

Б.Г.Демчина¹, В.О.Гула¹, Т.Ю.Осадчук¹, Я.Немец²

ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ СКЛА НА ОСНОВІ КОНЦЕПЦІЙ МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ

¹Національний університет «Львівська політехніка»,
вул. Карпінського, 6, 79013, Львів, Україна; e-mail: bogdan195809@gmail.com

²Державна вища техніко-економічна школа
ім. Кс. Броніслава Маркевича в Ярославі,
вул. Чарнецького, 37-500, Ярослав, Польща; e-mail: iit@pwste.edu.pl

Abstract. The basic concepts of Subcritical Crack Growth (SCG) are developed based on the Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) and Dynamic Crack Growth (DCG) within the framework of the Linear Elastic Dynamic Fracture Mechanics (LED FM) to determine the criteria of fracture toughness and crack branching (bifurcation, forking) in the glass. The fractographic analysis of fracture surfaces of the test specimens from the tension under bending testing is used for determining the required calculation parameters. The results of the experimental studies are analyzed using the probabilistic-statistical method for estimating the data with a two-parameter Weibull distribution. The critical stress intensity factor is adopted as a criterion for fracture toughness. The branching stress intensity factor is used as a crack branching criterion. These values are determined using the quantile function of accepted distribution and related to a 5 % probability of breakage at the lower limit of the 95 % confidence interval.

Key words: glass, subcritical crack growth, linear elastic fracture mechanics, linear elastic dynamic fracture mechanics, crack branching, fracture toughness, Weibull distribution.

Вступ.

Міцність скла характеризується суттєвою мінливістю, що значною мірою залежить від стану його поверхні. Для застосування скла в несучих конструкціях необхідно мати гарантоване значення несучої здатності. Тому, крім проведення випробувань міцності скла на згин, актуальною є перевірка стану поверхні скла та встановлення взаємозв'язку між параметрами. Після оцінки міцності скла, отриманої за допомогою руйнівних методів дослідження, необхідно провести фрактографічний аналіз поверхонь руйнування (або аналіз зламів) зразків та розрахувати критерії тріщиностійкості та розгалуження тріщин на основі положень механіки руйнування. Такий підхід представлений у роботах [14, 25, 31] та ін.

§1. Передумови розрахунку.

Залежність міцності скла від часу внаслідок росту тріщини під впливом середовища називають статичною втомою [37]. Частина механіки руйнування, що стосується докритичного зростання тріщини (ДКЗТ), іноді називають механікою руйнування від втоми або докритичною механікою руйнування (ДКМР). При цьому, для аналізу використовують положення лінійно-пружної механіки руйнування (ЛПМР) [24]. Згідно з ЛПМР критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{IC} знаходять за формулою, представленою у п. 7.2.4.5 ASTM C1322-15 [5]:

$$K_{IC} = \sigma Y \sqrt{a}, \quad (1.1)$$

де K_{IC} – в'язкість руйнування, МПа $\sqrt{м}$; σ – руйнуючі напруження, МПа; Y – коефіцієнт форми для початкової тріщини; a – розмір початкової тріщини (глибина поверхневої тріщини, радіус або половина меншої довжини внутрішньої тріщини). K_{IC} згідно з (1.1) – це так званий K -критерій тріщиностійкості, запропонований Ірвіном у 1957 р. [22]. Для натрієво-кальцієвого силікатного скла $K_{IC} = 0,72 \dots 0,82$ МПа $\sqrt{м}$ [19]. Руйнуючі напруження σ , по суті, – це інертна або короточасна міцність σ_{IC} [21], оскільки під дією середовища та інших чинників тріщина a може поширюватись до критичного значення a_C , що також спричиняє досягнення величини K_{IC} , навіть, якщо прикладені напруження на скло менші, ніж σ_{IC} [31]. Разом з тим, нижче певної порогової інтенсивності напружень $K_{th} = K_{1SCC}$, незалежно від тривалості навантаження тріщина не зростає. Для натрієво-кальцієвого силікатного скла в залежності від середовища це значення становить $\approx 0,3K_{IC} = 0,20 \dots 0,27$ МПа $\sqrt{м}$ [21].

ДКЗТ враховує функцію швидкості росту тріщини V від коефіцієнта інтенсивності напружень K_I [29, 30] за допомогою силового закону Еванса і Вейдерхорна [17] для статичної, динамічної та циклічної втоми, закону Періса [32] і закону Уолкера [36] – для циклічної втоми. За результатами розрахунку отримують часовий параметр роботи матеріалу конструкції – довговічність t_f [26].

Визначення міцності σ_{IC} скла на основі ЛПМР та його довговічності t_f за допомогою концепції ДКМР під дією квазістатичного навантаження представлено в [1].

Очевидно, що згідно з ЛПМР критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{IC} і критична швидкість вивільнення енергії деформації G_{IC} , як пов'язані між собою величини в'язкості руйнування матеріалу, є критеріями тріщиностійкості при наявному або відсутньому ДКЗТ. Для більш пластичних матеріалів як критерій тріщиностійкості застосовують J -інтеграл.

1.2. Критерій розгалуження тріщини на основі механіки динамічного руйнування. Типова крива опору росту тріщини (крива тріщиностійкості) у вигляді діаграми залежності швидкості росту тріщини V від коефіцієнта інтенсивності напружень K_I представлена на рис. 1. При перевищенні порогового значення $K_{th} = K_{I0}$ (рис. 1) відбувається ДКЗТ (ділянка 1). Швидкість росту докритичної тріщини зростає разом із збільшенням K_I аж до K_{IC} . Далі критична тріщина швидко прискорюється (ділянка 2), тут спостерігаємо динамічний ріст тріщини (ДЗТ) і при досягненні значення K_{IB} (на ділянці 3) можуть виникнути нові тріщини [23].

