

До питання про зародження втомних макротріщин у зразках із надрізом

О. П. Остап, В. В. Панасюк

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

Процес формування втомної макротріщини в концентраторах напружень розглядається як двопараметричний, який описується розмахом локальних напружень на відстані d^ від вершини концентратора та структурним параметром матеріалу – розміром зони передруйнування d^* . Показано, що величина d^* визначає довжину початкової макротріщини для даного матеріалу ($a_i = d^*$), а також значення ефективного коефіцієнта концентрації циклічних напружень K_f . Зроблено порівняльний аналіз експериментальних і розрахункових методів встановлення параметра d^* . Для компактних зразків із вирізами порівнюються результати визначення коефіцієнта K_f , отримані на основі запропонованого підходу та відомих співвідношень Нойбера і Петерсона, а також показано ефективність та перевагу відомих і запропонованого підходів.*

Вступ. Проблема втомного руйнування матеріалів і конструкцій належить, як відомо, до найбільш актуальних проблем механіки руйнування матеріалів і встановлення довговічності елементів конструкцій. Вирішенню цієї проблеми присвячені праці багатьох видатних учених-механіків, зокрема праці академіка НАН України, професора Г. С. Писаренка та його Київської наукової школи [1].

Синтезуючи досягнення сучасної науки про міцність матеріалів, можна стверджувати, що на даний час утвердилося два основних підходи до аналізу втоми матеріалів і визначення довговічності (ресурсу) елементів конструкцій. Перший – встановлення границі витривалості матеріалів (побудова кривих втоми зразків конкретних матеріалів) та розрахунок на цій основі допустимих навантажень на елемент конструкції в заданих умовах експлуатації, який достатньо повно висвітлено в монографії [1]. Другий – встановлення періоду зародження N_1 та періоду розвитку N_2 макротріщини в деформованому матеріалі та розрахунок довговічності N_* елемента конструкції в заданих умовах експлуатації, виходячи з того, що $N_* = N_1 + N_2$. Такий підхід дає змогу здійснювати моніторинг довговічності елементів конструкції в процесі експлуатації, а також визначати їх залишковий ресурс. Підходи та методи визначення періодів зародження та поширення макротріщин у деформованому матеріалі ґрунтуються на концепціях лінійної і нелінійної механіки руйнування матеріалів. За останні 2–3 десятиріччя ці підходи одержали значний розвиток. У статті синтезовано деякі результати таких досліджень, зокрема щодо зародження втомної макротріщини біля конструктивного концентратора напружень.

Вихідні положення. На підставі аналізу відомих у літературі і наших даних [2, 3] запропоновано феноменологічну модель зародження втомної макротріщини біля надрізу. Вона включає наступні етапи деформування та

руйнування матеріалу. У процесі циклічного навантаження зразків із конструкторивними концентраторами напружень в їх околі виникає специфічний приповерхневий шар матеріалу – так звана зона передруйнування (process zone). Ця зона являє собою об'єм матеріалу, де відбулися мікро- або макропластичні циклічні деформації й виникла початкова пошкодженість його структури [3]. Зона передруйнування матеріалу формується біля вершини концентратора напружень (рис. 1), її розмір d^* визначається властивостями матеріалу (мікроструктурою, величиною аномального зменшення границі текучості приповерхневих шарів, взаємодією матеріалу з оточуючим середовищем, тощо). Як наслідок, зона передруйнування зумовлює локалізацію деформацій біля вершини концентратора і релаксацію високого рівня пружних напружень. Вважається, що завжди максимум пружно-пластичних деформацій і напружень знаходиться на відстані d^* від вершини концентратора (див. схему на рис. 1). Такий розподіл пружно-пластичних деформацій і напружень впливає також із розв'язків пружно-пластичної задачі для деформівних тіл із концентраторами, а також експериментальних досліджень [3–5]. Напружено-деформований стан та фізико-механічні особливості цього приповерхневого шару визначають процес зародження та розвитку мікротріщин (структурно коротких і фізично малих тріщин). При цьому границя зони d^* є своєрідним фізичним бар'єром для їх розвитку. Тільки тоді, коли одна із мікротріщин, що з'явилися в цьому шарі, стає доміантною мікротріщиною і виходить за межі зони передруйнування, вона набуває властивостей макротріщини (біля її вершини формується її власна автотельна пластична зона). Це означає, що вже зародилася початкова макротріщина. Для даного матеріалу мінімальний розмір цієї макротріщини $a_i = d^*$. Саме при такій довжині тріщини починає проявлятися ефект закриття, а її кінетика відповідає стандартній діаграмі ($da/dN - \Delta K$), отриманій для довгих макротріщин [3]. Таким чином, зародження втомної макротріщини є двопараметричним процесом [2, 3], параметрами якого є розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ і розмір d^* зони передруйнування (див. рис. 1).

