УДК 544.3.032.72; 678.067

ВПЛИВ ВОЛОГОВБИРАННЯ ТА СТАНУ ПОВЕРХНІ СКЛОВОЛОКОН НА ПРОВІДНІСТЬ ТА МІЦНІСТЬ СКЛОВОЛОКОННИХ КОМПОЗИТІВ

Ю.А. Шевляков, А.Г. Гірченко, Б.М. Горєлов*, В.М. Міщенко

Інститут хімії поверхні ім. О.О. Чуйка Національної академії наук України
вул. Генерала Наумова, 17, Київ, 03164, Україна

В епоксидній та поліефірній смолах, армованих скляними волокнами, досліджено вплив адсорбції води на поверхню зразків, що паралельна та перпендикулярна площині скловолокон, термообробки при 400 °С та гідрофобізації поверхні волокон поліметилсилоксаном на провідність та межу міцності на стискання. Показано, що в композитах домінуючою є адсорбція на міжфазній поверхні, гранична величина якої визначає максимальну провідність. Зміни стану поверхні волокон приводять до варіацій провідності та межі міцності, що не корелюють між собою.

ВСТУП

Скловолоконні полімерні композити завдяки високим механічним, електричним, радіотехнічними параметрами та відсутності шкідливого впливу на оточуюче середовище широко використовують в сучасних технологіях [1–3]. Важливе значення склопластикові композити мають як матеріали конструкційного призначення в радіотехнічних пристроях, таких як обтічники літальних апаратів, морських суден, захисні укриття для різних антен тощо. При незначній масі, достатній міцності та слабкому поглинанні електромагнітного випромінювання (ЕМВ) в широкому частотному діапазоні такі матеріали дозволяють виготовляти пристрої складної конструкції будь-якої форми та розміру [1, 2]. Поруч з тим, при експлуатації в атмосферних умовах радіопрозорість полімерних матеріалів, армованих скловолокном, з часом погіршується. Це обумовлено адсорбцією з атмосфери, переважно води, яка є інтенсивним поглиначем радіохвиль в широкому спектрі частот [4].

Відомо [1, 4], що водопоглинання спричиняє зростання діелектричних параметрів композитів – проникності ε та тангенсу втрат $tg\delta$, істотно зменшуючи коефіцієнт проходження електромагнітної енергії склопластиком [2]

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{\pi d \varepsilon tg\delta}{\lambda\sqrt{\varepsilon - \sin^2\theta}} \right), \qquad (1)$$

де d – товщина шару діелектрика, λ – довжина хвилі, θ – кут падіння ЕМ хвилі, K_0 – коефіцієнт проходження без урахування втрат енергії

$$K_0 = 1 - \left[(\varepsilon - 1)\frac{\pi d}{\lambda} \right]^2. \qquad (2)$$

Енергетичні втрати визначаються провідністю композиту G, яка пов'язана з $tg\delta$ [1, 5]

$$tg\delta = \frac{bG}{f\varepsilon}, \qquad (3)$$

де b – коефіцієнт пропорційності, f – частота ЕМВ. При вологовбиранні величина G, в свою чергу, визначається провідністю адсорбованих диполів H_2O згідно [6]

$$\sigma(\omega) = \frac{nD^2}{3kT}\frac{1}{1+\exp(W/kT)}\frac{\omega^2\tau}{1+\omega^2\tau^2}, \qquad (4)$$

де n – концентрація диполів води, D – дипольний момент, ω – частота, W – енергія дипольного переходу, τ – час релаксації.

Отже, в потрійній системі, яка складається з полімерної матриці, скловолокна та адсорбованої води, провідність композиту G пропорційна кількості адсорбату n та його провідності σ.

* контактний автор *bgorel@ukr.net*

Дослідження адсорбції води з газової фази та вологовбирання з об'ємної фази підтвердили зростання діелектричних параметрів в мега– та гігагерцовому діапазонах із збільшенням кількості адсорбату в поліефірній смолі, армованій скловолокнами [7]. Кінетика адсорбції води армованими поліефірною та епоксидною смолами характеризується значним часом виходу на насичення, який може складати від кількох годин до тридцяти діб [8, 9], а також залежати від кількості шарів склотканини [10]. Повільний хід кінетики абсорбції обумовлений невисокою швидкістю дифузії води в полімерній матриці. Нанесення гідрофобізатора на волокна зменшує кількість адсорбату в композиті, проте не впливає на кінетику адсорбції [8, 9]. При цьому водопоглинання може не змінювати механічні параметри склокомпозитів, якщо відсутня хімічна взаємодія води з полімером [11–13].