Процес ДЗТ при $K_I \geq K_{IC}$ вивчають у динамічній механіці руйнування (ДМР) [31]. Явище, за якого рухома тріщина утворює дві або більше нові тріщини, називають біфуркацією (bifurcation), розділенням (forking) або розгалуженням (branching) тріщини [10]. Критерій розгалуження тріщини згідно з Кобаяші, Рамулу:

1) враховується критична V_{cr} (гранична V_{lim}) швидкість росту тріщини або швидкість розгалуження тріщини V_B ;

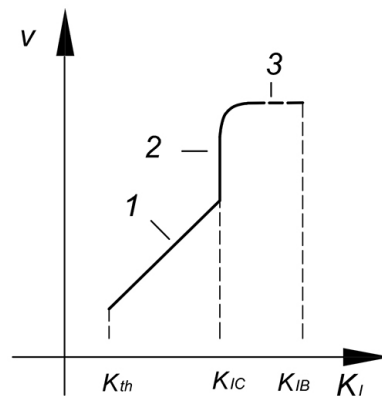


Рис. 1

2) враховується критична інтенсивність напружень розгалуження K_{IB} та/або критична швидкість вивільнення енергії деформації розгалуження G_{IB} ;

3) враховується кут розгалуження тріщини α_B .

ДЗТ відбувається найбільш легко у крихких твердих тілах. До них відносяться скло, породи (каміння), полімери та метали в умовах низькотемпературного середовища або під високим навантаженням [2].

1.2.1. *Критична (гранична) швидкість росту тріщини або швидкість розгалуження тріщини.* Мотт [27] запропонував першу теорію для визначення швидкості росту тріщини, додавши у рівняння Гріффітса для повної енергії системи ще одну складову – кінетичну енергію. В результаті, автор вивів формулу [20]:

$$V = \sqrt{\frac{2\pi}{k^2}} V_I \sqrt{1 - \frac{a_0}{a}}, \quad (1.2)$$

де k – константа; $V_I = \sqrt{E/\rho}$ – швидкість поздовжньої пружної хвилі, яка еквівалентна до швидкості звуку; a_0, a – початковий та поточний розміри тріщини.

Якщо $a \gg a_0$, рівняння (1.2) набуває вигляду:

$$V = \sqrt{\frac{2\pi}{k^2}} V_I. \quad (1.3)$$

Робертс і Веллс [33] встановили, що для матеріалу з коефіцієнтом Пуассона $\nu = 0,25$ відношення $\sqrt{2\pi/k^2}$ становить 0,38. Відповідно, вираз (1.3) в окремому випадку можна представити у вигляді [20]:

$$V = 0,38V_I. \quad (1.4)$$

Подальші теорії розрахунку швидкості розгалуження тріщини V_B засновані на визначенні критичної V_{cr} (граничної V_{lim}) швидкості росту тріщини через її відношення до швидкості певного типу пружної хвилі (швидкість поперечної (зсувної) хвилі V_t , Релея V_R та ін.).

На основі аналізу стану поля напружень навколо кінця рухомої тріщини Йюффе [38] встановила, що для матеріалу з коефіцієнтом Пуассона $\nu = 0,25$ тріщина починає розгалужуватись при швидкості $V_{cr} = 0,6V_t$, а згідно з Креггсом [12] – при $V_{cr} = V_{lim} = 0,611V_t$.

Згідно з Фройндом [19] динамічна швидкість вивільнення енергії деформації $G_{(d)} = G(vt, v)$ залежить від універсальної функції $g(v)$ та статичної швидкості вивільнення енергії деформації $G_{(s)} = G(vt, 0)$ при діючому навантаженні та миттєвій величині динамічного росту тріщини $vt = a$:

$$G(vt, v) = g(v)G(vt, 0), \quad (1.5)$$

де $g(v) = A_I(v)k(v)^2$ – універсальна функція швидкості росту тріщини v [19], що враховує функцію $A_I(v)$ [17]. Для практичних цілей функцію $g(v)$ знаходять за виразом [19]:

$$g(v) \approx 1 - v/v_R. \quad (1.6)$$

Відповідно до рівняння (1.6) теоретична межа швидкості росту тріщини V_{lim} згідно з Фройндом – це швидкість хвилі Релея (v_R) [35]. Однак, експериментально встановлено, що гранична величина швидкості руху тріщини V_{lim} , навіть у крихких матеріалах, значно менша, ніж швидкість хвилі Релея [35], та складає близько 40 – 50% від v_R [34]. Експериментальні дані швидкості розгалуження $V_B = V_{cr}$ у склі представлено у табл. 1.

Таблиця 1

Тип скла	Автор	Джерело	V_{cr} , м/с
натрієво-кальцієве	Ф. Барстоу	[9]	1580
плитне звичайне та гартоване	Г. Едгертон	[8]	1524
		[16]	1524
віконне (2 мм)	Х. Шардін	[28]	1520
дзеркальне (4 – 7 мм)		-//-	1520 – 1570
«Sekurit» (5 мм)		-//-	1550
2-шарове безпечне		-//-	1500
для резервуарів (20 мм)		-//-	1420
кварцове (4 мм)		-//-	2200
звичайне	Р. Ентоні	[3]	604,5–1488
плитне	В. Долл	[15]	1512
«FK-52»		-//-	1163
«Duran 50»		-//-	1958

Додаткові дані для скла, в тому числі відношення V_{cr} до швидкості пружних хвиль, представлено в роботах [9, 23]. Також аналогічні дані для інших матеріалів наведені у [9].

1.2.2. *Критична інтенсивність напружень розгалуження та критична швидкість вивільнення енергії деформації розгалуження.* Згідно з Ентоні і Конглтоном [4, 13] інтенсивність напружень, яка необхідна для розгалуження тріщини K_B , залежить від матеріалу, температури та навколишнього середовища і може розраховуватися за формулою:

$$K_B = \pi^{1/2} \sigma_f c_b^{1/2}, \quad (1.7)$$

де σ_f – прикладені напруження руйнування; c_b – довжина тріщини на грані, або половина довжини центральної тріщини, коли відбувається розгалуження.

Був запропонований теоретичний підхід до визначення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень розгалуження тріщини K_B за допомогою моделі розгалуження «ідеальної» тріщини згідно з Ентоні і Конглтоном [4] (рис. 2). Розгалуження відбувається, коли «ідеальна» тріщина довжиною $2c$, яка знаходиться на відстані $r = nc$ перед кінцем рухомої «основної» тріщини довжиною c_b , піддається критичному

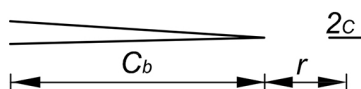


Рис. 2.