Розмах $\Delta\sigma_y^*$ визначають у більшості випадків на основі пружного розв'язку задачі за формулою [6]

$$\Delta\sigma_y^* = \Delta\sigma_y(x, 0) \quad \text{при} \quad x = d^*, \quad (1)$$

де $\Delta\sigma_y(x, 0)$ – розподіл пружних напружень (див. рис. 1). Величину $\Delta\sigma_y^*$ можна визначати також на основі ефективного коефіцієнта концентрації циклічних напружень K_f наступним чином:

$$\Delta\sigma_y^* = K_f \Delta S, \quad (2)$$

де ΔS – розмах номінальних напружень біля концентратора. Коефіцієнт K_f прийнято обчислювати як відношення границь витривалості гладкого і надрізаного зразків [5, 6], які встановлюють експериментально для кожного матеріалу, геометрії зразка та концентратора напружень. Методів точного розрахунку коефіцієнта K_f на даний час не існує; в інженерній практиці часто використовують наближені формули Нойбера і Петерсона [7, 8]. Значення коефіцієнтів K_f , підраховані за цими формулами, у багатьох випадках все-таки не узгоджуються з експериментально встановленими [5, 6].

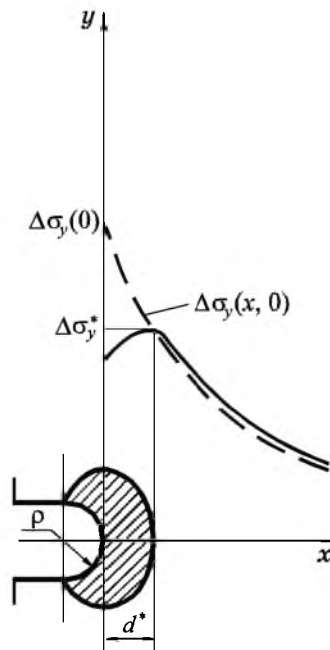


Рис. 1. Схема розподілу напружень біля вершини вирізу.

Визначення параметра d^* також вимагає додаткових експериментів або розрахункових схем [3]. Нижче наведено аналіз і синтез можливих методів визначення розміру зони передруйнування d^* та величини ефективного коефіцієнта концентрації циклічних напружень K_f .

Методи визначення параметра d^* . Серед прямих експериментальних методів визначення параметра d^* ефективним може бути метод мікроаналізу (зокрема, рентгеноструктурного) зони передруйнування циклічно навантажених зразків [3]. Однак він є трудомістким, тому стає актуальним пошук більш простих підходів. Зону формування початкової макротріщини у деяких випадках можна встановити на підставі аналізу поверхонь зламу за допомогою мікрофрактограм [3, 9]. Ця методика дає добрі результати, якщо при переході від мікро- до макротріщини відбувається різка зміна мікромеханізму руйнування (наприклад, це має місце при низьких температурах випробувань [3]). Параметр d^* можна встановити безпосередньо за допомогою досліджень кінетики початкових мікротріщин. При випробуваннях

зразків із алюмінієвого сплаву В95пчТ2 на повітрі та в корозійному середовищі встановлено [10], наприклад, різке збільшення швидкості її зростання (рис. 2), коли довжина домінантної мікротріщини перевищує розмір зони передруйнування ($a_i \geq d^*$).

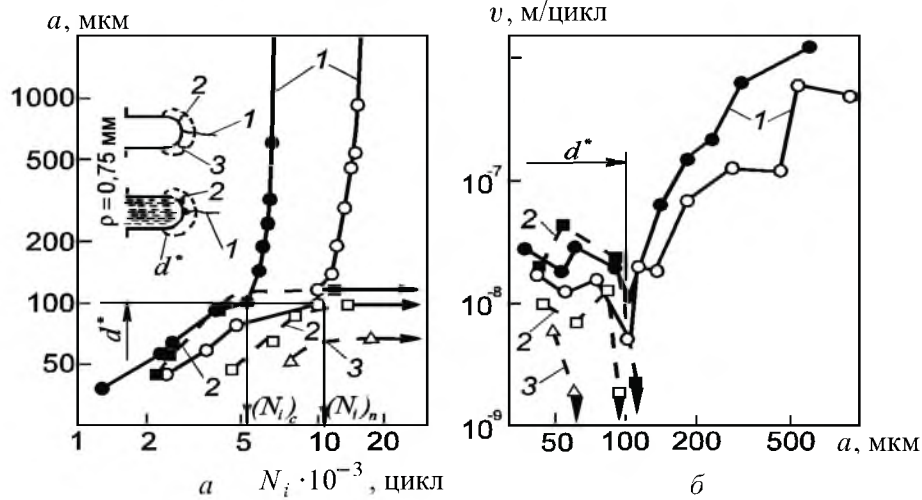


Рис. 2. Залежності довжини тріщини a від числа циклів навантаження N (а) та швидкості росту тріщини v (б) від її довжини біля вирізу радіусом $\rho = 0,75$ мм на повітрі (\square, \circ, Δ) та в 3,5%-ному розчині NaCl ($\blacksquare, \bullet, \blacktriangle$) для алюмінієвого сплаву В95пчТ2: 1 – домінантна тріщина; 2, 3 – тріщини, що не поширились.