В радіопрозорих склокомпозитах як полімерну матрицю використовують, як правило, епоксидну та поліефірну смоли, які характеризує мале вологовбирання [4]. При незначній абсорбції матрицею можна припустити, що в армованих смолах вода адсорбується на міжфазній поверхні, яка багата порами [1, 14]. Оскільки питома поверхня волокон мала (1–3 $м^2$/г [15]), то, відповідно, кількість активних поверхневих центрів та хімічно зв'язаних макромолекул з поверхневими центрами волокон також невелика. А отже, на межі фаз є вільний об'єм, який може заповнювати адсорбована вода. Природно припустити, що, зменшивши вплив дифузії води в полімерній матриці, можливо виділити швидкий механізм водопоглинання, обумовлений адсорбцією води на скловолокні та поверхневою дифузією молекул води вздовж волокон в об'єм композиту. В результаті накопичення води в міжфазному просторі радіопрозорість матеріалу погіршується.

Відомо [16–18], що механізм вологовбирання склокомпозитами обумовлений адсорбцією молекул води волокнами, дифузією молекул в об'єм композиту та капілярними явищами на між фазній поверхні. Тому вологовбирання радіопрозорими матеріалами можна зменшити за рахунок модифікації або гідрофобізації поверхні скляних волокон [17, 18] та герметизації поверхні композитів з виходами волокон. При цьому для практичного застосування важливо, щоб модифікація поверхні волокон не погіршувала механічні параметри армованих композитів.

В роботі досліджені вологовбирання скляними волокнами та його дію на провідність армованих полімерів, вплив стану поверхні волокон на електропровідність та міцність склокомпозитів. Стан поверхні скловолокна, а саме число активних центрів, варіювалось термообробкою та нанесенням гідрофобізуючого покриття. Адсорбцію води волокнами виділяли, блокуючи водопоглинання полімерною матрицею нанесенням електричних контактів та герметика.

ОБ'ЄКТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИКИ

Об'єктами досліджень були композиції епоксидної, поліефірної та карбамідоформальдегідної смол зі склотканиною. Як матриці використані діанова епоксидна смола ЕД-20 зі поліетиленполіаміним стверджувачем, ненасичена поліефірна смола ПН-609-21М з каталізатором МЕТОКС-50W та карбамідоформальдегідна смола КФБ. Склотканина марки Т–13 виготовлена зі скловолокон марки *Е* в полотняному плетінні. Відзначимо, що волокна, виготовлені із скла марки *Е*, широко використовуються для створення радіопрозорих композитів [1]. Волокна містять біля 20 % основних оксидів (CaO, MgO) та вкриті замаслювачем, який містить до 10 % вуглецевих (парафінова емульсія) сполук. Основні оксиди у складі скла визначають високу гігроскопічність волокон [4].

Армовані скловолокном композити отримані після щільної укладки листів тканини, насичених в'яжучим, на плоскій формуючій поверхні та наступного пресування. Отримані композиції попередньо конденсували при кімнатній температурі 48 год, а потім піддавали термообробці при 120 °С протягом 3 год.

Дослідні зразки мали розміри 30×9×1 $мм^3$. Великі бічні грані зразків розташовувались паралельно шарам волокон, а їх найменші бічні з виходами волокон – впоперек волокон. Геометрія зразків дозволяла розділити адсорбцію води матрицею через великі бічні

грані, де немає виходу шарів скловолокна, та на міжфазних поверхнях через малі торцеві бічні грані з перерізом шарів волокон, змінюючи розташування електродів (рис. 1).