напруженню σ_f . Середні напруження для «ідеальної» тріщини становлять $\sim (\sigma_f c_b^{1/2}) / (2r)^{1/2}$ [4, 13].

При розгалуженні тріщини середні напруження для «ідеальної» тріщини рівні напруженням Гріффітса – Орована [4, 13]:

$$\frac{\sigma_f c_b^{1/2}}{(2r)^{1/2}} = \left(\frac{2E\gamma}{\pi c} \right)^{1/2}, \quad (1.8)$$

де E – модуль Юнга; γ – поверхнева енергія.

Якщо $r = 2c$, то [4]:

$$\pi^{1/2} \sigma_f c_b^{1/2} = 2(2E\gamma)^{1/2}. \quad (1.9)$$

Використавши загальну величину $r = nc$, де n – мала константа > 1 , отримаємо [4]:

$$\pi^{1/2} \sigma_f c_b^{1/2} = 2(nE\gamma)^{1/2}. \quad (1.10)$$

Вираз $\pi^{1/2} \sigma_f c_b^{1/2}$ у лівій частині рівняння (1.10) дорівнює K_B згідно (1.7). У правій частині величина (2γ) рівна енергії G_C , і, відповідно, $E G_C = (K_{IC})^2$. Тому вираз (1.10) зводиться до вигляду [4, 13]:

$$K_B = (2n)^{1/2} K_{IC}. \quad (1.11)$$

«Ідеальна тріщина» $2c$ повинна бути достатньо прискореною у порівнянні із швидкістю основної тріщини c_b , щоб остання її не поглинула, тому $n > 2$. Проте, n не може бути дуже великим без інтенсивного мікророзгалуження на кінці головної тріщини c_b , яка, найімовірніше, зупинить подію розгалуження. Таким чином, отримуємо вираз [4]:

$$K_B \geq 2K_{IC}. \quad (1.12)$$

Причому, відношення K_B / K_{IC} не може бути надто великим [4].

На початку розгалуження або при суб-розгалуженні, коли $n \geq 1$, коефіцієнт інтенсивності напружень, згідно з (1.11), становить $K_B^* = 1,4 K_{IC}$ [13].

Експериментально встановлені відношення $K_B / (2E\gamma)^{1/2}$ для скла згідно з Конглтоном і Двораком [13] для скла, представлені у табл. 2.

Таблиця 2

Умови дослідження	$K_B / (2E\gamma)^{1/2}$
-196°C, у рідкому N ₂	1,94
20°C, у силіконовій олії	2,44
100°C, у силіконовій олії	2,76
150°C, у воді	3,34

Як і у випадку рішення (1.12), у роботі Долла [15], спираючись на прості енергетичні міркування, вказано, що тріщина буде розподілятися на дві гілки, коли швидкість вивільнення енергії деформації для кожної з двох нових тріщин перевищує G_C :

$$G_B \geq 2G_C, \quad (1.13)$$

де G_B – швидкість вивільнення енергії при настанні нестабільного розповсюдження тріщини.

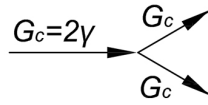


Рис. 3

Розгалуження основної тріщини на дві вторинні тріщини при $2G_C = 4\gamma$ (згідно з Бредтом [10]) схематично представлено на рис. 3. Зі схеми видно, що біфуркація створює дві нові тріщини і, отже, вимагає достатньої енергії для утворення чотирьох нових поверхонь замість існуючих двох. Для цього необхідно, щоб швидкість вивільнення енергії деформації в точці біфуркації забезпечувала як мінімум 4γ замість початкових 2γ у точці ініціювання [10].

Долл висунув таку гіпотезу щодо значення швидкості вивільнення енергії деформації розгалуження тріщини G_B : розгалуження тріщини відбувається при такій швидкості вивільнення енергії деформації G_B , що обидві гілки можуть продовжувати ріст при максимальній швидкості тріщини $V = V_{\max}$. Якщо швидкість вивільнення енергії деформації, за якої досягнута максимальна швидкість тріщини V_{\max} , позначити як $G_{V_{\max}}$, то отримаємо наступну умову [15]:

$$G_B \approx 2G_{V_{\max}}. \quad (1.14)$$

Щоб перевірити цю гіпотезу, була заміряна швидкість тріщини V як функція від швидкості вивільнення енергії деформації G для трьох різних типів скла [15]: плитного, FK-52 і Duran 50 (див. також табл. 1). Відповідні значення склали: для плитного скла – $G_B = 135 \text{ Дж/м}^2$; для FK-52 – $G_B = 62 \text{ Дж/м}^2$; для Duran 50 – $G_B = 204 \text{ Дж/м}^2$.

1.3. Фрактографічний аналіз. Схеми поверхні руйнування для кераміки представлені у нормах ASTM C1322-15 [5], для скла – в ASTM C1256-93(2013) [6]. Основні позначення (маркування) поверхні руйнування, що використовують у фрактографії крихких матеріалів, представлені на рис. 4. Дзеркало руйнування (1) – відносно гладка ділянка на поверхні руйнування, що оточує початкову точку руйнування. Серпанок (2) – маркування на поверхні швидкісного росту тріщини, які починаються із непрозорої розмитої ділянки та зі збільшенням швидкості росту тріщини набувають волокнистої текстури, витягнутої в напрямку розповсюдження тріщини. Гребінь (3) – лінії на поверхні тріщини, паралельні до напрямку розповсюдження тріщини (напрямку розтріскування), які, в свою чергу, розділяють паралельні, але некопланарні (ті, що не лежать в одній площині), частини поверхні тріщини.