Серед непрямих експериментальних методів визначення параметра d^* в роботі [3] запропоновано підхід, що ґрунтується на обробці залежностей $[\Delta\sigma_y(0), N_i]$, де N_i – число циклів навантаження до зародження початкової макротріщини. Цей підхід включає наступні припущення:

1) параметр d^* (як характеристика матеріалу) не залежить від радіуса закруглення вирізу ρ . (Це узгоджується з даними рентгеноструктурного аналізу приповерхневих шарів зразків із різним ρ для алюмінієвого сплаву Д16Т [3]);

2) розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ можна розрахувати на підставі розподілу пружних напружень в околі концентратора

$$\Delta\sigma_y^* = \Delta\sigma_y(x, 0) = \Delta\sigma_y(0)f(x/\rho) \quad \text{при } x = d^*, \quad (3)$$

де $\Delta\sigma_y(0)$ – розмах напружень у вершині вирізу ($x = 0$), встановлений із розв’язку відповідної задачі теорії пружності; структуру функції $f(x/\rho)$ наведено, наприклад, в роботі [11]. (Розрахунки методом скінчених елементів підтверджують, що при $x \geq d^*$ пружний і пружно-пластичний розв’язки співпадають [12].);

3) для двох зразків із даного матеріалу, які мають вирізи радіусом відповідно ρ_1 і ρ_2 , розмах локальних напружень в околі їх вершин є однаковим, якщо число циклів до зародження початкової макротріщини в

обох випадках також однакове, тобто при $(N_i)_1 = (N_i)_2$ маємо $(\Delta\sigma_y^*)_1 = (\Delta\sigma_y^*)_2$. На цій підставі, використовуючи формулу (3), знаходимо рівняння для визначення параметра d^* [3]:

$$\Delta\sigma_y(0, \rho_1)f(d^* / \rho_1) = \Delta\sigma_y(0, \rho_2)f(d^* / \rho_2).$$

Встановлені цим методом значення d^* для деяких алюмінієвих сплавів, сталей і чавунів (табл. 1) наведено в табл. 2. Зауважимо, що виконаний нами порівняльний аналіз відомих із літературних джерел виразів для функції $f(x / \rho)$ у формулах типу (3) дає підставу рекомендувати (за простотою обчислень) формулу [13, 14]

$$f(x / \rho) = \left(1 + 4,5 \frac{x}{\rho}\right)^{-1/2}. \quad (4)$$

При цьому, очевидно, необхідно враховувати [3] ті особливості, які виникають для дуже гострих вирізів ($\rho < d^*$). У такому разі функцію $f(x / \rho)$ у формулі (3) треба записати у вигляді

$$f(x / \rho_{eff}) = \left(1 + 4,5 \frac{x}{\rho_{eff}}\right)^{-1/2}, \quad (5)$$

де ефективний радіус вирізу $\rho_{eff} = \rho + d^*$. (Зауважимо також, що $\rho_{eff} \approx \rho$ при $\rho \gg d^*$ і $\rho_{eff} \approx d^*$ при $\rho \ll d^*$.)

Аналіз одержаних даних показує (рис. 3), що існує певна тенденція до зменшення d^* з ростом границі текучості $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B матеріалу. Це простежується для сталей і чавунів в мало- і багатоцикловій областях; для алюмінієвих сплавів така закономірність властива лише в малоцикловій області. У той же час різного класу матеріали при однаковій границі текучості або міцності мають помітно різні за величиною (у 2–3 рази) параметри d^* , особливо при низьких амплітудах навантаження (рис. 3), тобто суттєво проявляється структурний фактор матеріалів.

Простим способом визначення параметра d^* є побудова залежності (N_i, ρ) , як це показано на рис. 4. З цією метою на зразках із різними радіусами вирізу ρ встановлюють [3, 15] період зародження початкової макротріщини N_i для постійних значень глибини h вирізу і розмаху ΔS номінальних напружень, який визначають за формулою [16]

$$\Delta S = \frac{2\Delta P(2W + h)}{t(W - h)^2}, \quad (6)$$

де W – базовий розмір зразка (див. схему на рис. 4); t – товщина зразка.

Т а б л и ц я 1

Механічні характеристики матеріалів

Матеріал	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\Delta\sigma_W$, МПа	ΔK_{th} , МПа $\sqrt{м}$	ΔK_{fc} , МПа $\sqrt{м}$	$\Delta K_{th\,eff}$, МПа $\sqrt{м}$
Алюмінієві сплави								
Д16	70	350	460	15	–	–	–	–
Д16чАТ		334	452	19	130	3,2	34,1	2,0
Д16чАТ1		442	475	10	195	2,2	27,7	2,2
Д16чАТН		417	533	17	168	2,6	33,7	1,5
Д16очТ		330	454	22	138	3,3	42,4	1,9
В95пчТ1		479	541	11	125	2,8	30,5	1,6
В95пчТ2		456	510	12	125	2,4	35,2	1,5
В95пчТ3		432	498	14	165	2,1	36,3	1,3
АМг6		175	340	22	150	3,2	33,0	–
1420Т1		282	431	19	250	4,2	32,8	2,2
1201Т1		340	442	10	135	2,5	33,6	1,5
Сталі								
08кп	200	190	270	48	190	6,7	66,2	3,5
У8А		450	630	21	300	–	–	–
35ХС2НЗМФА		1700	1950	10	850	3,5	–	2,8
Чавуни								
ВЧ50	160	310	510	14	255	8,9	41,6	4,1
ВЧ90		850	980	3	410	8,0	36,0	4,7
ВЧН10		320	450	23	205	10,1	60,7	4,9

Примітки. 1. Величини $\Delta\sigma_W$ визначали на базі $N_i = 10^6$ цикл. 2. За величину ΔK_{th} і $\Delta K_{th\,eff}$ приймали значення ΔK і ΔK_{eff} при $v = 10^{-10}$ м/цикл, а за величину ΔK_{fc} – значення ΔK при $v = 10^{-5}$ м/цикл.