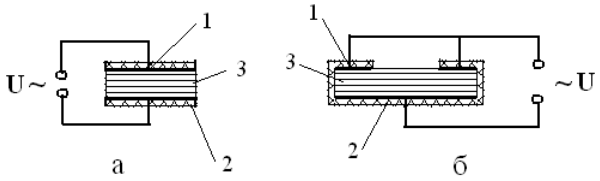

Рис. 1. Схеми вимірювання провідності при адсорбції води на поверхні композиту з виходами скловолокон (а) та паралельній шарам волокон (б). 1 – електроди, 2 – герметик, 3 – шари скловолокон

Провідність зразків композитів G виміряна на змінному струмі з частотою 1 кГц двоконтактним методом за допомогою моста Е7–8 при кімнатній температурі. Мідні електроди запресовували на великі бічні грані. При дослідженні вологовбирання композитом на міжфазній поверхні електроди вкривали всю поверхню великих бічних граней, що блокувало адсорбцію води через такі грані (рис. 1 *а*).

Для вивчення впливу вологовбирання через бічні грані, паралельні площині скловолокон, використано дві схеми вимірювань провідності. В першій – два електроди монтували на краях однієї великої бічної грані. Іншу поверхню зразка герметизували силіконовим герметиком. Вода адсорбувалась на поверхні між електродами. Лінії струму проходили переважно паралельно поверхні скловолокна. В другій схемі два електрода були закорочені, а протилежну грань повністю вкривали третім електродом (рис. 1). Провідність реєстрували в напрямі, перпендикулярному до поверхні скловолокна. Площа грані, де відбувалась адсорбція, в обох схемах була тою самою. При цьому поведінка відношення провідностей G/G_o (G_o – електропровідність зразка до адсорбування води) не залежить від схеми вимірювань.

Стан поверхні волокон змінювали термообробкою скловолокна при 400 °С та модифікацією поверхні вихідних та термооброблених волокон гідрофобізатором – поліметилсилоксаном ПМС–5–1000. Нанесення такого гідрофобізатора, за рахунок його хімічної активності та утворення хімічного зв'язку з поверхневими центрами скловолокон, дозволяло варіювати їхню кількість.

Межа пружності σ_o композитів на стискання до та після обробки поверхні волокон визначалась з кривих навантаження, отриманих за допомогою установки "SHOPER". Зразки для навантажень мали форму циліндра з діаметром та висотою 10 мм.

Адсорбція води здійснювалась в атмосфері насиченого пару при температурі 23 °С та тиску парів 2676 Па. Адсорбція a визначалась гравіметричним способом. Як адсорбат використана дистильована вода.

Інфрачервоні спектри дифузного відбивання (FTIR) зареєстровані за допомогою спектрофотометра Thermo Nicolet NEXUS FT-IR в інтервалі 400–4000 $см^{-1}$ з розділенням 2 $см^{-1}$ при кімнатній температурі.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Залежності логарифму відносної провідності $\lg G/G_o$ композитів від часу витримки в парах води, коли вода адсорбується через малі торцеві грані зразків з виходами волокон на міжфазну поверхню, наведені на рис. 2, 3.

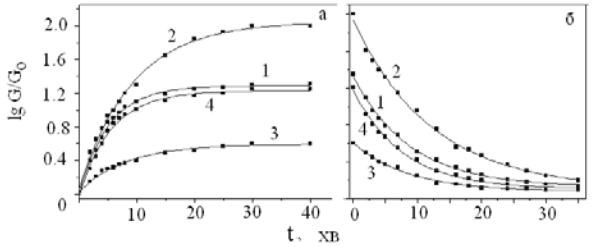

Рис. 2. Кінетика провідності поліефірної смоли, армованої вихідними 1, термообробленими 2 та гідрофобізованими вихідними 3 і термообробленими 4 волокнами при адсорбції (*а*) та десорбції води (*б*)

Видно, що провідність $G(t)$ композитів характеризується насиченням при часі витримки в парах води 8–35 хв. Поведінка провідності композитів при адсорбції описується експоненційними залежностями $G(t) = G_m[1–exp(-Kt)]$, де G_m максимальна провідність композиту в насиченому стані (теоретичні експоненційні залежності $G(t)$ при адсорбції та десорбції води представлені суцільними лініями на рис. 2, 3).