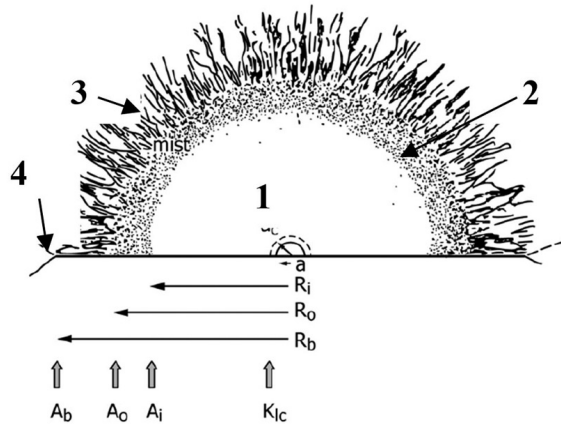


Рис. 4

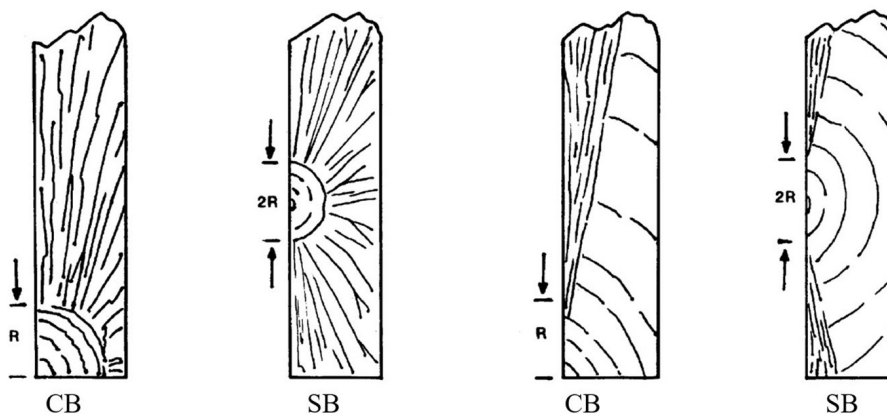
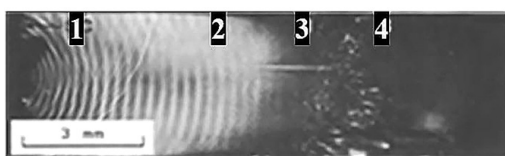


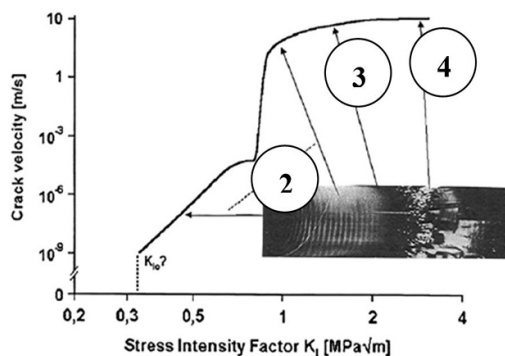
Рис. 5

Первинний дефект a може стабільно зростати аж до нестабільного руйнування при критичній величині a_C (рис. 4), коли інтенсивність напружень досягає K_{IC} . Радіус зони «дзеркало-серпанок» R_t , радіус зони «серпанок-гребінь» R_0 , відстань до розгалуження R_b відповідають дзеркальним константам A_t , A_0 та A_b , відповідно.

В залежності від розміщення області «дзеркала», виділяють різні типи поверхонь руйнування (рис. 5) [6, 18]: CB – руйнування у куті; SB – руйнування на поверхні. Особливості поверхні руйнування скла під різними рівнями і типами напружень: а) високі напруження згину або термічні напруження; б) низькі напруження згину або руйнування в тонких зразках.



а



б

Рис. 6

Вигляд поверхні руйнування скляних зразків представлено на рис. 6, а – загальний вигляд [33]; на рис. 6, б – зв'язок із графіком. Де 1 – початок тріщини; 2 – серпанок; 3 – гребінь; 4 – розгалуження.

Після початкового прискорення тріщини та її розповсюдження при майже постійній швидкості в області «дзеркала», перехід до області «гребеня» відбувається з різким збільшенням середньої швидкості від $0,3V_t$ до $0,5V_t$ (V_t – швидкість поперечної пружної хвилі). Фрешет [18] виділяє зону «серпанка – гребеня» (2 – 3) (рис. 4, б), як маркування на поверхні тріщини, що прискорюється, і яка близька до її ефективної кінцевої швидкості. Таке маркування можна спостерігати спочатку у вигляді «серпанка» (2) зі зростаючою швидкістю, на що вказує волокниста текстура, витягнута в напрямку розтріскування, а згодом, коли настає біфуркація тріщини, на вигляд, як більш шорстку поверхню (3) [18]. Загалом, термін кінцевої швидкості тріщини можна віднести як до «серпанка-гребеня» (2 – 3), так і до «гребеня» (3) з перевагою на користь останнього, оскільки область «серпанка», в основному, характерна для скла. Для скла область «серпанка», що починається на межі області «дзеркала», еквівалентна до області, що показує суб-розгалуження в металах [13].

Відповідно Кларку та Ірвіну [11], поки значення G не перевищує G_B , швидкість тріщини V збільшується і зменшується разом з G . Коли тріщина прискорюється до граничної швидкості $V_{lim} = 0,5V_I$, а рушійна сила наближається до необхідного для розгалуження тріщини значенню G_B , утворюються численні розгалуження тріщини в області «гребеня».

Також для фіксації на поверхні руйнування моменту, коли тріщина досягає кінцевої швидкості, можна використовувати лінії Уоллнера (див. п.2.1 даної статті). Фрешет класифікував лінії Уоллнера, як первинні, вторинні, третинні лінії та ламбда-лінії, надавши відповідні визначення [18].

Згідно з п. 7.2.4.7 ASTM C1322-15 [5], за відсутності початкового розміру тріщини знайти руйнуючі напруження за допомогою рівняння (1.1) неможливо. Тому оцінка руйнуючих напружень може бути зроблена з радіусу дзеркала відповідно до рівняння:

$$\sigma = A/\sqrt{R}, \quad (1.15)$$

де σ – руйнуючі напруження; R – радіус дзеркала або відстань до розгалуження; A – відповідна константа дзеркала чи розгалуження.

Згідно з п. 7.2.4.7 ASTM C1322-15 [5] у рівнянні (1.15) необхідно використовувати відповідний радіус R та відповідну константу A [5]: для зони «дзеркало – серпанок» R_i або R_m (якщо така існує) – внутрішню константу дзеркала A_i ; для зони «серпанок-гребінь» R_0 – зовнішню константу дзеркала A_0 ; для відстані до розгалуження R_b (де основна тріщина розщеплюється на кілька основних тріщин) – константу розгалуження A_b . Список констант дзеркала та розгалуження наведено у Додатку X7 норм ASTM C1322-15 [5]. У випадку, якщо відомі розмір тріщини a , коефіцієнт форми Y та в'язкість руйнування K_{IC} , руйнуючі напруження у початковій точці руйнування знаходять за формулою (1.1).

