

М.М. Гивлюд, І.В. Ємченко\*, О.І. Передрій\*, І.В. Маргаль, О.З. Микитин\*  
Національний університет “Львівська політехніка”,  
кафедра будівельного виробництва,  
\*Львівська комерційна академія,  
кафедра експертизи товарів та послуг

## ВОГНЕ- ТА ТЕМПЕРАТУРОСТІЙКІ ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ НАПОВНЕНИХ ПОЛІАЛЮМОСИЛОКСАНІВ

© Гивлюд М.М., Ємченко І.В., Передрій О.І., Маргаль І.В., Микитин О.З., 2009

Із врахуванням механізму структурування системи поліалюмосилоксановий лак КО-978 – мінеральні наповнювачі розроблено вогне- та температуростійкі органосилікатні захисні покриття для будівельних конструкцій з деревини, металу, бетону.

**Polyaluminosiloxane lacquer КО-978 – mineral fillings developed fire-proof and temperature resisting organosilicate protective covers for wood, metal, concrete constructions including system structuring mechanism.**

**Вступ.** Наукові та техніко-економічні прогнози на найближчі десятиріччя свідчать про необхідність подальшого покращання якості будівельних конструкцій за високих температур, чого можна досягнути за рахунок раціонального добору компонентного складу, а також модифікування їх поверхні. Відбувається корінна переорієнтація поглядів матеріалознавства на проблему довговічності та експлуатаційної надійності металів, деревини, бетонів на різних видах в'язучих, які можуть працювати в умовах підвищених температур та дії вогню [1, 2].

Головним чинником, який впливає на будівельні конструкції під час пожежі є висока температура, за рахунок чого вони втрачають несучу здатність і руйнуються. Дія високої температури та механічних навантажень веде до створення у конструкціях деформацій теплового розширення, зсідання і повзучості. У процесі нагрівання і дії високих температур на довговічність будівельних конструкцій істотно впливає фазовий склад, вид в'язучого і наповнювача за рахунок різниці термомеханічних властивостей. Напруження, які виникають у матеріалі внаслідок температурного градієнта під час нагрівання можуть привести до його руйнування. Також важливим елементом, що впливає на поведінку будівельних конструкцій під час нагрівання, є вид армуючого компонента та його поведінка в умовах пожежі.

**Постановка проблеми.** Конструкційні матеріали і вироби, які працюють в умовах високотемпературного нагрівання і дії вогню, втрачають свої експлуатаційні властивості та з часом руйнуються. Використання захисних покриттів на основі органосилікатних композицій, які під час нагрівання переходять у керамічний матеріал, дає змогу значно розширити температурний інтервал використання вказаних виробів. Розроблення складів таких покриттів ґрунтується на використанні зв'язки і наповнювача з високою температуростійкістю, а також їх здатності під час нагрівання взаємодіяти між собою з утворенням кераміко-матричного композиційного матеріалу, який не окиснюється та стійкий до дії вогню. Тому важливим завданням у цей час є створення високоякісних захисних покриттів з комплексом заданих властивостей для забезпечення надійної експлуатації конструкцій за дії високих температур та вогню.

**Аналіз остатніх досліджень та публікацій.** Вибір конструкційних матеріалів, які працюють в умовах високих температур та дії вогню, залежить від запрогнозованого терміну експлуатації. Для робочого інтервалу температур 573–773 К використовують термостійкі сталі і сплави, вище від 823К- сплави на основі Ti, Ni, Cr, Co, W і Fe. Підвищити стійкість матеріалу до дії високих температур і вогню можна формуванням на його поверхні захисного покриття відповідного фазового складу і структури [3–5]. Шляхом коригування співвідношення зв'язки, з одного боку, і

температуро- та вогнестійких фаз, з іншого, – створені покриття бар'єрного типу, які фактично унеможливають доступ кисню до поверхні матеріалу [6–8].

Технічні і техніко-економічні властивості органосилікатних матеріалів зумовлені термодинамічною стабільністю силікатного зв'язку (Si-O). Для захисту металевих конструкцій застосовують поліорганосилоксани, які поєднують термостабільність та хімічну інертність силіцій-кисневого каркасу з високими фізико-механічними властивостями [9, 10].