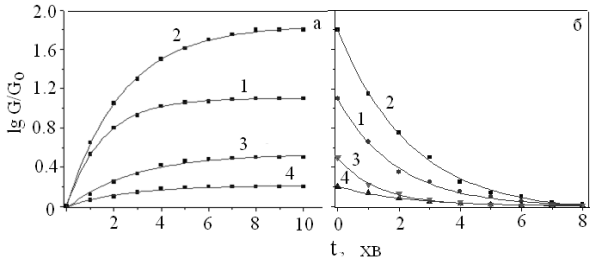

Рис. 3. Залежність логарифму відносної провідності епоксидної смоли, армованої вихідними 1, термообробленими 2 та гідрофобізованими вихідними 3 та термообробленими 4 волокнами від часу адсорбції (*а*) та десорбції води (*б*)

Величина провідності G_m найбільша в композитах на основі поліефірної смоли. При цьому значення G_m визначається станом поверхні волокон. Термообробка волокон стимулює істотне збільшення G_m, а нанесення гідрофобізатора веде до зниження G_m (рис. 2, 3).

Після десорбції води в нормальних атмосферних умовах величина G спадає до вихідного значення за 8–40 хв. Кінетику характеризує короткий час насичення та спадання G, який свідчить, що дифузія молекул води з поверхні зразка в об'єм композиту та навпаки має оборотний характер, а отже, водопоглинання реалізується на поверхні скляних волокон. Крім того, оборотність кінетики провідності свідчить, що часової зміни концентрації іонів та G через хімічну реакцію або розчинення полімера водою не відбувається.

Кінетика адсорбції $a(t)= a_\infty[1–exp(-K_a t)]$, де a_∞ – гранична адсорбція, та провідності $G(t)$ описується подібними виразами. З ростом a зростає G, що узгоджується зі співвідношенням між $\sigma(\omega)$ та n (вираз 4), проте пряма пропорційна залежність пов'язує величини $\lg(G/G_o) = \kappa\ (a/a_\infty)$, де коефіцієнт пропорційності $\kappa = 1.25$. Відхилення від пропорційності між величинами G та a може свідчити про багатошарову адсорбцію на поверхні волокон та диполь-дипольну взаємодію в шарі адсорбату, яку не враховує формула для $\sigma(\omega)$.

Значення граничної адсорбції a_∞ в поліефірній та епоксидній смолах, армованих вихідними волокнами, становить 34 та 29.5 мг/г відповідно. Величина a_∞ залежить від стану поверхні волокон. В композитах з термообробленими волокнами a_∞ зростає до 53 та 47.5 мг/г відповідно в армованих поліефірній та епоксидній смолах, а в зразках з вкритими гідрофобізатором термообробленими та вихідними волокнами спадає відповідно до 33.5 і 16.5 мг/г в першому композиті та 6.0 та 13.5 мг/г в зразках з епоксидною смолою.

Вологовбирання композитами істотно зменшується, коли вода адсорбується на поверхні зразків, паралельній шарам склотканини (рис. 1). Так, в композитах з вихідними волокнами гранична адсорбція падає в 3–3.6 рази. Найбільше значення a_∞ становить 22 мг/г в епоксидній смолі, армованій термообробленими волокнами. Істотно, що при адсорбції води на поверхню зразків паралельну шарам волокон зменшуються параметри композитів G_m та a_∞, тоді як хід кінетики $G(t)$ та $a(t)$, а саме час виходу на насичення і релаксації до вихідного значення провідності та адсорбції, не залежить від площини зразка, на яку адсорбується вода. Поведінка адсорбції свідчить, що механізм вологовбирання гранями, паралельними шарам скловолокон, та з виходами волокон на поверхню є однаковим. Останнє можна пояснити тим, що на поверхні бічних граней, паралельних площині скловолокна, виходять дефектні (поламані) волокна, механізм адсорбції якими тотожний механізму вологовбирання волокнами на торцевих гранях. Кількість виходів волокон (центрів адсорбції) на поверхні зразків визначають значення G_m та a_∞ при вологовбиранні різними поверхнями.