Довідкові дані дзеркальних констант і констант розгалуження також містяться у нормах ASTM C1322-15 [5] та статті Мечольськи [25].

§2. Результати експериментальних досліджень.

2.1. Маркування поверхні руйнування дослідних зразків. Для проведення фрактографічного аналізу, попередньо було випробувано зразки на триточковий згин. Видяк випробувальної установки представлено на рис. 7. На рис. 7, а представлено схематичне зображення; на рис. 7, б – випробування зразка на згин, де 1 – зразок; 2 – згинаючий ролик; 3 – опорні ролики; 4 – гумові прокладки; l_s – відстань між опорними роликами. Випробування на згин проводили згідно норм ASTM C158 [7].

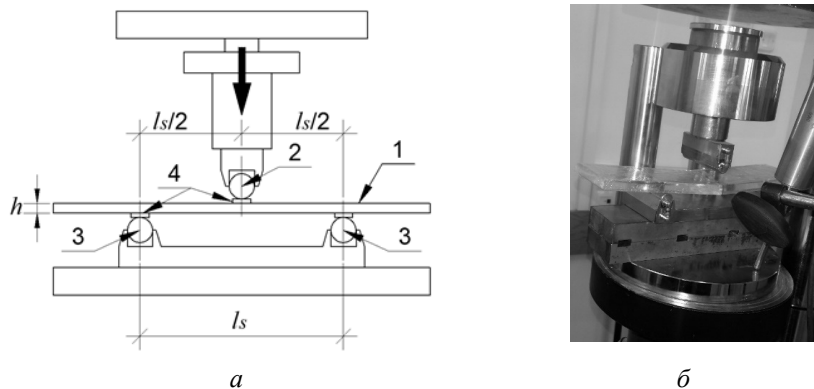


Рис. 7

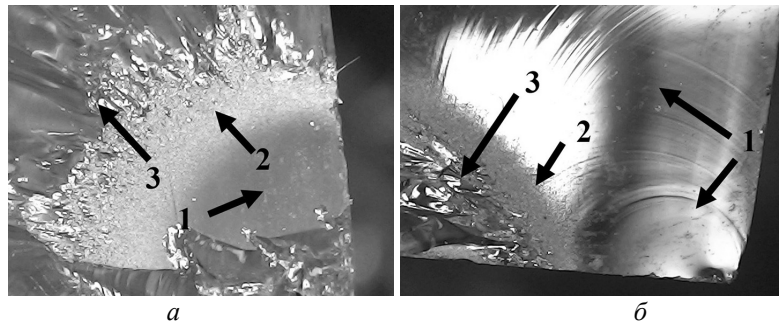


Рис. 8

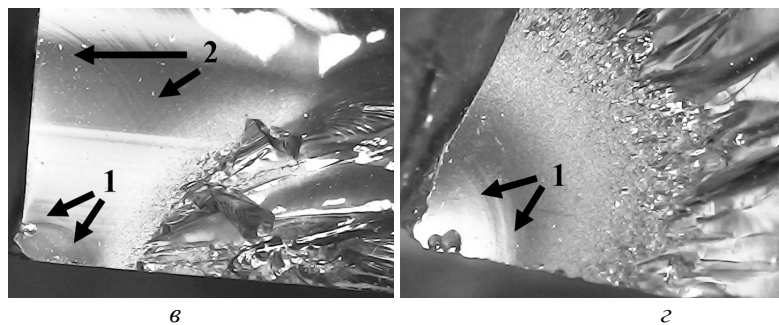
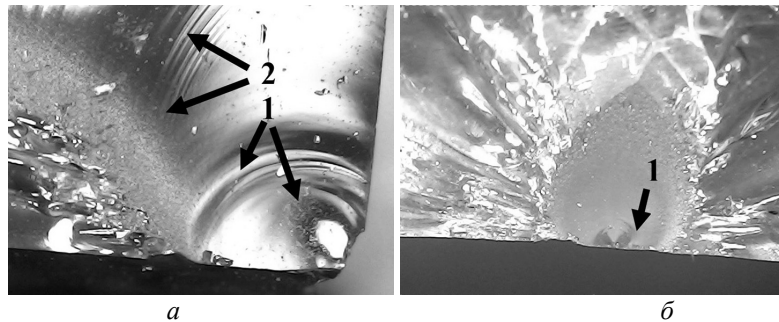


Рис. 9

Після випробувань міцності скла на розтяг при згині, був проведений фрактографічний аналіз зруйнованих дослідних зразків. Основні позначення (маркування), зафіксовані на поверхнях руйнування скляних зразків марок: на рис. 8, *a* – GP-2.1; на рис. 8, *б* – GP-2.3, де 1 – дзеркало; 2 – туман; 3 – гребінь.

Окрім елементів, представлених на рис. 8, на поверхнях руйнування дослідних зразків спостерігали чітко виражені лінії, що перетинались з фронтом тріщини, так звані лінії Уоллнера. Первинні лінії Уоллнера (1) корисні для визначення напрямку розтріскування. Такі лінії можуть починатись з недовліку на поверхні [18], що під час розтріскування зазнає розвитку (рис. 9, *a*, *в*), або ж утворюватись після руйнування (рис. 9, *б*, *г*). У нашому випадку практичне значення мають вторинні лінії Уоллнера (2), що породжуються пружним імпульсом при зупинці в просуванні фронту тріщини, і які, як правило, є одними з шорстких деталей на поверхні (рис. 9, *a*, *в*), що виникають у міру того, як тріщина наближається до її ефективної кінцевої швидкості в зоні «туману-гребеня» [18].