**Мета і завдання досліджень** полягають у встановленні можливості використання наповнених мінеральними наповнювачами поліалюмосилоксанів як температуро- і вогнезахисних покриттів будівельних конструкцій.

**Об'єкти і методи досліджень.** Для дослідження використовували як зв'язки поліалюмосилоксановий лак КО-978, наповнювачем був алюмінію, цирконію (IV) оксиди, каолін, а армуючим компонентом – алюмосилікатні волокна.

Дослідження проводили з використанням стандартних методів фізико-хімічного аналізу (рентгенофазовий, ІЧ-спектроскопії, комплексний термічний), а експлуатаційні властивості визначались згідно із вимогами стандартів.

**Результати досліджень.** Утворення первинної композиційної структури полягає в ініційованому механохімічному прививанні поліалюмосилоксанів до мінерального наповнювача із підвищенням фізико-механічних параметрів та теплостійкості.

Вихідні склади для захисних покриттів вибирали із умови одержання за високих температур максимального вмісту температуростійких силікатів алюмінію і цирконію. Склад вихідних композицій наведено у табл. 1.

*Таблиця 1*

**Склади вихідних композицій для захисних покриттів на основі наповненого поліалюмосилоксану (КО-978)**

№ з/п	Вміст КО-978 мас %	Вміст наповнювачів, мас. %			
		Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	ZrO <sub>2</sub>	Каолін	Каолінове волокно
1	20	40	5	30	5
2	30	30	17,5	19	3,5
3	40	20	28	10	2

Суміщення оксидних наповнювачів із поліорганосилоксанами якнайповніше відбувається за механохімічного диспергування у кульових млинах і характеризується процесами фізичної адсорбції, руйнуванням кристалічної ґратки оксидів і прививанням полімеру до поверхні наповнювача. Вплив терміну диспергування на фізико-хімічні процеси в композиціях поліалюмосилоксановий лак – наповнювач вивчали методом ІЧ-спектроскопії (рис. 1).

Для ІЧ-спектрів поліалюмосилоксану (крива 1, рис. 1) характерна широка розмита смуга в інтервалі частот 1040... 1140 см<sup>-1</sup>, яка належить до Si-O-Si і Al-O-Si – зв'язків, а також чітко визначені інтенсивні смуги поглинання Si-C<sub>6</sub>H<sub>5</sub> – зв'язків за 500, 695, 730, 1130, 1415, 1685, 1730, 2960 см<sup>-1</sup>. Смуги поглинання 1480, 1515, 1279 см<sup>-1</sup> належать до Si-CH<sub>3</sub> – зв'язків.

ІЧ-спектри механічної суміші до помелу (крива 1, рис. 1) характеризується тільки смугами поглинання поліалюмосилоксану з невеликим накладанням на них смуг поглинання технічного глинозему і ZrO<sub>2</sub>.

Після 50-годинного помелу на ІЧ-спектрах поліалюмосилоксану накладається широка розмита смуга наповнювача в інтервалі 400... 1000 см<sup>-1</sup> з розщепленнями за 770, 700, 570, 500 см<sup>-1</sup>. Основна смуга зв'язку Si-O-Si в інтервалі 1040...1140 см<sup>-1</sup> зменшує своє поглинання і має більш дифузійний характер.

Процес подальшого диспергування протягом 100 год приводить до збільшення дифузності основної смуги Si-O-Si – зв'язку в області 1040... 1140 і 1000... 1180 см<sup>-1</sup>. Смуги поглинання зв'язків Si-C<sub>6</sub>H<sub>5</sub> і Si-CH<sub>3</sub> частково зменшується.