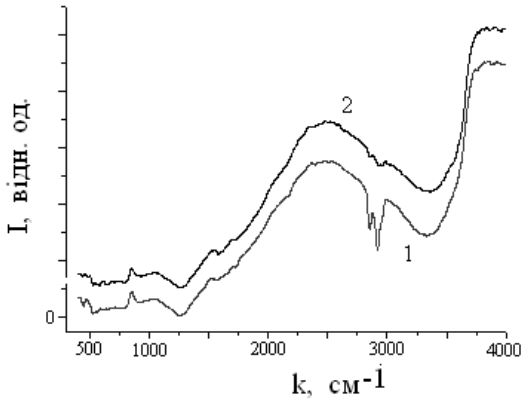

Рис. 4. Інфрачервоні спектри пропускання скловолокон до (*1*) та після відпалу (*2*)

Термообробка склотканини відпалює молекули замаслювача з поверхні волокон. Так, смуги поглинання ~ 2960 та 2830 $см^{-1}$,

які обумовлені антисиметричними та валентними коливаннями груп CH вуглецевих сполук замаслювача [19], практично зникають після прогріву до 400 °C. При цьому термообробка не впливає на шар зв'язаної води на поверхні волокон, бо широка смуга поглинання зв'язаних груп OH 3500–2550 $см^{-1}$ однакова в спектрах вихідних та оброблених волокон (рис. 4). Отже, зростання G та G_m композитів після відпалювання молекул замаслювача (рис. 2, 3) обумовлено збільшенням маси адсорбованої води через збільшення питомої поверхні волокон та зменшення блокування дифузії молекул води вздовж волокон.

Нанесений на волокна гідрофобізатор послаблює як провідність, так і адсорбцію води композитами. Максимальне падіння G_m після гідрофобізації термооброблених волокон реалізується в композиції з епоксидною смолою, де G_m спадає в 40 разів, тоді як в зразках з гідрофобізованими вихідними волокнами – в 3.6 рази (рис. 3 *а*). Проте в композиціях поліефірної смоли з гідрофобізованими відпаленими та вихідними волокнами зменшення G_m приблизно однакове – в 5 разів (рис. 2 *а*). Різний вплив гідрофобізації термооброблених волокон в композиціях з поліефірною та епоксидною смолами на поведінку G_m та водопоглинання можна пояснити меншими енергетичними бар'єрами адсорбції та поверхневої дифузії, які формуються в процесі конденсації смол при взаємодії макромолекул поліефірної смоли з молекулами поліметилсилоксану. Зазначимо, що менші енергетичні бар'єри адсорбції та дифузії води зумовлюють більше в 2–5 разів водопоглинання поліефірної смоли в порівнянні з епоксидною смолою [1, 4].

Вплив стану поверхні волокон на адсорбцію води армованими композитами обумовлений переважно двома причинами. Одна з них пов'язана зі зміною блокування дифузії молекул води по поверхні волокон [20], а інша – зі зміною структури полімера на міжфазній поверхні [21]. Блокування враховується введенням в вираз для коефіцієнта дифузії

$$D = D_o(1–q)exp(-\Delta/kT), \qquad (5)$$

де $q = m_d/M$ – відношення числа зайнятих міжвузловин до їх загального числа, Δ – висота потенційного бар'єра [20], фактора q, який змінюється при варіаціях стану поверхні волокон. Так, зменшення D при гідрофобізації обумовлено тим, що молекули поліметилсилоксану, нанесені на поверхню, займають міжвузля та збільшують q і блокують дифузійні переходи молекул H_2O. Збільшення D після термообробки пов'язано з відпалюванням молекул замаслювача з поверхні та зменшенням q і ефекту блокування.

Структура полімера на міжфазній поверхні визначається хімічним зв'язком активних поверхневих центрів волокон з атомним оточенням макромолекул та кількістю таких центрів. Оскільки термообробка збільшує число активних поверхневих центрів, а модифікація зменшує, то варіація їх числа може впливати на зв'язок макромолекул з центрами, структуру полімера, вільний об'єм на межі фаз та кількість адсорбату в композиті.

Для визначення поведінки полімерної структури на міжфазній поверхні композити піддавали механічному напруженню. При варіаціях стану поверхні волокон величина межі міцності композиту визначається змінами хімічного зв'язку на міжфазній поверхні [16–18]. Посилення зв'язку між атомами макромолекул та активних поверхневих центрів волокон або стабілізація структури полімера підвищує σ_o та зменшує вільний об'єм на межі фаз, тоді як послаблення зв'язку збільшує розупорядкування структури та зменшує міцність.

