, яка характеризується гідролітичним класом скла яке використовується.

Наведені в таблиці 2 результати дослідження міцності пропарених композицій виготовлених на основі портландцементу з використанням скляних штапиків зі скла, що відносяться до різних гідролітичних класів, показують, що зі зменшенням гідролітичної стійкості скла, що використовується, міцність при згині досліджуваних композицій збільшується, що може бути пояснено зміцненням зони контакту за рахунок розчинення поверхні армуючого компонента. При цьому необхідно відзначити, що у разі використання в якості армуючого компонента штапиків з розчинного скла, руйнування зразків відбувалося за рахунок руйнування (сколювання) верхньої, стиснутої зони без руйнування нижнього, армованого шару.

Механічні властивості контактної зони характеризуються міцністю зчеплення – величиною зусилля, що припадає на одиницю площі кон-

такту, яку необхідно прикласти для відриву арматури від цементного каменю. Міцність зчеплення залежить від міцності контактної шару цементного каменю та інтенсивності взаємодії між компонентами композиції.

Міцність зчеплення арматури з матрицею визначали для зразків зі склом різного хімічного складу, що тверділи у воді та в гідрозатворі, а також після теплової та автоклавної обробки. Результати визначення міцності зчеплення армуючих компонентів з матеріалом матриці наведені в таблиці 3.

Аналіз даних таблиці показує, що максимальне значення міцності зчеплення армуючого компонента з матеріалом матриці характерно для модельних систем на основі портландцементу з армуючим компонентом Ст1 при твердінні у воді, значення міцності зчеплення для цих композицій у віці 720 діб складає 5,9 МПа.

При твердінні зразків аналогічного складу у гідрозатворі максимальне значення міцності зчеплення становить 4,45 МПа. Швидкому збільшенню міцності зчеплення в досліджуваних композиціях сприяє тепловолога та автоклавна обробка зразків. В цьому випадку міцність зчеплення армуючого компонента та матриці становить 5,14 та 4,98 МПа після відповідного виду обробки і незначно збільшується через 720 діб тверднення до 5,48 і 5,03 МПа відповідно.

Таблиця 2

Межа міцності при згині пропарених композицій при $\mu = 35\%$

Скло армуючого компоненту	Гідролітичний клас скла армуючого компоненту	Межа міцності при згині, МПа
Скло марки С52-1	I – стекла, що не змінюються водою	38,2
Скло базальтове	I – стекла, що не змінюються водою	34,2
Скло типу «пірекс»	II – стійке скло	39,8
Скло марки С90-1	III – тверді апаратні стекла	53,2
Скло розчинне	V – нестійке скло	70,1

Таблиця 3

Міцність зчеплення армуючого компонента з матрицею

В'язуче та армуючий компонент	Умови твердіння (вид ТВО)	Позначення на рисунку 10	Після ТВО	Міцність зчеплення, МПа, після твердіння протягом, діб				
				7	28	180	360	720
Портландцемент та Ст1	у воді	ПЦ 1 в		2,9	3,10	5,61	5,90	5,90
	у гідрозатворі	ПЦ 1 г		-	3,20	4,14	4,10	4,45
	пропарювання	ПЦ 1 п	5,14	-	-	5,23	5,48	5,48
	автоклавування	ПЦ 1 а	4,98	-	5,03	-	5,10	5,03
Портландцемент та Ст2	у воді	ПЦ 2 в		-	2,90	2,81	3,01	3,18
	у гідрозатворі	ПЦ 2 г		-	2,87	2,95	3,02	3,07
	пропарювання	ПЦ 2 п	4,64	-	4,47	4,38	4,52	4,62
	автоклавування	ПЦ 2 а	2,10	-	2,07	2,00	2,21	2,14
Гіпсоглиноземистий цемент та Ст1	у воді	ГЦ 1 в		-	2,24	-	2,67	2,55
Гіпсоглиноземистий цемент та Ст2	у воді	ГЦ 2 В		1,2	2,36	-	2,50	2,45

У разі використання армуючого компонента Ст2 міцність зчеплення як при твердінні у воді (2,90 – 3,18 МПа), так і при твердінні в гідрозатворі (2,87 – 3,07 МПа) протягом досліджуваного періоду залишається нижчою за аналогічний показник у композицій вище розглянутого складу.

Різде підвищення міцності зчеплення у зразків цього складу відбувається при їхньому пропарюванні (4,38 – 4,63 МПа). Автоклавна обробка досліджуваних зразків призводить до різкого зниження міцності зчеплення армуючого компонента та матриці до рівня 2,0 – 2,21 МПа.

Таке зниження міцності зчеплення армуючого компонента і матриці обумовлює різке зниження межі міцності при згині досліджуваних композицій і відображене в результатах, представлених на рисунку 5 та є наслідком великої різниці у значенні ТКЛР армуючого компонента і матриці. Причому вплив невідповідності ТКЛР матеріалу матриці та армуючого компонента не проявляється при пропарюванні (95°C), а стає помітним при автоклавуванні зразків (175°C).

