

Трощенко В. Розсіяне і локалізоване втомне пошкодження металів і сплавів / В. Трощенко, Л. Хамаза // Вісник ТНТУ — Тернопіль : ТНТУ, 2014. — Том 76. — № 4. — С. 7-21. — (Механіка та матеріалознавство).

УДК 539.421

В. Трощенко, докт. техн. наук; Л. Хамаза, докт. техн. наук

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України

РОЗСІЯНЕ І ЛОКАЛІЗОВАНЕ ВТОМНЕ ПОШКОДЖЕННЯ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Резюме. Проаналізовано основні закономірності розсіяного і локалізованого втомного пошкодження металів і сплавів. Запропоновано та обґрунтовано методи визначення умов переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження, засновані на аналізі закономірностей розповсюдження «коротких» і «довгих» тріщин.

Із використанням розроблених методів визначено розміри тріщин і кількість циклів навантаження, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження вуглецевих, легованих і аустенітних сталей та алюмінієвого сплаву з урахуванням рівня напружень і властивостей досліджених матеріалів.

Ключові слова: границя витривалості, короткі й довгі втомні тріщини, розміри магістральних тріщин, розсіяне і локалізоване пошкодження.

V. Troshchenko, L. Khamaza

NONLOCALIZED AND LOCALIZED FATIGUE DAMAGE IN METALS AND ALLOYS

Summary. The main regularities of nonlocalized and localized damage in metals and alloys are analyzed. Based on the analysis of the regularities of «short» and «long» crack propagation, the methods for determining the conditions for the transition from nonlocalized to localized fatigue damage are proposed and justified. By the «conditions for the transition» are mainly meant the crack sizes corresponding to the main crack initiation and the number of load cycles to this crack initiation. The first of the methods is based on the analysis of the kinetics of the growth of short fatigue cracks evaluated from either the crack-size or the crack growth rate dependence on the number of load cycles. In the transition from nonlocalized to localized fatigue damage at stresses above the fatigue limit, the form and parameters of the equations describing the crack size and the crack growth rate dependences on the number of load cycles are changed. The second method is based on the analysis of the kinetics of variation in the short crack propagation rate depending on the stress intensity factor. The stress intensity factor range and its corresponding crack size at which the SIF begins to change at an increasing rate is taken as the condition for the transition from nonlocalized to localized fatigue damage. Using the developed methods, the crack sizes and the numbers of load cycles corresponding to the transition from nonlocalized to localized fatigue damage in carbon, alloyed and austenitic steels and in an aluminum alloy are determined by considering the stress level and the properties of the materials under investigation. It is shown that the fatigue crack sizes corresponding to the transition from nonlocalized to localized fatigue damage at stresses above the fatigue limit and found with both the first and the second methods, decrease with increasing stresses, always remaining lower than the crack size at the fatigue limit. For the metals and alloys under investigation, the fatigue crack values corresponding to the transition from nonlocalized to localized fatigue damage in the region of high-cycle fatigue (10⁵–10⁷ cycles) vary in the range from 0,01 to 0,74 mm. In this case, the fatigue crack value corresponding to the transition from nonlocalized to localized fatigue damage is 0,07 to 0,02 mm for carbon and alloy steels, 0,2 to 0,74 mm for ductile austenitic steels, and 0,155 mm for an aluminum alloy. The ratio of the number of cycles to main crack initiation to the number of cycles to fracture increases with increasing number of cycles to fracture. The value of this ratio for the materials under investigation in the region of high-cycle fatigue varies within the range of 0,3 to 0,85.

Key words: fatigue limit, short and long fatigue cracks, main crack sizes, nonlocalized and localized damage.

Вступ. Проблема втоми металів і сплавів залишається однією з найважливіших і найскладніших при забезпеченні міцності й довговічності високонапружених конструкцій.

За даними різних літературних джерел від 60% до 80% зламів різних машин і конструкцій так чи інакше пов'язані з втомою металів і сплавів. Дослідженню втоми металів і сплавів присвячено велику кількість робіт, результати цих досліджень узагальнені в численних монографіях [1–5 та ін.].

Загально визнаним є, що процес втоми металів складається з двох стадій: стадії розсіяного (не локалізованого) втомного пошкодження, яке характеризується виникненням у матеріалі при циклічному деформуванні випадково розподілених за об'ємом матеріалу зон локального пластичного деформування, в яких зі збільшенням кількості циклів навантаження зароджуються мікроскопічні втомні тріщини, і стадії локалізованого втомного пошкодження, коли з усього різноманіття мікроскопічних втомних тріщин одна з них, яка може бути названа магістральною тріщиною, починає розвиватися з високою швидкістю і подальший розвиток цієї тріщини призводить до остаточного руйнування конструктивного елемента.

На рис.1 наведено результати узагальнення [6] досліджень відношення тривалості стадії зародження втомної тріщини розміром 0,05–0,07 мм (N_3) до кількості циклів до руйнування (N_p) залежно від кількості циклів до руйнування для різних матеріалів при випробуванні гладких зразків.