З кривих навантажень встановлено, що в смолах, армованих вихідними волокнами, межа міцності на стискання становить 242.5 та 333.7 МПа відповідно для композитів на основі епоксидної та поліефірної смол. Такі значення σ_o характеризують високі експлуатаційні параметри композитів [4]. Після гідрофобізації вихідних волокон в першому композиті σ_o слабо збільшується до 250 МПа, а в іншому – різко спадає до 58.9 МПа. В композитах, армованих відпаленими волокнами, σ_o зростає в зразках на основі ЕД–20 до 269.4 МПа та практично не змінюється в композитах з поліефірною смолою, де σ_o = 335.3 МПа. Покриття поліметилсилоксаном відпалених волокон приводить до зменшення σ_o до 238.4 та 108.6 МПа, відповідно, в композитах на

основі епоксидної та поліефірної смол. Отже модифікація поверхні впливає не тільки на характер адсорбції, але й на межу міцності композитів і, відповідно, на структуру полімерних ланцюгів на межі поділу фаз. Виразно порушення стабілізованої структури полімерних ланцюгів та падіння σ_o виявляються в композитах поліефірної смоли з вкритими гідрофобізатором термооброблеными та вихідними волокнами. Модифікація поверхні зменшує число активних центрів, які взаємодіють з атомами макромолекул, що послаблює зв'язок між центрами та полімерними ланцюгами і зменшує σ_o. Аналогічна поведінка σ, яка є результатом послаблення взаємодії поверхневих центрів з макромолекулами, має місце в композитах епоксидної смоли з відпаленими волокнами вкритими гідрофобізатором, де σ_o спадає приблизно до її величини в зразках з вихідними волокнами. Проте на відміну від композитів з ПН-609-21М, в зразках з ЕД-20 термообробка поверхні волокон стимулює посилення хімічного зв'язку полімерних ланцюгів з поверхневими центрами та зростання σ_o. Отже, зміни σ_o визначаються як кількістю активних поверхневих центрів на волокнах, так і активністю атомного полімерного оточення на міжфазній поверхні. Крім того, поведінка σ_o не корелює з поведінкою провідності та адсорбції. Кінетика останніх залежить від стану поверхні волокон, який не змінюється при варіаціях σ_o, і полімерної структури на міжфазній поверхні. Тому залежності σ_o, G та a свідчать, що міцний хімічний зв'язок між поверхневими центрами та атомним оточенням макромолекул не утворюється. Зміни σ_o, очевидно, пов'язані із варіаціями адгезійної міцності на міжфазній поверхні, яка визначається енергією взаємодії активних центрів та адсорбованих диполів води і груп ОН на поверхні скловолокон та атомного оточення макромолекул.

Отже, межа міцності армованих скловолокнами поліефірної та епоксидної смол визначається переважно адгезійною міцністю на міжфазній поверхні. При цьому хімічне зв'язування атомів полімерних ланцюгів та поверхневих центрів не виявляється. Можна припустити, що природа фізичних сил на міжфазній поверхні визначається хімічною активністю макромолекул. В карбамідоформальдегідній смолі, армованій скловолокнами, існує залежність σ_o від стану поверхні волокон. Кінетика адсорбції та десорбції в композиціях КФБ та поліефірної смоли зі скловолокнами подібна, але характеризується більшими значеннями граничної адсорбції. Величина a_∞ в смолі, армованій вихідними волокнами, становить 53 мг/г, а σ_o дорівнює 73 МПа. Після гідрофобізації скловолокон поліметилгідридсилоксаном a_∞ спадає до 26 мг/г і σ_o до 22 МПа. В композиті з відпаленими волокнами значення a_∞ та σ_o становлять 67 мг/г та 95 МПа, які різко спадають до 20 мг/г та 14.8 МПа в композиті з відпаленими волокнами покритими гідрофобізатором. Збільшення числа активних поверхневих центрів після відпалу волокон приводить до зростання межі міцності, а зменшення їх кількості після гідрофобізації − до спадання σ_o. Кореляція поведінки a_∞ та σ_o показує, що в композитах карбамідоформальдегідної смоли значення σ_o визначає взаємодія атомних груп макромолекул з активними поверхневими центрами волокон. В таких композитах зменшення адгезійної міцності може спричинити зниження величини σ_o, яка в ~3–4 разів менше ніж її значення в композитах поліефірної та епоксидної смол.