Як видно з рис. 9, вторинні лінії Уоллнера (2) виникли у зразках з точкою руйнування у зоні кута (рис. 9, *a*, *в*), коли області «дзеркала», «серпанка» та «гребеня» простягались вздовж напрямку росту тріщини. У випадку, коли області «туману» і «гребеня» радіально обмежували область «дзеркала» при руйнуванні в точці посередині

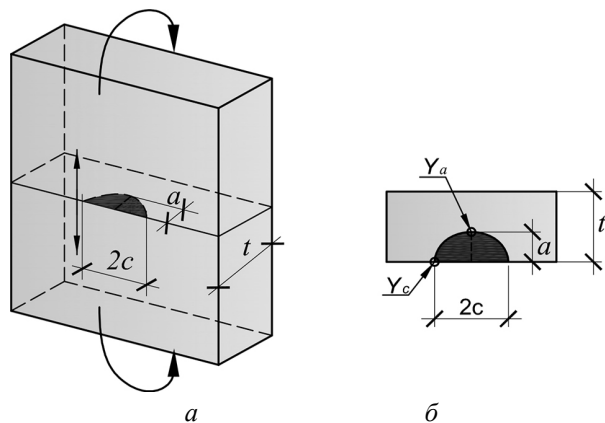


Рис. 10

(рис. 9, б) та у куті зразка (рис. 9, в), такі лінії не фіксували. Це відповідало характеру поверхонь руйнування для різного розміщення області «дзеркала» згідно з рис. 5.

Розмір тріщини для знаходження K_{IC} за формулою (1.1) – це глибина поверхневої тріщини, радіус або половина меншої довжини внутрішньої тріщини [5]. Разом з тим, для визначення відповідного коефіцієнта форми тріщини Y , що входить до розрахунку, на додаток до заміру глибини тріщини a необхідно також визначити і ширину тріщини $2c$ [5].

В будь-якому разі, Y знаходиться, як максимальне із значень Y_c та Y_a , знайдених для обох розмірів тріщини [5]. Характерні параметри (розміри) напівеліптичної тріщини на поверхні зразка, що піддають згину [30], представлені на рис. 10.

Детальніша інформація про коефіцієнти форми Y для напівкруглих і напівеліптичних поверхневих та круглих і еліптичних внутрішніх тріщин міститься у нормах ASTM C1322-15 [5], а відповідні формули розрахунку для поверхневих тріщин – у статті Ньюмана і Раджу [30].

Таким чином, з метою подальшого розрахунку критеріїв тріщиностійкості K_{IC} та розгалуження тріщини K_B були проведені вимірювання елементів поверхні руй-

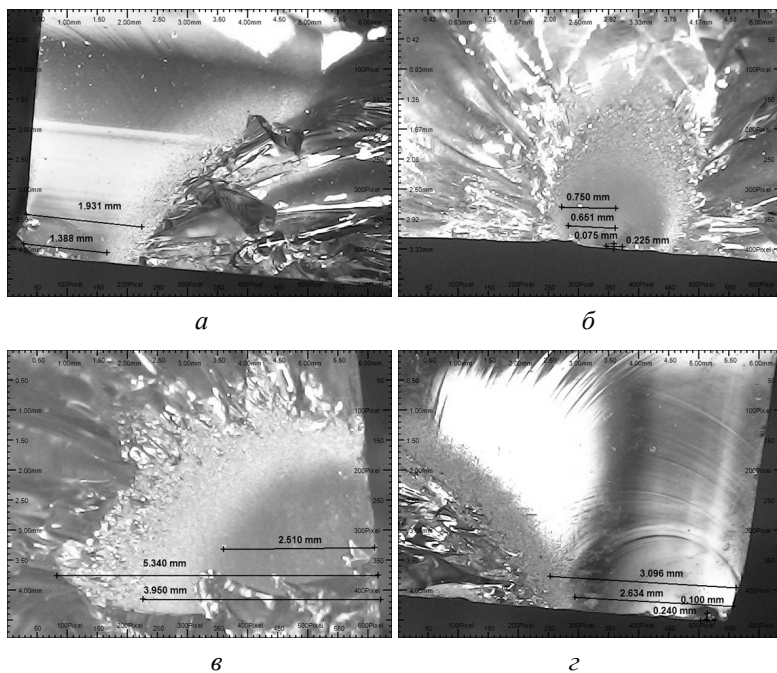
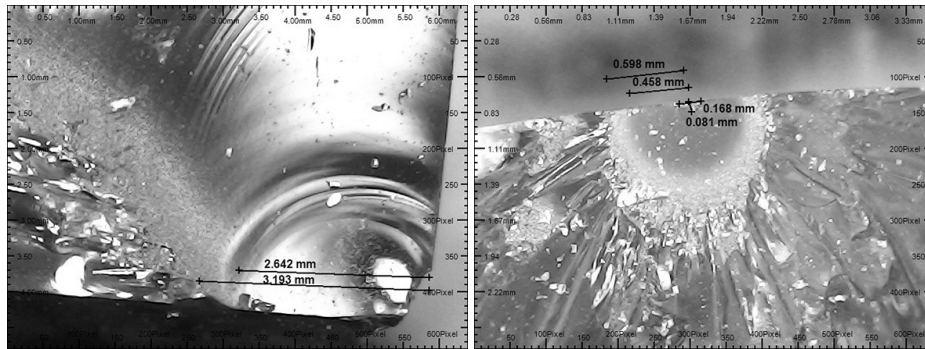
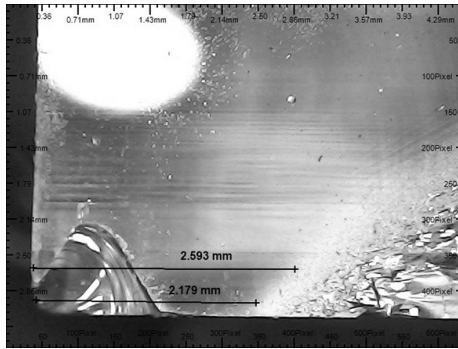


Рис. 11, а–г



д

е



є

Рис. 11, д–є

нування дослідних зразків марок: а) GP-1.3; б) GP-1.4; в) GP-2.1; г) GP-2.3; д) GP-3.1; е) GP-3.2; є) GP-3.3, які представлені на рис. 11.

Виміряні значення глибини a і довжини $2c$ поверхневих напівеліптичних тріщин, радіуси зон дзеркала R_f та серпанка R_0 , а також обчислені значення коефіцієнтів форми тріщин Y_a, Y_c , критичних коефіцієнтів інтенсивності напружень K_{IC} та дзеркальних констант A_f, A_0 з поверхонь руйнування дослідних зразків представлені у табл. 3. Розрахунок значень коефіцієнтів форми тріщин Y_a, Y_c провели згідно з Ньюманом і Раджу [30], критичних коефіцієнтів інтенсивності напружень K_{IC} – за формулою (1.1), а дзеркальних констант A_f, A_0 – за виразом (1.15). Результати дослідження поверхонь руйнування дослідних зразків скла наведено в табл. 3 та 4.