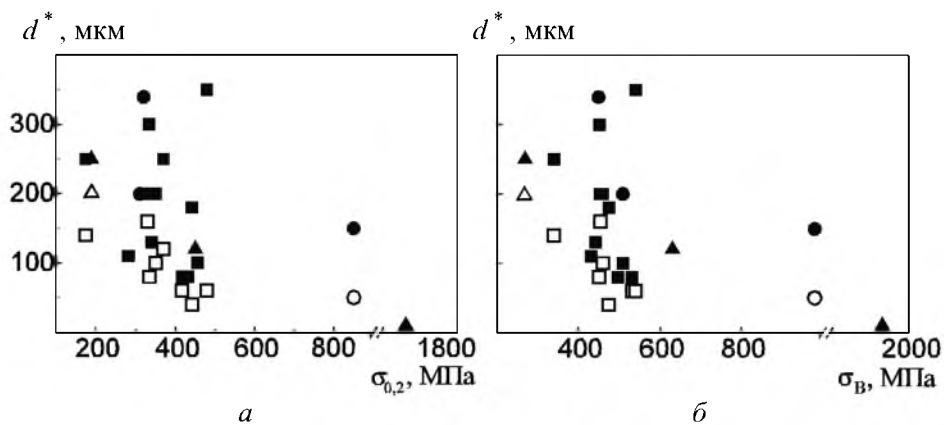


Рис. 3. Залежності розміру зони передруйнування d^* від границь текучості $\sigma_{0,2}$ (а) і міцності σ_B (б) для алюмінієвих сплавів (□, ■), сталей (△, ▲) і чавунів (○, ●) в мало- (□, △, ○) та багатоцикловій (■, ▲, ●) областях.

Т а б л и ц я 2

Порівняння експериментальних і розрахованих величин зони передруйнування

Матеріал	Експериментальні значення d^* , мкм		Розрахунок за формулами, мкм				
	Малоциклова область	Багатоциклова область	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)
Алюмінієві сплави							
Д16	100/100	100/140	–	–	–	–	–
Д16чАТ	80	300	296	134	396	396	158
Д16чАТ1	40	180	159	124	362	362	58
Д16чАТН	60	80	100	102	294	294	77
Д16чТ	160/180	200/220	237	133	392	393	172
В95пчТ1	60	350	205	99	286	287	70
В95пчТ2	100	100	180	110	318	319	62
В95пчТ3	80	80	78	115	332	333	57
АМг6	100	270	–	197	660	661	1028
1420Т1	110	110	97	144	431	431	495
1201Т1	130	130	154	139	412	412	97
Сталі							
08кш	200	250	208	249	1000	1001	1058
У8А	120	120	–	73	218	218	–
35ХС2НЗМФА	5	10	7	1	28	29	31
Чавуни							
ВЧ50	200/200	200/180	158	110	318	319	4846
ВЧ90	50	150	208	122	98	98	20
ВЧН10	340	340	226	135	399	399	20

Примітка. Наведені в знаменнику значення d^* визначено за залежністю (N_i, ρ) , всі інші експериментальні значення d^* – за залежностями $[\sigma_y(0), N_i]$.

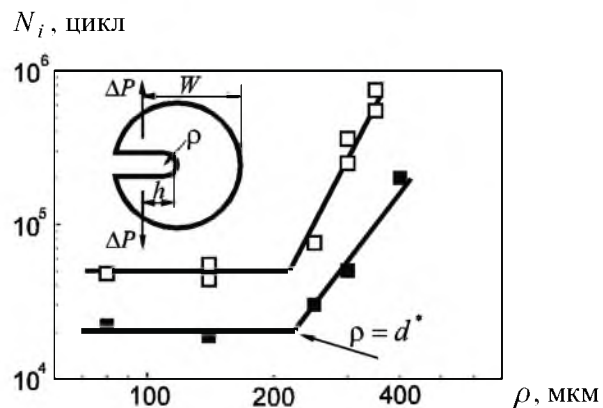


Рис. 4. Залежності числа циклів до зародження макротріщини N_i від радіуса вирізу ρ для алюмінієвого сплава Д16чТ на повітрі (\square) і в 3,5%-ному розчині NaCl (\blacksquare) за умов: $h = \text{const}$ і $S = \text{const}$.

У результаті таких експериментів було встановлено [3, 15], що при зменшенні радіуса ρ , починаючи з певного його значення, ця залежність виходить на горизонтальну ділянку (див. рис. 4), що відповідає моменту, коли $\rho = d^*$. Встановлені таким чином величини d^* добре узгоджуються з оцінкою, яку отримуємо на підставі залежностей $[\Delta\sigma_y(0), N_i]$ (див. в табл. 2 значення d^* в чисельнику і знаменнику).