В композитах поліефірної та епоксидної смол варіації адгезійної міцності можуть впливати на енергію адсорбції, кінетику дифузії молекул води вздовж волокон та величини G_m і a_∞. Крім того, відсутність кореляції між поведінками параметрів G_m, a_∞ та σ_o свідчить, що абсорбована вода накопичується на поверхні волокон.

ВИСНОВКИ

В епоксидній та поліефірній смолах, армованих скляними волокнами, водопоглинання обумовлено переважно адсорбцією та дифузією молекул води в об'єм композита вздовж міжфазної поверхні полімер – волокно. Механізм адсорбції не залежить від полімерної структури на межі фаз. Кількість адсорбату в композиті обмежена величиною граничної адсорбції, яка визначає величину провідності та енергетичних втрат ЕМВ. Варіації кількості адсорбату обумовлені змінами питомої поверхні волокон та блокуванням дифузії

води вздовж волокон при модифікації їх поверхні та хімічною природою смоли. В композиті на основі епоксидної смоли відпалювання замаслювача з поверхні волокон збільшує питому поверхню та число активних центрів і, відповідно, зростання вологовбирання та межі міцності, тоді як в композиті на основі поліефірної смоли термообробка практично не впливає на межу міцності. Гідрофобізація волокон, покритих замаслювачем, зменшує адсорбцію води в композитах, хоча межа міцності армованої епоксидної смоли неістотно зростає, а армованої поліефірної смоли значно погіршується. Покриття поліметилсилоксановим гідрофобізатором термооброблених волокон, зменшуючи питому поверхню та число активних центрів на поверхні, послаблює вологовбирання та зменшує межу міцності в обох композитах.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Гуртовник И.Г., Соколов В.И., Трофимов Н.Н., Шалгунов С.И.* Радиопрозрачные изделия из стеклопластиков. – Москва: Мир, 2003. – 368 с.
2. *Пригода Б.А., Кокунько В.С.* Обтекатели антенн летательных аппаратов. – Москва: Машиностроение, 1970. – 286 с.
3. *Sims G.D., Broughton W.R.* Comprehensive Composite Materials. Glass Fibre Plastics – Properties. – Amsterdam: Elsevier, 2000. – V. 2. – P. 151–197.
4. *Корецкая Л.С.* Атмосферостойкость полимерных композитов. – Минск: Наука и техника,1993. – 205 с.
5. *Сажин Б.И., Лобанов А.М., Эйдельмант М.П. и др.* Электрические свойства полимеров. – Ленинград: Химия, 1970. – 376 с.
6. *Мотт Н., Дэвис Э.* Электронные процессы в некристаллических твердых телах. – Москва: Наука, 1974. – 472 с.
7. *Fraga A.N., Fruilloni E., de la Osa O. et al.* Relation between water absorption and dielectric behavior of glass fiber reinforced unsaturated polyester resin // J. Compos. Mater. – 2007. – V. 41, N 4. – P. 393 – 402.
8. *Errajhi O.P.Z., Osborn J.R.F., Richardson H.N., Dhakal H.N.* Water absorption characteristics of aluminized E glass fibre reinforced unsaturated polyester composites // Composite structures. – 2005. – V. 71, N 3–4. – P. 333–336.
9. *Chow W.S.* Water adsorption of epoxy/ glass fiber/organo- montmorillonite nanocomposites // Express Polym. Lett. – 2007. – V 1, N 2. – P. 104–108.
10. *Oneal L., Cozin-Cazuc S., Jones J., Rudd C.D.* Water adsorption properties of phosphate glass fiber-reinforced poly-co-capralactone composites for craniofacial bone repair // J. Appl. Polym. Sci. – 2008. – V. 107, N 6. – P. 3750–3755.
11. *Suhara P., Mohim S.* Studies of water adsorptive properties of short hemp glass fiber hydrid polypropylene composites // J. Compos. Mater. – 2007. – V. 41, N 15. – P. 1871–1883.
12. *Nebrega M.M.S., Cavalcanti W.S., Carvalho L.H., de Lima A.G.B.* Water absorption in unsaturated polyester composites reinforced with caroa fiber fabrics: modeling and simulation // Mat. Sci. Eng. Techn. – 2010. – V 41, N 5. – P. 300–305.
13. *Гузь А.Н., Хорошун Л.П., Михайлова М.И. и др.* Механика композитов. Том 12. Прикладные исследования – Киев: «А.С.К.», 2003. – 398 с.
14. *Mamonov G.Y.* Characteristics of the porous structure of carbonized glass reinforced plastics // J. Eng. Phys. Therm. – 2004. – V. 77, N 3. – P. 614–619.
15. *Wesson S.P., Vejo J.J., Ross S.* Determination of specific surface areas of glass filaments by BET CAEDMON methods // J. Colloid Interface Sci. – 1983. – V. 94, N 2. – P. 552–563.
16. *Mikhal'ski A.J.* Improvement of resistance of glass-reinforced plastics to water by means of hydrophobic adhesive compounds // Russ. Chem. Rev. – 1970. – V. 39, N 11. – P. 977–991.
17. *Ulkem I., Schreiber H.P.* The role of interactions at interface of glass fiber reinforced composites // Compos. Interfaces. – 1994. – V.2. – P. 253–263.
18. *George J., Sreekala M.S., Tomas S.* A review of interface modification and characterization of nature of fiber reinforced plastics composites // Polym. Eng. Sci. –2001. – V. 41, N 9. – P. 1471–1485.
19. *Наканаси Н.* Инфракрасные спектры и строение органических соединений. – Москва: Мир, 1965. – 216 с.