Таблиця 3

Марка зразка	σ_{bB}	c	Y_c	a	Y_a	K_{IC}
	МПа	мм	–	мм	–	МПа $\sqrt{м}$
GP-1.3	66,41	–	–	–	–	–
GP-1.4	125,31	0,1125	1,475	0,075	1,629	3,132
GP-2.1	53,75	–	–	–	–	–
GP-2.3	53,46	0,12	1,554	0,1	1,530	1,472
GP-3.1	101,00	–	–	–	–	–
GP-3.2	171,71	0,084	1,601	0,081	1,468	4,383
GP-3.3	84,00	–	–	–	–	–

Таблиця 4

Марка зразка	R_i	A_i	R_0	A_0
	мм	МПа $\sqrt{м}$	мм	МПа $\sqrt{м}$
GP-1.3	1,388	2,474	1,931	2,918
GP-1.4	0,651	3,197	0,75	3,432
GP-2.1	2,51	2,693	3,95	3,378
GP-2.3	2,634	2,744	3,096	2,975
GP-3.1	2,642	5,191	3,193	5,707
GP-3.2	0,458	3,675	0,598	4,199
GP-3.3	2,179	3,921	2,593	4,277

2.2. Аналіз даних експериментальних досліджень. Аналіз даних K_{IC} , A_i , A_0 виконали за допомогою ймовірісно-статистичного методу оцінки даних експериментальних досліджень з використанням двопараметричного розподілу Вейбула (табл. 5). Відповідні значення характеристичних констант скла були визначені за допомогою квантильної функції розподілу Вейбула відносно параметрів β_j і η_j для рівня ненадійності 5% з нижньою межею довірчого інтервалу на рівні 95%.

Таблиця 5

$\beta_{K_{IC}}$	$\eta_{K_{IC}}$	$K_{IC,5\%}$	β_{A_i}	η_{A_i}	$A_{i,5\%}$	β_{A_0}	η_{A_0}	$A_{0,5\%}$
–	МПа $\sqrt{м}$		–	МПа $\sqrt{м}$		–	МПа $\sqrt{м}$	
1,71	3,56	0,63	3,86	3,78	1,75	4,13	4,23	2,06

Таким чином, експериментально встановлена критична інтенсивність напружень скла становила $K_{IC,5\%} = 0,63 \text{ МПа}\sqrt{м}$ (табл. 5). В свою чергу, коефіцієнт інтенсивності напружень розгалуження тріщини, що прийнятий відповідно до положень з п. 1.3 даної статті, як середнє із значень $A_{i,5\%}$ та $A_{0,5\%}$ (табл. 5), склав $K_{B,5\%} = 1,905 \text{ МПа}\sqrt{м}$. Відношення $K_{B,5\%} / (K_{IC,5\%} \approx 3,024)$ відповідає теоретичному розрахунку згідно з рівнянням (2.12).

Висновок.

В результаті проведених досліджень було зроблено наступні висновки:

1. Для отримання гарантованого значення несучої здатності проєктованих скляних конструкцій рекомендується використовувати описаний підхід контролю за властивостями скла різних партій, що включає випробування на міцність та фрактографічний аналіз поверхонь руйнування дослідних зразків.

2. Отримано дані аналізу поверхонь руйнування скляних зразків з випробувань міцності скла на триточковий згин. Розраховано характеристичні значення критичного коефіцієнта інтенсивності напружень $K_{IC,5\%}$ та коефіцієнта інтенсивності напружень розгалуження тріщини $K_{B,5\%}$, що відповідають 5%-му рівню ненадійності.

3. Дані критеріїв тріщиностійкості та розгалуження тріщин можуть використовуватись при проєктуванні багатошарових скляних плит перекриття та покриття, що працюють на згин під статичним навантаженням.

РЕЗЮМЕ. Для визначення критеріїв тріщиностійкості та розгалуження (біфуркації, розділення) тріщини в склі розглянуто основні поняття докритичного росту тріщин (SCG) в рамках лінійно-пружної механіки руйнування (LEFM) та динамічного росту тріщин (DCG) на основі механіки лінійно-пружного динамічного руйнування (LEDFM). Для визначення необхідних розрахункових параметрів використано фрактографічний аналіз поверхонь руйнування зразків із досліджень міцності скла на розтяг при згині. Аналіз результатів експериментальних досліджень виконано за допомогою ймовірно-статистичного методу оцінки даних з використанням двопараметричного розподілу Вейбула. Як критерій тріщиностійкості прийнято критичний коефіцієнт інтенсивності напружень; для розгалуження тріщини – коефіцієнт інтенсивності напружень розгалуження. Дані величини були визначені за допомогою квантильної функції прийнятого розподілу для рівня ненадійності 5% з нижньою межею довірчого інтервалу на рівні 95%.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: скло, докритичний ріст тріщини, лінійно-пружна механіка руйнування, механіка лінійно-пружного динамічного руйнування, розгалуження тріщини, в'язкість руйнування, розподіл Вейбула.