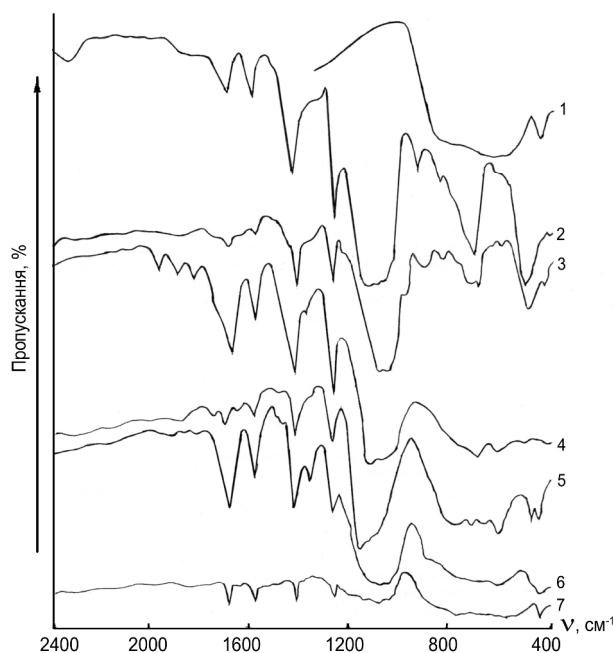


Рис. 1. ІЧ-спектри поглинання композиції наповнювач (1), поліалюмосилоксан (2) в процесі механохімічного оброблення: 3 – механічна суміш; 4–50 годин; 5–100 годин; 6–150 годин; 7 – відмита у гарячому толуолі

Помел протягом 150 годин приводить до зменшення інтенсивності смуг спектра загалом. Основна смуга наповнювача із збільшенням часу диспергування істотно змінює свій характер.

Так, якщо смуга за  $590\text{ см}^{-1}$  не змінює свого положення, то смуга за  $520\text{ см}^{-1}$  зміщується до  $790\text{ см}^{-1}$ .

У процесі диспергування наповнювача у середовищі поліалюмосилоксану спостерігається істотна зміна ІЧ-спектрів. Необхідно особливо відмітити зменшення поглинання спектрів в цілому із збільшенням тривалості помелу.

Отже, одержані результати дають усі підстави стверджувати, що процес диспергування наповнювача у розчині поліалюмосилоксану супроводжується не тільки руйнуванням його кристалічної ґратки, але й прививанням полімеру.

Наявність привитого до технічного глинозему поліалюмосилоксану після диспергування протягом 150 годин підтверджує ІЧ-спектр композиції після попереднього відмивання у гарячому толуолі (крива 7, рис. 1).

Збільшення часу диспергування композиції поліалюмосилоксан-наповнювач супроводжується також ростом кількості частинок розміром менше від 10 мкм. Найінтенсивніше цей процес проходить за вмісту зв'язки 30 мас.% і часу диспергування 150 год. Перебіг процесу диспергації наповнювача підтверджується зменшенням інтенсивності характерних максимумів на дифрактограмах (табл. 2). Поряд із руйнуванням кристалічної ґратки наповнювача відбувається адсорбція поліалюмосилоксану на його поверхні. Підтвердженням цього слугує поява в ІЧ-спектрах композицій після відмивання у гарячому толуолі смуги поглинання в області  $1020\text{...}1100\text{ см}^{-1}$  (Si-O-Si); 740, 1145 (Si-C<sub>6</sub>H<sub>5</sub>); 810, 1260, 1440, 2870 (Si-CH<sub>3</sub>), а також дані термічного аналізу. Вміст привитого поліалюмосилоксану знаходиться в межах 5,6...7,2 мас.%.

Процеси взаємодії між компонентами композиції поліалюмосилоксан- Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> під час нагрівання вивчали за допомогою комплексу методів фізико-хімічного аналізу.

На кривій ДТА композиції поліалюмосилоксан – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – ZrO<sub>2</sub> – волокно зафіксовано п'ять екзо ефектів з максимумами за 827, 913, 1051, 1393, 1523 К (рис. 2).