Результати досліджень міцності зчеплення у зразках досліджуваних модельних систем на основі гіпсоглиноземистого цементу показують, що в даному випадку, незалежно від виду скла, міцність зчеплення характеризується відносно низьким значенням, величина якого протягом 720 діб твердіння практично не змінюється і знаходиться в межах 2, 24 – 2,67 МПа при використанні армуючого компонента Ст1 і 1,2 – 2,50 МПа для Ст2. Низький рівень цього показника та його незначна зміна з часом тверднення є причиною незначних змін межі міцності при згині даного виду композиції з часом (рисунок 9).

На рисунку 10 представлена залежність межі міцності при згині модельних систем від міцності зчеплення армуючого компонента і матриці, побудована для зразків з відсотком армування 35% на основі портландцементу з армуючим компонентом Ст1, що тверділи у воді, в гідрозатворі і пройшли тепловологу обробку пропарюванням (95°C) та автоклавуванням (175°C), а також для

зразків з відсотком армування 35% для композицій на основі портландцементу та армуючого компонента Ст2 та на основі гіпсоглиноземистого цементу на основі армуючих компонентів Ст1 та Ст2 які тверділи у воді.

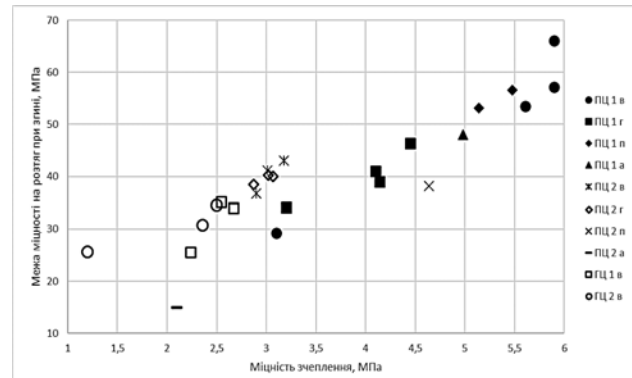


Рис. 10. Залежність межі міцності при згині модельних систем від міцності зчеплення армуючого компонента і матриці для досліджуваних модельних систем з відсотком армування 35%

Представлена залежність підтверджує взаємозв'язок між величиною міцності зчеплення армуючого компонента та матриці та значенням межі міцності при згині досліджуваних модельних систем.

Рентгенофазовим аналізом (таблиця 4) матеріалу матриці та продуктів зони контакту армуючого компонента та матеріалу матриці досліджуваних композицій встановлено, що кількість портландиту ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) у складі новоутворень, яке оцінювалося за інтенсивністю відповідних характеристичних максимумів, максимально в матеріалі матриці після автоклавування. При цьому, як I_0 приймалася інтенсивність відповідних характеристичних максимумів портландиту на дифрактограмі матеріалу матриці після автоклавування. Це є наслідком інтенсифікації процесів гідратації вихідних клінкерних мінералів за умов підвищеної температури.

Водночас інтенсивність характеристичних максимумів портландиту у зоні контакту матриці з армуючим компонентом Ст1 знижується до 44 – 75 %, у зоні

Таблиця 4

Зміна інтенсивності характеристичних максимумів портландиту (I_n/I_0 , %) на дифрактограмах матеріалу матриці та зони контакту досліджуваних композицій на основі портландцементу

Досліджувані зразки	I_n/I_0 портландиту на дифрактограмах зразків після					
	пропарювання			автоклавування		
	d=4,93нм	d=2,63нм	d=1,93нм	d=4,93нм	d=2,63нм	d=1,93нм
Матеріал матриці	50	58	62	100	100	100
Зона контакту з Ст1	31	39	39	60	44	75
Зона контакту з Ст2	48	52	58	80	92	90
Зона контакту з Ст3	46	50	53	76	88	90

контакту з армуючим компонентом Ст2 до 80 – 92 %. Таке зниження пропорційно гідролітичному класу використовуваного скла і, вочевидь, є наслідком взаємодії $\text{Ca}(\text{OH})_2$ з поверхнею скла. Інтенсивність характеристичних максимумів портландиту в зоні контакту матриці та армуючого компонента Ст3 (76 – 90 %) аналогічна інтенсивності характеристичних максимумів у системі портландцемент – армуючий компонент Ст2, що є наслідком належності цих стекел до одного гідролітичного класу.