1. Демчина Б.Г., Осадчук Т.Ю. Визначення міцності та довговічності скла на основі лінійно-пружної механіки руйнування // Науково-технічний збірник «Опір матеріалів і теорія споруд». – 2018. – **100**. – С. 40 – 58.
2. Alexeev A.A., Syromyatnikova A.S., Levin A.I. Fracture Mechanisms During Crack Branching. Part 1. Amorphous Polymer // World Appl. Sci. J. – 2013. – **24**, N 4. – P. 414 – 420.
3. Anthony S.R., Chubb J.P., Congleton J. The crack-branching velocity // Philosophical Magazine. – 1970. – **22**, N 180. – P. 1201 – 1216.
4. Anthony S.R., Congleton J. Crack Branching in Strong Metals // Metal Sci. J. – 1968. – **2**, N 1. – P. 158 – 160.
5. ASTM C1322-15. Standard Practice for Fractography and Characterization of Fracture Origins in Advanced Ceramics. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.
6. ASTM C1256-93. Standard Practice for Interpreting Glass Fracture Surface Features. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
7. ASTM C158-02(2017). Standard Test Methods for Strength of Glass by Flexure (Determination of Modulus of Rupture). – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.
8. Barstow F.E., Edgerton H.E. Glass-fracture velocity // J. Amer. Ceramic Soc. – 1939. – **22**, N 1 – 12. – P. 302 – 307.
9. Bowden F.P., Brunton J.H., Field J.E., Heyes A.D. Controlled Fracture of Brittle Solids and Interruption of Electrical Current // Nature. – 1967. – **216**, N 5110. – P. 38 – 42.
10. Bradt R.C. The Fractography and Crack Patterns of Broken Glass // J. of Failure Analysis and Prevention. – 2011. – **11**, N 2. – P. 79 – 96.
11. Clark A.B.J., Irwin G.R. Crack-propagation behaviors // Experimental Mechanics. – 1966. – **6**, N 6. – P. 321 – 330.
12. Craggs J.W. On the propagation of a crack in an elastic-brittle material // J. Mech. and Physics of Solids. – 1960. – **8**, N 1. – P. 66 – 75.
13. Congleton J., Dvorak G.J. Practical applications of crack-branching measurements // Proc. Inter. Conf. on Dynamic Crack Propagation / eds. G.C. Sih. – Dordrecht: Springer, 1973. – P. 427 – 438.
14. Datsiou K.C., Overend M. The strength of aged glass // Glass Struct. and Engng. – 2017. – **2**, N 2. – P. 105 – 120.
15. Döll W. Investigations of the crack branching energy // Int. J. of Fract. – 1975. – **11**, N 1. – P. 184 – 186.
16. Edgerton H.E., Barstow F.E. Further studies of glass fracture with high-speed photography // J. Amer. Ceramic Soc. – 1941. – **24**, N 4. – P. 131 – 137.
17. Evans A.G., Wiederhorn S.M. Crack Propagation and Failure Prediction in Silicon Nitride at Elevated Temperature // J. of Materials Sci. – 1974. – **9**, N 2. – P. 270 – 278.
18. Fréchet V.D. Failure analysis of brittle materials. Advances in Ceramics, Vol. 28. – Westerville, OH: Amer. Ceramic Soc., 1990. – 240 p.
19. Freund L.B. Dynamic Fracture Mechanics. – Cambridge: Cambridge University Press, 1990. – 563 p.
20. Gdoutos E.E. Fracture Mechanics Criteria and Applications. – Berlin: Springer, 2012. – 314 p.
21. Haldimann M. Fracture strength of structural glass elements – analytical and numerical modelling, testing and design [Electronic resource]: PhD Thesis (Thèse N 3671). – Lausanne: EPFL, 2006. – 202 p.
22. Irwin G.R. Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate // J. Appl. Mech. – 1957. – **24**. – P. 361 – 364.

23. *Kerckhof F.* General Lecture: Wave fractographic investigations of brittle fracture dynamics // Proc. Inter. Conf. on Dynamic Crack Propagation / eds. G.C. Sih. – Dordrecht: Springer, 1973. – P. 3 – 35.
24. *Landes J.D.* Stress Analysis and Fracture Mechanics // Practices in Failure Analysis [Electronic resource]. – P.163 – 165.
25. *Mecholsky J.* Quantitative Fractographic Analysis of Fracture Origins in Glass // Fractography of Glass / eds. R.C. Bradt, R.E. Tresseler. – Boston: Springer, 1994. – P. 37 – 73.
26. *Michalske T.A.* Fractography of Stress Corrosion Cracking in Glass // Fractography of Glass / eds. R.C. Bradt, R.E. Tresseler. – Boston: Springer, 1994. – P. 111 – 142.
27. *Mott N.F.* Fracture of metals: some theoretical considerations // Engineering. – 1948. – **165**. – P. 16 – 18.
28. *Momber A.W.* The 50th anniversary of the death of Adolf Gustav Smekal (1895–1959), a pioneer in materials physics // J. of Materials Sci. – 2010. – **45**. – P. 750 – 758.
29. *Nemeth N.N., Powers L.M., Janosik L.A., Gyekenyesi J.P.* CARES/LIFE Ceramics Analysis and Reliability Evaluation of Structures Life Prediction Program (NASA/TM-2003-106316). – Cleveland, OH: NASA Glenn Research Center, 2003. – 342 p.
30. *Newman Jr.J.C., Raju I.S.* An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for Surface Crack // Engineering Fract. Mech. – 1981. – **15**, N 1 – 2. – P. 185 – 192.
31. *Overend M., De Gaetano S., Haldimann M.* Diagnostic Interpretation of Glass Failure [Electronic resource] // Struct. Engng. Inter. – 2007. – **17**. – P. 151 – 158.
32. *Paris P.C., Erdogan F.* A Critical Analysis of Crack Propagation Laws // J. Basic Engng.: Trans. ASME. Series D. – 1963. – **85**, N 4. – P. 528 – 534.
33. *Richter H.G., Kerckhof F.* Stress Wave Fractography // Fractography of Glass / eds. R.C. Bradt, R.E. Tresseler. – Boston: Springer, 1994. – P. 75 – 109.
34. *Rosakis A.J., Samudrala O., Coker D.* Cracks Faster than the Shear Wave Speed // Science. – 1999. – **284**, N 5418. – P. 1337 – 1340.
35. *Tromans D.* Crack propagation in brittle materials: relevance to minerals comminution // Int. J. of Research and Reviews in Appl. Sci. (IJRRAS). – 2012. – **13**, N 2. – P. 406 – 427.
36. *Walker K.* The Effect of Stress Ratio During Crack Propagation and Fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum // Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life: ASTM STP 462 / ed. M. Rosenfeld. – Amer. Soc. for Testing and Materials, 1970. – P. 1 – 14.
37. *Wiederhorn S.M., Bolz L.H.* Stress Corrosion and Static Fatigue of Glass // J. Amer. Ceramic Soc. – 1970. – **53**, N 10. – P. 543–548.
38. *Yoffe E.H.* The moving Griffith crack // Philosoph. Magazine Series 7. – 1951. – **42**, N 330. – P. 739 – 750.

Надійшла 02.03.2020

Затверджена до друку 31.05.2022