Розглянемо тепер деякі інші методи оцінки параметра d^* . На підставі аналізу зв'язку між стадіями зародження і зростання втомної макротріщини було запропоновано [17] наступне співвідношення між параметром d^* і характеристиками опору руйнуванню матеріалу:

$$d^* = 1,25\beta^2 \left(\frac{\Delta K_{th\,eff}}{\Delta\sigma_w} \right)^2, \quad (7)$$

де $\Delta K_{th\,eff}$ – ефективний поріг втоми зразка з макротріщиною; $\Delta\sigma_w$ – границя витривалості гладкого зразка; числовий множник $\beta = 1$ для алюмінієвих сплавів і $\beta = 0,7$ для сталей. Необхідні характеристики матеріалів для цієї та наступних оцінок подано в табл. 1. Як видно з табл. 2, оцінка за формулою (7) добре узгоджується з експериментом для багатоциклової області втоми матеріалів.

Багато дослідників при розгляді напружено-деформованого стану і умов руйнування в околі концентраторів напружень вводили певні параметри матеріалу, які пов'язували із зоною передруйнування. Ці параметри у певній мірі є аналогами параметра d^* , тому доцільно порівняти ці підходи з викладеними вище. При цьому зауважимо, що деякі із запропонованих параметрів були введені лише для певного класу матеріалів, зокрема сталей, але в даному порівнянні вони формально використані і для інших матеріалів.

У роботах [18, 19] пропонується використовувати відомий структурний параметр Нойбера, величину якого в залежності від границі міцності σ_B сталей визначають за такою рівністю:

$$\rho^* = 624,8 \exp(-0,0034\sigma_B), \quad (8)$$

де ρ^* – в мкм, σ_B – в МПа.

Подібні залежності були вказані для сплавів на основі заліза в моделі Петерсона [20]

$$a_p = \left(\frac{270}{\sigma_B} \right)^{1,8} \quad (9)$$

та в довіднику [21]

$$a' = 0,0254 \left(\frac{2079}{\sigma_B} \right)^{1,8}, \quad (10)$$

де a' – в мм.

Під час досліджень зародження втомних тріщин біля вирізів експериментально встановлювали [22] залежності (N_i, ρ) і перегин на цій залежності пов'язували з певним структурним параметром матеріалу, розмір якого пропонують визначати за формулою

$$\rho' = 0,02 \exp(1,87 \sqrt{r_y}), \quad (11)$$

де $r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{0,2}} \right)^2$, коли номінальні напруження $\Delta S < \sigma_{0,2}$. (В розрахунках приймали $\Delta K = \Delta K_{th}$.)

Аналіз даних, наведених в табл. 2, показує, що розрахунки за формулою (8) в основному узгоджуються з експериментальними даними, причому не тільки для сплавів на основі заліза, але й для алюмінієвих сплавів; за формулами (9)–(11) спостерігається розбіжність між розрахунковими та експериментальними даними. Таким чином, підсумовуючи аналіз даних табл. 2, можна зробити висновок, що для інженерної оцінки розміру зони передруйнування оптимальними є формули (7) і (8). Проте формула (7) є кращою, тому що включає характеристики, які відображають клас і структуру матеріалів. Формула (8), яка базується лише на величині границі міцності матеріалів у цьому сенсі має недолік, тому що різного класу матеріали при однакових величинах $\sigma_{0,2}$ і σ_B мають різні значення d^* (рис. 3).

Для аналітичного обчислення величини d^* необхідно розв'язати пружно-пластичну задачу для тіла з вирізом, враховуючи циклічне зміцнення (знеміцнення) матеріалу на рівні мікроструктури та аномальні фізико-механічні властивості його приповерхневих шарів. У цьому плані треба відзначити нові результати в роботах [4, 5]. Досліджуючи розподіл пружно-пластичних деформацій і напружень в околі концентраторів методом скінченних елементів, автори цих досліджень, подібно до підходу в роботах [2, 3], розглядають процес зародження втомних тріщин як двопараметричний процес, де одним з параметрів є ефективна відстань x_{eff} від вершини концентратора [5]. Але на відміну від d^* параметр x_{eff} не вважається характеристикою матеріалу. У цих розрахунках властивості матеріалу враховуються через залежність напруження–деформація, встановлену на гладких зразках, і не беруться до уваги аномальні фізико-механічні властивості приповерхневих шарів матеріалу. На підставі одержаних ними даних, що на відстані від вершини вирізу $x > x_{eff}$ пружний і пружно-пластичний розв'язки задачі збігаються, можна стверджувати, що параметри d^* і x_{eff} є в значній мірі еквівалентними. Існуючі в літературі дані щодо параметрів d^* і

x_{eff} ще не є достатніми для їх детального порівняння для різних матеріалів, геометрії зразків і вирізів та амплітуди навантаження. У той же час результати, встановлені в роботі [12], показують, що для маловуглецевої сталі ($\sigma_{0,2} = 270$ МПа) в залежності від амплітуди навантаження при $\Delta S < \sigma_{0,2}$ величина $x_{eff} = 0,125-0,160$ мм, а різке зростання швидкості поширення втомної тріщини в цьому матеріалі має місце при її довжині $a = 0,1-0,2$ мм. Якщо врахувати дані, наведені на рис. 2, а також в табл. 2, про величину $d^* = 0,12-0,25$ мм для вуглецевих сталей, то можна зробити висновок, що параметри d^* і x_{eff} у даному разі визначають розмір зони передруйнування і у цьому випадку є близькими за величиною.