Початок першого екзотермічного ефекту і відповідну втрату маси відносять до деструкції поліалюмосилоксану, що обумовлено відривом металільних радикалів. На процес деструкції метильних радикалів накладаються екзо ефекти деструкції фенольних радикалів з максимумами за

913 і 1051 К. Деструкція зв'язки завершується за температури 1083 К. Початок екзо ефекту за 1285 К відноситься до структурних перетворень в утвореному силіційкисневому каркасі і початку кристалізації мулітової фази, яка, очевидно, утворюється із високоактивних продуктів термоокисної деструкції поліалюмосилоксану. Екзо ефект з максимумом за 1393 К можна віднести до кристалізації муліту із алюмінію оксиду і утвореного кремнезему, а за 1573 К – циркону.

Таблиця 2

**Зміна інтенсивності характерних максимумів на дифрактограмах залежно від співвідношення поліалюмосилоксанів –  $Al_2O_3$  після 150 год диспергування**

d/n, нм	Іп/Іо при співвідношенні зв'язка: наповнювач, мас. %		
	20:80	30:70	40:60
0,348	0,94	0,97	0,98
0,255	0,88	0,90	0,91
0,237	0,88	0,89	0,90
0,208	0,84	0,86	0,92
0,174	0,84	0,85	0,88

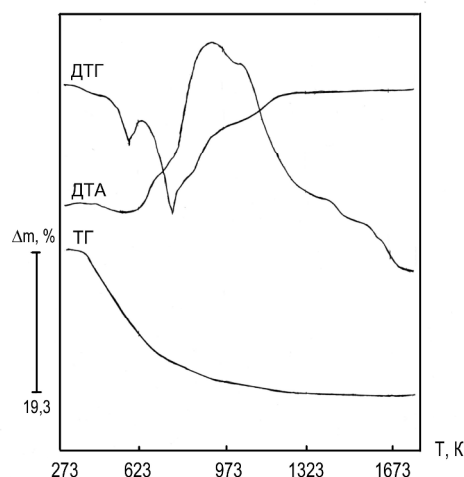


Рис. 2. Комплексний термічний аналіз наповненого  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$  -волокно-поліалюмосилоксану

Варто відзначити, що уведення до складу композиції волокна під час нагрівання від 1223 К веде до інтенсивного утворення склоподібної фази, про що свідчить круте падіння кривої ДТА.

Результати комплексного термічного аналізу підтверджуються рентгенофазовими дослідженнями. Дифрактограма наповненого  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$  поліалюмосилоксану у вихідному стані подана  $\alpha$ - $Al_2O_3$  ( $d/n=0,369; 0,316; 0,283; 0,264; 0,254; 0,184$  нм) (рис. 3). Дані ДТА і РФА підтверджуються ІЧ-спектроскопічним аналізом (рис. 3, б).

Нагрівання до температури 1073 К (крива 2 рис. 3, а) приводить до підвищення інтенсивності рефлексів  $\alpha$ - $Al_2O_3$  і появи рефлексів з  $d/n = 0,303; 0,280; 0,272; 0,248; 0,243; 0,211; 0,200; 0,186$  нм, які відповідають  $\chi$  -,  $\nu$  - і  $\gamma$  -високотемпературному  $Al_2O_3$  і утворилися із продукту деструкції поліалюмосилоксану. Підвищення температури до 1373 К веде до появи дифракційних максимумів з  $d/n = 0,537; 0,336; 0,211$  нм, які відповідають рефлексам муліту. Нагрівання до температури 1573 К супроводжується зменшенням інтенсивності рефлексів  $\chi$  і  $\nu$  -  $Al_2O_3$  і утворенням в системі  $\beta$ -кристобаліту ( $d/n= 0,405$  нм). Під час нагрівання до температури 1773 К в системі відбувається повна взаємодія кремнезему,  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$  з утворенням муліту і циркону. Рефлекси  $\beta$ -кристобаліту зникають повністю (крива 4, рис. 3, а).