У пропарених композиціях інтенсивність характеристичних максимумів портландиту в матеріалі матриці (50 – 62 %) нижча, ніж на дифрактограмах зразків після автоклавування, однак, і в цьому випадку зберігається раніше виявлена закономірність. Інтенсивність характеристичних максимумів портландиту на дифрактограмах новоутворень зони контакту зі склом Ст2 (48 – 58 %) і склом Ст3 (46 – 53 %) вища, ніж на дифрактограмах новоутворень зони контакту зі склом Ст1. Це свідчить про більш інтенсивне протікання процесів хімічної взаємодії $\text{Ca}(\text{OH})_2$ з поверхнею армуючого компонента Ст1.

Рентгенофазовим аналізом модельних зразків (таблиця 5), виготовлених на основі сумішей портландцементу і тонкомеленого до питомої поверхні $310 \text{ м}^2/\text{кг}$ скла відповідного армуючого компонента

встановлено, що після їх пропарювання протягом 6 годин кількість портландиту у цементному камені з добавкою тонкомеленого скла зменшується порівняно з цементним каменем без добавок.

При цьому у якості I_0 приймалася інтенсивність відповідних характеристичних максимумів портландиту на дифрактограмах чистого цементного каменю після його пропарювання протягом 60 годин. Інтенсивність характеристичних максимумів портландиту на дифрактограмах зразків на основі чистого портландцементу становить 50 – 83 %, тоді як аналогічне значення для зразків із добавкою скла складу Ст1 становить 7 – 15 %, складу Ст2 – 13 – 18 % та складу Ст3 – 12 – 15 %. Збільшення тривалості пропарювання досліджуваних модельних систем до 60 годин призводить до повного зникнення характеристичних максимумів портландиту на дифрактограмах зразків з добавкою скла всіх досліджуваних складів.

Ці результати підтверджуються даними термографічного аналізу (таблиця 6) відповідно до яких кількість води, що видаляється в температурному інтервалі 500 – 580°C за рахунок дегідратації $\text{Ca}(\text{OH})_2$ у зразках приготуєних з добавками тонкомеленого скла знижується до 0,47 мас. % при величині аналогічного значення для чистого цементного каменю 1,68 мас. %. При пропарю-

Таблиця 5

Зміна інтенсивності характеристичних максимумів портландиту (I_n/I_0 , %) на дифрактограмах матеріалу матриці та модельних складів портландцементу з тонкомолотим армуючим компонентом після тепловологої обробки

Добавка $S_{\text{шт}}=310 \text{ м}^2/\text{кг}$	Кількість добавки, %	I_n/I_0 портландиту на дифрактограмах зразків після					
		пропарювання на протязі 6 годин			пропарювання на протязі 60 годин		
		d=4,93нм	d=2,63нм	d=1,93нм	d=4,93нм	d=2,63нм	d=1,93нм
Без добавки	0	83	69	50	100	100	100
Ст1	50	7	15	10	-	-	-
Ст2	50	14	18	13	-	-	-
Ст3	50	15	13	12	-	-	-

Таблиця 6

Добавка $S_{\text{шт}}=310 \text{ м}^2/\text{кг}$	Кількість добавки, %	Втрата маси у температурному інтервалі			
		500 – 580°C		20 – 1000°C	
		мг	у % від вихідної навішування	мг	у % від вихідної навішування
після пропарювання на протязі 6 годин					
Без добавки	0	14,4	1,67	168,0	19,72
Ст1	50	4,4	0,47	92,3	10,76
Ст2	50	4,6	0,47	80,1	9,41
Ст3	50	4,2	0,47	79,2	9,28
після пропарювання на протязі 60 годин					
Без добавки	0	18,2	2,10	190,5	22,20
Ст1	50	-	-	99,4	11,65
Ст2	50	-	-	104,3	12,29
Ст3	50	-	-	117,9	13,85

ванні модельних зразків протягом 60 годин ендоефект в області температур 500 – 580°C повністю зникає, що свідчить про відсутність $\text{Ca}(\text{OH})_2$ у новоутвореннях досліджуваних зразків.

Наведені результати показують, що кількість $\text{Ca}(\text{OH})_2$ у зоні контакту матриці та армуючого компонента менша, ніж безпосередньо у матеріалі матриці. Зниження кількості $\text{Ca}(\text{OH})_2$ в зоні контакту з армуючим компонентом є наслідком взаємодії портландиту з поверхнею скла.

Інтенсивність цього процесу залежить від складу скла, який визначає його гідролітичну стійкість та залежить від умов твердіння композиції. При цьому збільшення температури або тривалості тепловологій обробки інтенсифікує процеси хімічної взаємодії в зоні контакту армуючого компонента та матриці.

Висновки. Встановлено, що зі зменшенням гідролітичної стійкості скла, що використовується, міцність при згині досліджуваних композицій збільшується, що може бути пояснено зміцненням зони контакту за рахунок вилуговування оксидів скла з поверхні армуючого компонента та їхньої наступної взаємодії з продуктами гідратації в'язучого.