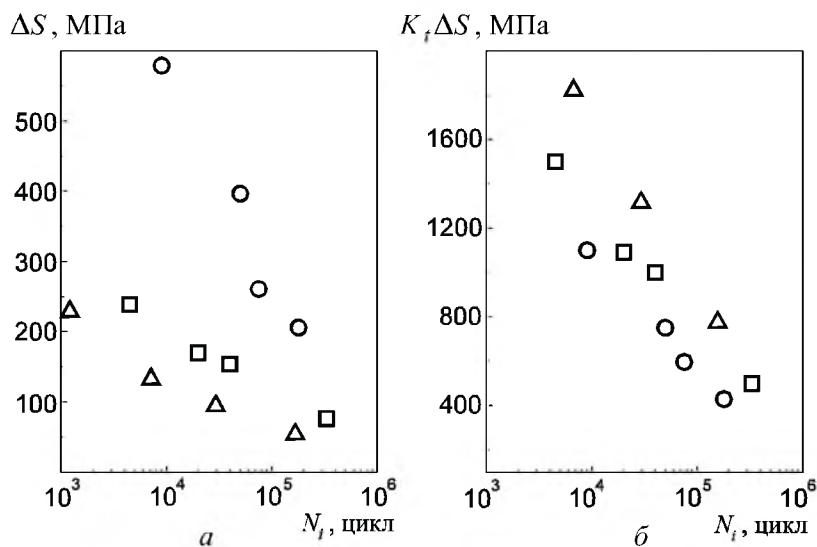


Рис. 5. Залежності числа циклів до зародження початкової макротріщини N_f від розмаху напружень: a – номінальних ΔS ; b – максимальних $K_t \Delta S$, отримані для сталі 08кп на компактних зразках із вирізом радіуса ρ , який дорівнює 0,15 (Δ), 0,75 (\square) і 4 мм (\circ).

Методи визначення коефіцієнта K_f . Конструктивні концентратори напружень суттєво знижують витривалість зразків під циклічним навантаженням, наприклад, для компактних зразків тим більше, чим гостріший виріз (рис. 5,а). Проте це зниження є меншим від очікуваного, яке прогнозують через теоретичний коефіцієнт концентрації напружень K_t (рис. 5,б), при підрахунках якого не враховують локальні пластичні деформації та їх градієнт. Тому, як відзначалося вище, для оцінки втомного руйнування елементів конструкцій використовують ефективний коефіцієнт концентрації циклічних напружень K_f , який пов'язують з теоретичним коефіцієнтом K_t і певними характеристиками матеріалу [5, 6]. Серед відомих у літературі відзначимо співвідношення, запропоновані Нойбером [7] та Петерсоном [8], відповідно

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\rho^* / \rho}}, \quad (12)$$

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a_p}{\rho}}, \quad (13)$$

де параметри матеріалу ρ^* і a_p визначаються відповідно за формулами (8) і (9).

Значення K_f , розраховані за формулами (12) і (13) та експериментально встановлені у багатьох випадках все-таки відрізняються [5, 6]. На наш погляд, точність розрахунку коефіцієнта K_f суттєво пов'язана з тим, наскільки реально структурний параметр матеріалу (d^* , x_{eff} , ρ^* , a_p і т.п.) відповідає дійсному розміру зони передруйнування. Цей висновок підтверджується аналізом відповідних даних про величини K_f (табл. 3), що отримані для компактних зразків за формулами (12) і (13), а також згідно з запропонованим нами підходом за формулами (2), (3) і (5), де розмах $\Delta\sigma_y(0)$ у формулі (3) визначали через розмах коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK для еквівалентної тріщини [11], а величини структурних параметрів d^* , ρ^* і a_p взяті з табл. 2. Перевагу того чи іншого способу розрахунку коефіцієнта K_f (табл. 3) оцінювали при обробці експериментальних залежностей (ΔS , N_i), отриманих на зразках із різними радіусами вирізу ρ (рис. 5,а). На підставі даних, що наведено на рис. 6,а-в, можна зробити такий висновок: порівняно з розрахунками коефіцієнта K_f за формулами (12) і (13) запропонований у цій роботі підхід дає кращий результат.

Т а б л и ц я 3

Порівняння значень коефіцієнта K_f , розрахованих для компактного зразка із сталі 08кп

ρ , мм	h/W	ΔS , МПа	N_i , цикл	$\Delta\sigma_y(0)$, МПа	K_t	K_f , розрахований за формулами				
						(2), (3), (5)	(12)	(13)	(14)	(15)
0,15	0,26	56	160000	780	13,80	7,30	6,59	2,67	8,29	9,15
	0,25	95	30000	1318	13,84	7,32	6,61	2,67	8,31	9,17
	0,28	132	7000	1820	13,78	7,29	6,58	2,67	8,28	9,13
	0,31	228	1200	3115	13,65	7,22	6,52	2,65	8,20	9,05
0,75	0,23	77	330000	500	6,53	4,68	4,51	3,37	4,79	5,57
	0,23	153	40000	1000	6,53	4,68	4,51	3,37	4,79	5,57
	0,26	170	20000	1090	6,42	4,60	4,44	3,32	4,72	5,48
	0,27	239	4500	1500	6,28	4,50	4,35	3,26	4,62	5,36
4,00	0,58	205	180000	427	2,08	1,89	1,86	1,86	1,89	2,03
	0,50	261	75000	597	2,29	2,08	2,03	2,03	2,06	2,23
	0,60	397	50000	750	1,89	1,72	1,71	1,71	1,73	1,85
	0,59	579	9000	1100	1,90	1,72	1,72	1,72	1,74	1,86