Дослідженнями встановлено, що під час нагрівання наповненого волокном  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$  поліалюмосилоксану в інтервалі температур 573... 1083 К відбувається деструкція зв'язки з

утворенням високодисперсного аморфного кремнезему і  $\chi$ -,  $\nu$  - і  $\gamma$  -  $\nu$  - високотемпературного  $Al_2O_3$ . Зниження температури завершення деструкції зв'язки на 190 град можна пояснити каталітичною дією наповнювача на поліалюмосилоксан. Нагрівання покриттів за температури вище 1285 К супроводжується кристалізацією муліту. Подальше нагрівання покриття вище від 1523 К веде до утворення в його складі цирконової фази.

Зміна фазового складу, наповненого  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$ -волоконном поліалюмосилоксану, в процесі нагрівання доводить, що спочатку відбувається процес мулітоутворення із продуктів термоокисної деструкції зв'язки вище 1273 К і продовжується далі внаслідок взаємодії алюмінію і цирконію (IV) оксиду із сицилійкисневою матрицею.

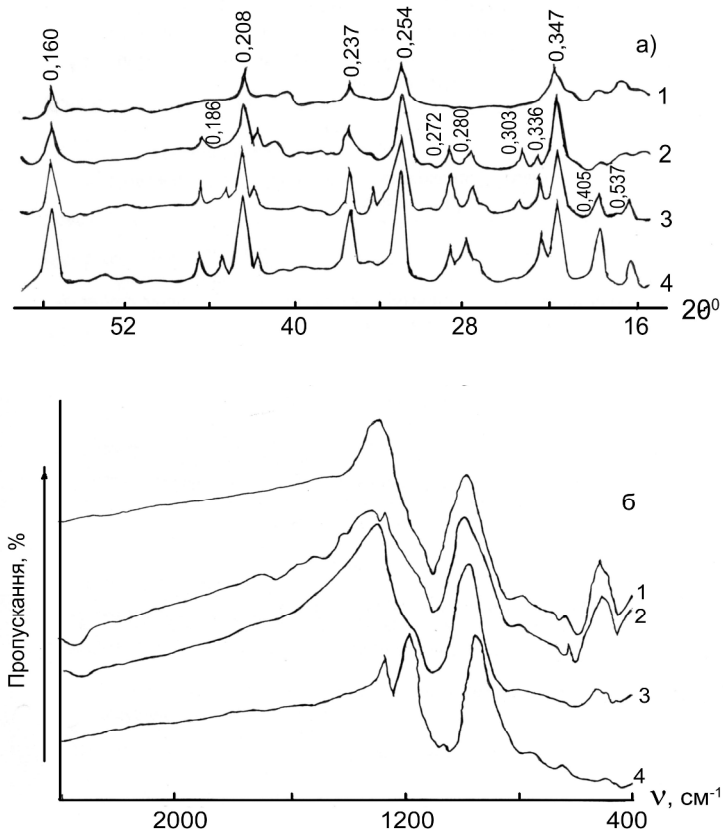


Рис. 3. Дифрактограми (а) і ІЧ-спектри (б) наповненого  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$ - волокно поліалюмосилоксану в процесі нагрівання: 1 – вихідний; 2 – 1073 К; 3 – 1373 К; 1773 К

Фазовий склад покриття після нагрівання до температури 1773 К є таким, мас. %: муліт – 25, циркон – 31,  $Al_2O$  – 14,  $ZrO_2$  – 14,  $SiO_2$  – 3, склофаза – 13. Збільшення вмісту склофази у покритті відбувається внаслідок плавлення волокна.

У композиціях поліалюмосилоксан –  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$  – каолін глуховецький під час нагрівання проходить аналогічні процеси з додатковим накладанням термічних ефектів глинистої складової. Даними ДТА встановлено, що в інтервалі температур 823–1073 К відбувається дегідратація каоліну, який приводить до послаблення зв'язку між іонами у кристалічній ґратці каоліну. За подальшого нагрівання утвореного метакаолініту ( $Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ ) з'являється гострий екзотермічний пік за 1253 К і в системі з'являються нові кристалічні фази, термодинамічно більш стійкі за рахунок відновлення s-, p- зв'язків кристалічної ґратки, а саме – муліт. Наявність останнього може стабілізувати кристалічну структуру покриття, що веде до збільшення термостабільності матеріалу у процесі «нагрівання–охолодження».