20. *Смирнов А.А.* Теория диффузии в сплавах внедрения – Киев: Наук. думка, 1982. – 169 с.
21. *Popineau S., Rondeau-Monro C., Suplice-Gailett C., Shanahan M.E.R.* Free/bound water adsorption in an epoxy adhesive // Polymer. – 2005. – V. 46, N 24. – P. 10733–10740.

Надійшла 20.01.2011, прийнята 27.10.2011

Влияние влагопоглощения и состояния поверхности стекловолокон на проводимость и прочность стекловолоконных композитов

Ю.А. Шевляков, А.Г. Гирченко, Б.М. Горелов, В.Н. Мищенко

Институт химии поверхности им. А.А. Чуйко Национальной академии наук Украины
ул. Генерала Наумова, 17, Киев, 03164, Украина, bgorel@ukr.net

В эпоксидной и полиэфирной смолах, армированных стеклянными волокнами, исследовано влияние адсорбции воды на поверхность образцов, которая параллельна и перпендикулярна плоскости стекловолокон, термообработки при 400 °С и гидрофобизации поверхности волокон полиметилсилоксаном на проводимость и предел прочности на сжатие. Установлено, что в композитах доминирующей является адсорбция на межфазной поверхности, граничная величина которой определяет максимальную проводимость. Изменения состояния поверхности волокон стимулируют вариации проводимости и предела прочности, причем поведение последних не коррелирует между собой.

Effect of moisture adsorption and surface state on conductivity and strenght of glass fibre reinforced composites

Yu.A. Shevlyakov, A.G. Girchenko, B.M. Gorelov, V.M. Mishchenko

Chuiko Institute of Surface Chemistry of National Academy of Sciences of Ukraine
17 General Naumov Str., Kyiv, 03164, Ukraine, bgorel@ukr.net

In glass fibre reinforced epoxy and polyester resins the effect of adsorbed water, thermal treatment at 400 °C and modification of the filament surface with polymethylsiloxane hydrophobisator on conductivity and ultimate compression strength has been investigated. It has been shown that the water adsorption along the interface is dominant in the composites and its value determines the maximum conductivity. The changes of the surface state of filaments stimulate the variations of conductivity and ultimate strength. Their behavior depends on the number of molecules of lubricant and hydrophobisator on the filament surface.