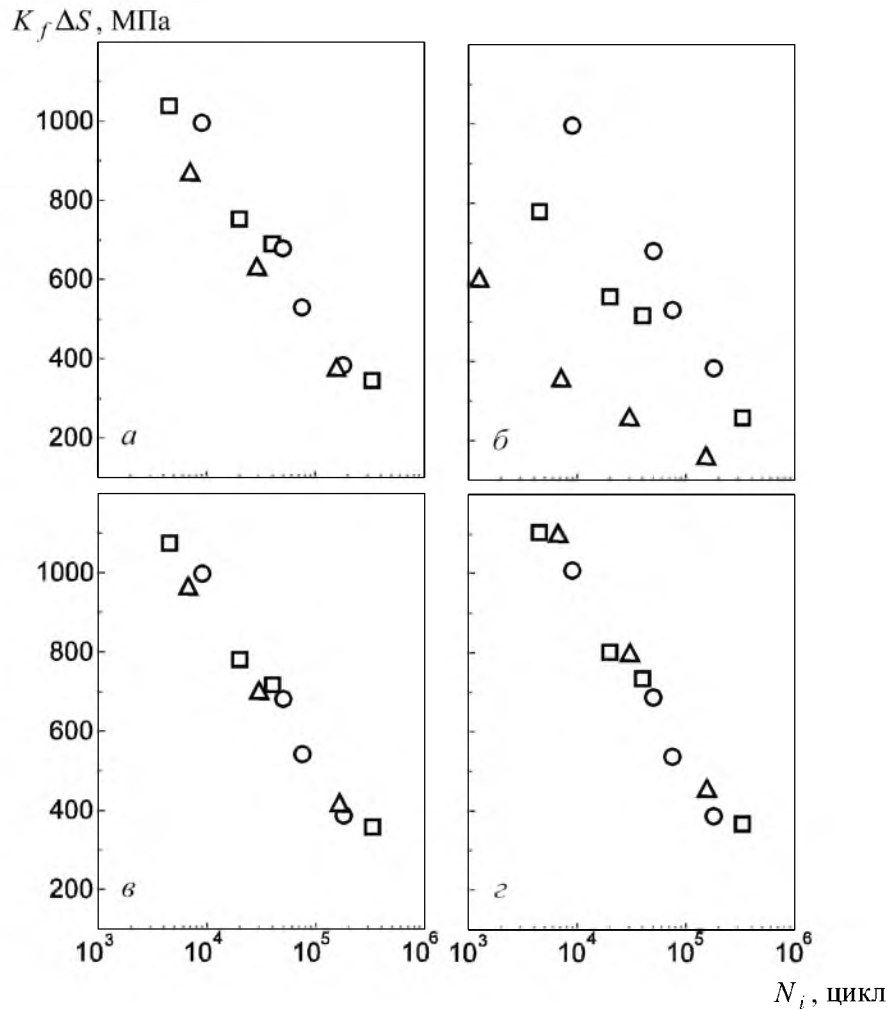


Рис. 6. Залежності числа циклів до зародження початкової макротріщини N_i від розмаху локальних напружень $K_f \Delta S$ для сталі 08кп, отримані на компактних зразках з вирізом радіуса ρ , який дорівнює 0,15 (Δ), 0,75 (\square) і 4 мм (\circ), коли коефіцієнт K_f розраховували за формулами: а – (12); б – (13); в – (2), (3) і (5); г – (14).

Коефіцієнти найбільше відрізняються (див. табл. 3) для гострих вирізів ($\rho < d^*$). Можливо це зумовлено неточним обчисленням теоретичного коефіцієнта K_t концентрації напружень біля гострих вирізів. Для тупих вирізів ($\rho \geq 4$ мм) всі підходи дають однаковий результат (табл. 3). Проте, коли у формулах (12) і (13) за структурний параметр матеріалу прийняти величину d^* , а також подібно до формули (5) вважати $\rho = \rho_{eff}$, тобто записати формули (12) і (13) у вигляді

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{d^* / \rho_{eff}}}, \quad (14)$$

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{d^*}{\rho_{eff}}}, \quad (15)$$

то ситуація змінюється. При використанні формули (14) маємо також практично інваріантну криву (рис. 6,з), а за формулою (15) отримуємо тепер завищені значення K_f (див. табл. 3).

Висновки

1. Запропоновано структурний параметр матеріалу d^* , пов'язаний із зоною передруйнування матеріалу біля вершини концентратора напружень, в якій формується початкова втомна макротріщина, а також методи його визначення.

2. Параметр d^* визначає мінімальний розмір втомної макротріщини для даного матеріалу ($a_i = d^*$) і обумовлює величину ефективного коефіцієнта концентрації циклічних напружень K_f .