Конструкційні матеріали за високих температур та дії вогню, контактуючи з агресивними агентами (гарячими газами і повітрям) піддаються корозії, результатом чого є їх руйнування.

Високотемпературна корозія – гетерогенний процес, який завжди розпочинається з поверхні розділу фаз і залежить від проникливості й міцності плівки оксиду. Здебільшого ця плівка є пористою, через яку проникає високоактивний кисень, що значно поглиблює корозію матеріалу. Зменшити пористість захисної оксидної плівки і збільшити її міцність можна нанесенням захисних покриттів. Корозійну стійкість металів і сплавів оцінюють швидкістю проникнення кисню в матеріал, а кількісно – за зменшенням лінійних розмірів матеріалу, вираженої у мм/рік. Результати випробувань показали, що жаростійкість Ст. 3 і 09Г2С збільшилась відповідно у 4–11 разів залежно від температури нагрівання (873–1273 К). Для деревини показник горючості зменшується у 3–7 разів під час нагрівання в інтервалі температур 673–1073 К, а швидкість вигорання зменшується у 8–12 разів.

Збільшити границю міцності бетонних та залізобетонних конструкцій під час нагрівання та дії вогню можна нанесенням на його поверхню розробленого складу захисних покриттів. Наявність у покриттях каолінового волокна, який під час нагрівання піддається рекристалізації, впливає на його властивості.

Встановлено, що втрата міцності під час рекристалізації каолінового волокна залежить не тільки від речовинного складу, але і від його діаметра. У товстих волокнах (більше 10 мкм) внутрішні напруги, які призводять до руйнування в процесі кристалізації, набагато більші, ніж в тонких (1–5 мкм). Тому жаростійкі базальтові і каолінові волокна повинні мати діаметр не більший 5 мкм. Попередніми дослідженнями встановлено, що каолінові волокна ефективніші.

Вивчення змін властивостей досліджуваних бетонних конструкцій на основі портландцементу (ПЦ II/A-III), шлакопортландцементу (ШПЦ III/A), гранітного заповнювача (фракція 5–20 мм) і каолінового волокна за високих температур проводити після їх тверднення протягом 28 днів з подальшим нагріванням за температури 473, 673, 873, 1073, 1273 К з витримкою 2 год. Розрахункова марка вихідного бетону В 20.

Характер зміни міцності бетону під час нагрівання наведено у табл. 3.

Таблиця 3

**Фізико-механічні властивості бетону під час нагрівання (ГОСТ 310.1-4)**

№ з/п	Температура нагрівання, К	Границя міцності, МПа					
		за стиску			за згину		
		не армований	на основі ПЦ II/A-III (армований каоліновим волокном)	на основі ШПЦ III/A (армований каоліновим волокном)	не армований	на основі ПЦ II/A-III (армований каоліновим волокном)	на основі ШПЦ III/A (армований каоліновим волокном)
1	293	20,36	21,29	19,87	1,35	1,94	1,62
2	473	29,78	31,03	27,92	1,52	2,51	2,43
3	673	17,21	20,01	21,33	1,03	2,04	2,12
4	873	10,42	12,62	14,21	0,62	1,64	1,82
5	1073	3,12	5,19	9,14	0,98	1,57	1,89
6	1273	3,87	6,03	9,82	1,09	1,83	2,08

Аналіз зміни фізико-механічних властивостей бетонових кубів (табл. 3) залежно від температури показав, що під час нагрівання до температури 473 К міцність на стиск і згин зростає відповідно на 45–50 і 14–40 % за рахунок ущільнення структури, виділення води із гелеподібних складових в'язучого і кристалізації кальцію гідроксиду. Нагрівання до температури 673 К призводить до зменшення міцності бетону на стиск за майже стабільної міцності на згин армованих каоліновими волокнами зразків. Значне падіння міцності на стиск (25–50 %) проходить під час нагрівання в інтервалі температур 673–873 К за рахунок дегідратації продуктів тверднення цементу. Мінімальне зменшення міцності на стиск спостерігається для бетонних кубів на основі шлакопортландцементу. Необхідно відзначити, що міцність на згин зменшується на 40 % для неармованого волокнами зразка, і на 12,5–25 % для армованого.