У разі використання армуючого компонента з показником ТКЛР близьким до значення аналогічної характеристики матеріалу матриці, міцність зразків на основі портландцементу збільшується при їхній тепловологій обробці (98°C) та при автоклавуванні. У разі використання армуючого компонента ТКЛР якого суттєво відрізняється від аналогічної характеристики матеріалу матриці, міцність зразків після автоклавної обробки характеризується меншими значеннями у порівнянні з пропареними зразками, що свідчить про наявність деструктивних процесів, пов'язаних з руйнуванням зони контакту при охолодженні.

У разі використання у якості матеріалу матриці в'язучого яке характеризується більш високим рівнем агресивності до кремнезем вміщуючого компонента (портландцементу), рівень міцності зразків залежить від гідролітичної стійкості армуючого компонента. У разі використання у якості матеріалу матриці гіпсоглиноземистого цементу, продукти гідратації якого характеризуються рН на рівні 10 -11, рівень міцності дослідних зразків практично не залежить від гідролітичної стійкості скла армуючого компонента.

Список літератури:

1. Baybure H Glass Fiber Reinforced Concrete in Construction: A Review of Advances, Challenges, and Future Prospects. J. Civil Eng. Urban., 14 (4): 405– 422. DOI: <https://dx.doi.org/10.54203/jceu.2024.43>.
- 2 Global Cement and Concrete Association. Код доступу: <https://gccassociation.org/>
3. Композитні та порошкові матеріали: навчальний посібник / П.П. Савчук, В.П. Кашицький, М.Д. Мельничук, О.Л. Садова; за заг. ред. П.П. Савчука. – Луцьк: 2017. – 368 с. ISBN 978-617-7070-88-6
4. Bentur, A., Mindess. S. Fiber Reinforced Cementitious Composites, Second Edition, Taylor and Francis Group, London and New York, 2007. 594 p.
5. Majumdar A.I., West J.M. Larnar L.J. Properties of glass fibres in cement environment. J. Mater. Sci.-1977.- №5. P. 927-936.
6. Залежність інтенсивності процесів корозії армуючого компонента від параметрів пористості композиту/ Глуховський В.В. – Вчені записки ТНУ імені В.І. Вернадського. Серія: Технічні науки. Том 36 (75) № 3 2025. С. 211-218. DOI <https://doi.org/10.327822663-59412025.3.128>.
7. Meimei Song, Phil Purnell, Ian Richardson. Microstructure of interface between fiber and matrix in 10-year aged GRC modified by calcium sulfoaluminate cement. Cement and Concrete Research, Volume 76, 2015, P. 20-26, ISSN 0008-8846. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2015.05.011>.

Glukhovskiy V.V. INTERPHASE INTERACTION IN THE CONTACT ZONE AND ITS ROLE IN STRENGTHENING OF COMPOSITE MATERIALS

The article presents the results of a study of the dependence of the physical and mechanical characteristics of glass fiber concrete composition models on the intensity of chemical interaction processes in the contact zone of the reinforcing component – matrix.

Enclosing materials based on inorganic binders and glass fibers are high-performance composite materials that are characterized by high tensile strength, corrosion resistance and durability compared to conventional concrete. Products based on this material are characterized by low weight and aesthetic flexibility, which makes it particularly suitable for facade cladding, prefabricated components and industrial applications.

A number of studies have shown that the inclusion of pozzolanic additives, such as silica fume, metakaolin, and fly ash, in glass fiber reinforced concrete composites improves their mechanical properties and durability, reducing problems associated with aging. Nano-sized additives, in particular single-walled carbon nanotubes, contribute to further improvement in processability, corrosion resistance, and interfacial bonding in the reinforcing component-

matrix interface. It has also been shown that the characteristics of glass fiber reinforced concrete depend on the type, content and size of the glass fibers used, in particular, alkali-resistant glass fibers are effective in preventing the formation of microcracks at an early stage, thereby improving tensile and flexural strength. Experimental studies confirm that changes in fiber characteristics directly affect mechanical properties [1].

The subject of the research is the study of the dependence of the operational properties of compositions based on inorganic binders and mineral fibers on the processes of chemical interaction in the contact zone between the new formations of the hardening inorganic binder and the reinforcing component using model systems.

The objects of the study used glass-cement compositions based on reinforcing components made of glasses of different hydrolytic resistance and matrices based on inorganic binders, which differ significantly in the composition of hydration products and the degree of aggressiveness of the environment in relation to the material of the reinforcing components.

Keywords: *dispersion-reinforced composite materials, glass fibers, glass beads, bending tensile strength, Portland cement, alumina cement, building gypsum, α -modified gypsum binder.*

Дата першого надходження статті до видання: 10.03.2026

Дата прийняття статті до друку після рецензування: 07.04.2026

Дата публікації (оприлюднення) статті 11.05.2026