3. Запропонований підхід для обчислення коефіцієнта K_f для гострих і тупих вирізів добре узгоджується з відомим підходом Нойбера, коли за характеристичний нойберівський параметр матеріалу ρ^* прийняти величину d^* , а радіус закруглення вирізу ρ вважати рівним $\rho_{eff} = \rho + d^*$.

Резюме

Процесс формирования усталостной макротрещины у концентраторов напряжений рассматривается как двухпараметрический, который описывается размахом локальных напряжений на расстоянии d^* от вершины концентратора и структурным параметром материала – размером зоны предразрушения d^* . Показано, что величина d^* определяет длину начальной макротрещины для данного материала ($a_i = d^*$), а также значение эффективного коэффициента концентрации циклических напряжений K_f . Проведен сравнительный анализ экспериментальных и расчетных методов установления параметра d^* . Для компактных образцов с вырезами сопоставлены результаты определения коэффициента K_f , полученные на основании предложенного подхода и известных соотношений Нойбера и Петерсона, а также показаны эффективность и преимущество известных и предложенного подходов.

1. *Прочность материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях* / Под ред. Г. С. Писаренко. – Киев: Наук. думка, 1980. – Т. I. – 531 с.; Т. II. – 767 с.
2. *Остап О. П., Панасюк В. В.* К теории зарождения и роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. – 1988. – № 1. – С. 13 – 21.

3. Остап О. П., Панасюк В. В., Костик С. М. Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщин. Ч. 1: Застосування силових параметрів механіки руйнування матеріалів на стадії зародження тріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 1. – С. 7 – 21.
4. Angot G., Pluvinage G. About notch fracture mechanics // Proc. 2th Copernicus Workshop Influence of Local Stress and Strain Concentrators on the Reliability and Safety of Structures. – 1996. – P. 37 – 47.
5. Qylafku G., Azari Z., Gjonaj M., Pluvinage G. On the fatigue failure and life prediction of the notched specimens // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 5. – С. 17 – 26.
6. Yu M. T., DuQuesnay D. L., Topper T. H. Notched fatigue behavior of two cold rolled steels // Ibid. – 1991. – **14**, N 1. – P. 89 – 101.
7. Neuber H. Kerbspannungslehre. – Berlin: Springer, 1945 (Trans. Theory of Notch Stress., U.S. Office of Technical Services, 1961).
8. Peterson R. E. Notch sensitivity // Metal Fatigue / G. Sines and I. L. Weisman (Eds.). – New York: McGraw-Hill, 1959. – P. 293 – 306.
9. Pluvinage G., Azari Z., Kadi N., Dlouhy I., Kozar V. Effect of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch // Theor. Appl. Fract. Mech. – 1999. – **31**. – P. 149 – 156.
10. Остап О. П., Костик С. М., Маковійчук І. Р., Чепіль Р. В. Зародження і ріст корозійно-втомних тріщин в алюмінієвому сплаві В95пчТ2 // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – № 1. – С. 23 – 31.
11. Panasyuk V. V., Ivanytska G. S., Ostash O. P. A new approach to the determination of the macrocrack nucleation period near a stress concentrator // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1993. – **16**. – P. 453 – 464.
12. Panasyuk V. V., Dmytrakh I. D., Pluvinage G., Qylafku G. On corrosion fatigue emanating from notches: stress field and electrochemistry // Proc. ESIS TC-6. – Lviv: Workshop, 1999. – P. 1 – 13.
13. Lukas P., Klesnil M. Fatigue limit and notched bodies // Mater. Sci. Engng. – 1978. – **34**, N 1. – P. 61 – 66.
14. Chien C.-H., Coffin L. F. A new method for predicting fatigue life in notched geometries // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1998. – **21**, N 1. – P. 1 – 15.
15. Остап О. П., Андрейко І. М., Маковійчук І. Р., Чепіль Р. В. Визначення розміру зони передруйнування як параметра процесу втоми матеріалів // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій (випуск 2): В 3-х т. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Каменяр, 1999. – Т. 1. – С. 114 – 117.
16. Wessel C. T., Clark W. G., Wilson W. K. Engineering methods for the design and selection of material against fracture // D.D.C. Rep. AD80. 1001, ASTM STP 381. – 1966.
17. Остап О. П., Панасюк В. В. Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщин. Ч. 3: Стадія росту макротріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – № 3. – С. 5 – 14.

18. *Neuber H.* Theory of notch stress. – Michigan: J. W. Edwards Co, Ann Arbor, 1946.
19. *Kuhn P., Hardrath H. F.* An engineering method for estimating notch-size effect in fatigue tests on steel // NASA Techn. Note 2805. – 1952.
20. *Peterson R. E.* Stress concentration factor. – New York: John Wiley and Sons. – 1974.
21. *Fatigue Design Handbook AE-10.* The Engineering Society for Advancing Mobility Land Sea Air and Space, SAE, Warrendale, Pa., 1988. – 240 p.
22. *Saanouni K., Bathias C.* Study of fatigue crack initiation in the vicinity of notches // Eng. Fract. Mech. – 1982. – **16**, N 5. – P. 695 – 706.

Поступила 29. 06. 2000