Нагрівання зразків до температури 1073 К приводить до зменшення міцності на стиск неармованого бетону майже на 85 %, що фактично означає його руйнування. Для бетону на основі шлакопортландцементу зменшення міцності за цієї самої температури становить близько 50 %.

Поверхня зразків покрита тріщинами розміром від 3 до 30 мм. Подальше нагрівання до температури 1273 К веде до незначного підвищення міцності зразків на стиск і згин внаслідок часткового спікання матеріалу за рахунок активного кальцію оксиду.

Під час нагрівання бетону проходить зміна пористості, яка значно впливає на значення фізико-механічних показників матеріалу. Згідно з даними рис. 3, пористість бетону починає активно зростати під час нагрівання вище від температури 673 К.

В інтервалі температур 673 – 1073 К відбувається збільшення пористості бетону на 45–50 % для вихідного неармованого і армованого каоліновим волокном на основі портландцементу.

Для бетону на основі шлакопортландцементу характер зміни пористості під час нагрівання має менш екстремальний характер.

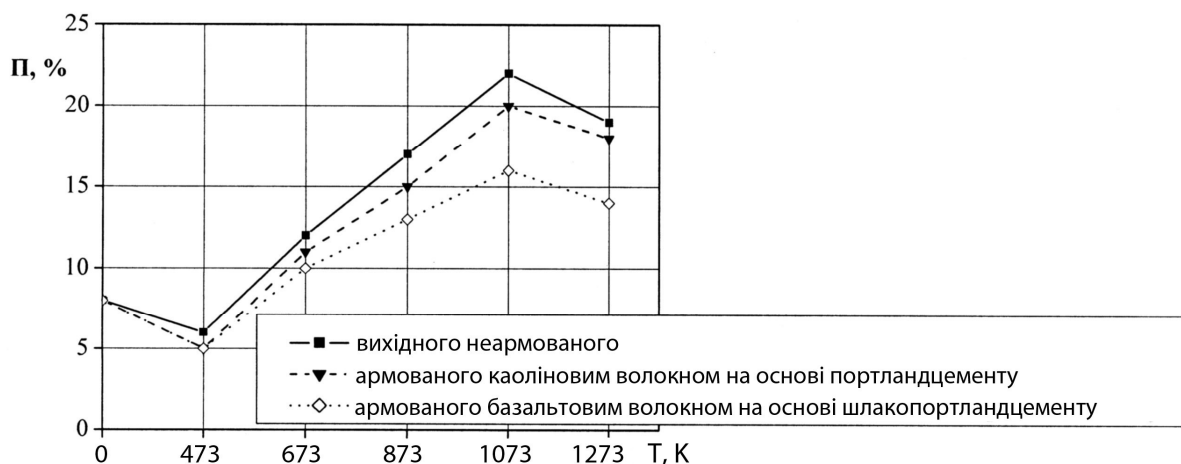


Рис. 3. Зміна пористості бетону під час нагрівання

Збільшення пористості у цьому інтервалі температур нагрівання становить усього 6 %, що можна пояснити утворенням на поверхні дегідратованих частинок тонкої плівки склоподібної фази із шлакової складової цементу та стабілізацією структурно-активних компонентів. За рахунок явища адсорбційного модифікування поверхні окремих частинок високов'язкою склоподібною фазою виникають сприятливі умови формування мінімально напруженої мікроструктури, результатом чого є вищі показники міцності порівняно із зразками на основі портландцементного в'язучого.

Нагрівання усіх досліджуваних зразків в інтервалі температур 1073–1273 К зменшує пористість на 12–17 % з рахунок процесів спікання компонентів бетону і часткового оплавлення його поверхні.

Межа вогнестійкості рядового бетону на портландцементі і гранітному крупному заповнювачі без армування становить 45 хв, армованому – 62 хв, а на шлакопортландцементі – 72 хв.

Для збільшення довговічності розроблених складів бетонів під час експлуатації в умовах високих температур доцільно застосовувати вогнезахисні покриття, у яких захисний механізм ґрунтується на процесі спучування в умовах пожежі і утворенні на поверхні матеріалу жаростійкого шару.

Розроблено склади покриттів на основі поліалюмосилоксану, мінерального ( $Al_2O_3$ ) і  $ZrO_2$  – волокно.

Механізм вогнезахисної дії покриття ґрунтується на створенні теплоізолювального і температуростійкого шару на поверхні матеріалу за рахунок спучення при нагріванні з

формуванням пористої і міцної структури, армованої ниткоподібними кристалами алюмінію силікату. Покриття має високу адгезійну міцність за кімнатної температури (5,3–5,8 МПа), а нагрівання в інтервалі температур 673–1273 К зменшує її значення на 15 – 20% за рахунок термоокисної деструкції в'язучого. Покриття на сухий бетон наноситься пошарово завтовшки 3–4 мм. Під час нагрівання зразків вище від температури 673 К за рахунок газоподібних продуктів термодеструкції поліалюмосилоксану проходить спучення покриття і його об'єм зростає у 8,3...41,4 раза за задовільної адгезійної міцності до бетону.

Під час випробування межа вогнестійкості для рядового бетону без армування становила 62 хв, армованому – 83 хв, а на шлакопортландцементі – 105 хв.

**Висновок.** Проведеними дослідженнями встановлено факт збільшення фізико-механічних властивостей бетону шляхом армування розтягнутої зони базальтовими волокнами за дії високих температур. Шляхом нанесення на поверхню бетону покриття, яке спучується під час нагрівання, можна збільшити межу вогнестійкості на 30–40 %.

Встановлено, що в інтервалі температур 873–1273 К для металів (Ст. 3 і 09Г2С) їх корозійна стійкість зростає у 4...11 разів, а деревини швидкість вигорання зменшується у 8–12 разів та у 3–7 разів збільшується показник вогнестійкості.

1. ДСТУ Б.В.1.1-4-98. Будівельні конструкції. Методи випробувань на вогнестійкість. Загальні вимоги. 2. Шабанова Г.Н., Тараненкова В.В., Романова В.В. Специальные вяжущие на основе композиций системы  $\text{CaO-BaO-Fe}_2\text{O}_3$  // Вопросы химии и химической технологии. – Днепропетровск: УГХТУ, 2003. – №6. – С. 66–69. 3. Сви́дерский В.А., Ткач Н.А. Высоко-температурные кремнийорганические полифункциональные покрытия // Температуроустойчивые функциональные покрытия. – Тула, 2001. – С. 60–64. 4. Гивлюд М.М., Сви́дерський В.А., Федунь Б.В. Жаростійкі антикорозійні захисні покриття для конструкційних матеріалів // Матер. III Міжн. конф. – Львів, 1996. – С. 182–184. 5. Гивлюд М.М., Ємченко І.В. Дослідження впливу фазового складу на термо- і жаростійкість наповнених силіційелементоорганічних захисних покриттів // НТУУ "КПІ". – 2007. – № 4 (56). – С. 115–120. 6. Харитонов Н.П., Шайтенкова Н.Н. Термостойкие органосиликатные герметизирующие материалы. 7. Гивлюд Н.Н., Сви́дерский В.А. Способ улучшения качества композиционных защитных покрытий // Новые технологии в химической промышленности. – Минск, 2002. – С. 99–101. 8. Сорокин М.Ф., Кочнова З.А., Лоде Л.Г. Химия и технология пленкообразующих веществ. – М.: Химия, 1989, 480 с. 9. Гулай О.І., Ніронович О.І., Середницький Я.А., та інші. Вплив мінеральних наповнювачів на властивості кремнійорганічних покриттів // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1996. – № 5. – С. 67–70. 10. Середницький Я.А., Маруха В.І., Гулай О.І. Кремнійорганічні лакофарбові композиційні покриття в протикорозійному захисті // Хімічна промисловість України. – К., 2001. – № 2 (43). – С. 17–21.