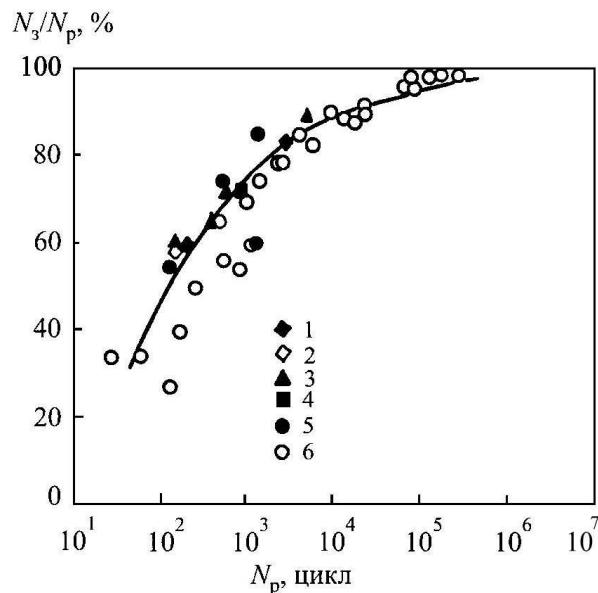


Рисунок 1. Залежність відношення N_3/N_p від кількості циклів до руйнування:

1,2 – малолегована сталь; 3 – алюмінієвий сплав; 4 – полікарбонат; 6 – чистий алюміній і нікель

Figure 1. Dependence of the ratio N_{mit} / N_f from the number of cycles to fracture (1, 2 – low-alloy steel, 3 – aluminum alloy, 4 – high-strength steel, 5 – polycarbonate, 6 – pure aluminum and nickel)

З наведених результатів випливає, що при багатоцикловій втомі, коли кількість циклів до руйнування становить 105–106 циклів, стадія зародження втомної тріщини зазначених розмірів складає понад 90% кількості циклів до руйнування.

Дослідженню розсіяного і локалізованого втомного пошкодження присвячена велика кількість робіт, водночас недостатня увага приділяється аналізу умов переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження.

Ці умови характеризуються, в першу чергу, розмірами тріщин, що відповідають зародженню магістральної тріщини, і кількістю циклів навантаження до зародження цієї тріщини. Знання цих умов важливо при розвитку теорії втомного руйнування, оскільки дає можливість аналізувати, які з фундаментальних закономірностей втомного руйнування, наприклад, істотне зниження характеристик міцності при циклічному навантаженні в порівнянні з характеристиками міцності при статичному навантаженні, істотне розсіювання характеристик опору втомі, прояв ефекту масштабу і т.д., визначаються, в першу чергу, механізмами стадії розсіяного втомного пошкодження, а які – механізмами стадії локалізованого втомного пошкодження. Розглянуті питання важливі також і в практичному плані, оскільки знання розмірів тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження, дає можливість розробити науково обґрунтовані методи класифікації «небезпечних» і «безпечних» тріщин у деталях машин і конструкцій.

Розсіяне втомне пошкодження. Характеристиками інтенсивності процесів, що визначають розсіяне втомне пошкодження металів і сплавів при багатоцикловому навантаженні, є непружна деформація за цикл $\Delta\varepsilon_n$, що дорівнює ширині петлі гістерезису в координатах «напруження–деформація» й енергія непружного деформування за цикл ΔW_n , що дорівнює площі петлі гістерезису. Величина $\Delta\varepsilon_n$ є інтегральною характеристикою мікропластичних деформацій у локальних зонах матеріалу, а енергія непружного деформування – інтегральною характеристикою енергій мікропластичного деформування в цих зонах.

Величина непружної деформації (енергії непружного деформування), а, отже, інтенсивність процесів, що визначають розсіяне втомне пошкодження, залежить від багатьох факторів – це структура матеріалу і її зміна в процесі циклічного навантаження, величина напружень, кількість циклів навантаження і т.п.

На рис.2 наведено залежності непружної деформації за цикл від кількості циклів навантаження для різних класів матеріалів при випробуванні за постійної величини амплітуди напружень ($\sigma_a = const$). Залежності на рис.2а типові для чистих металів (мідь, нікель) у відпаленому стані, пластичних аустенітних сталей та ін. [3]. Залежності (рис.2б і 2в) характерні для чистих металів (мідь, нікель) у деформованому стані, а також для сталей і сплавів з гранецентрованою кубічною ґраткою зміцнених пластичною деформацією або дисперсійними частинками. Залежності (рис.2г) мають місце для вуглецевих і легованих сталей, коли на першому етапі навантаження проявляється різке знеміцнювання, а на другій ділянці – деформаційне старіння. Зі зниженням рівня напружень сплеск непружності стає менш істотним. Залежності (рис.2д) мають місце в чавунах і деяких литих алюмінієвих сплавах, коли локальні мікроскопічні деформації локалізуються в місцях включень і збільшення кількості циклів навантажень не призводить до зміни характеру деформування.

Характерною величиною непружної деформації за цикл при заданій величині напружень є величина, що відповідає стадії стабілізації процесу деформування, або величина при кількості циклів навантаження, що дорівнює 0,5 від кількості циклів до руйнування, $\Delta\bar{\varepsilon}_n$.

Для металів і сплавів спостерігається чітка залежність між величиною непружної деформації за цикл і кількістю циклів до зародження втомної тріщини певних розмірів, або до руйнування, коли відміна кількості циклів до зародження тріщини прийнятих розмірів не набагато відрізняється від кількості циклів до руйнування.

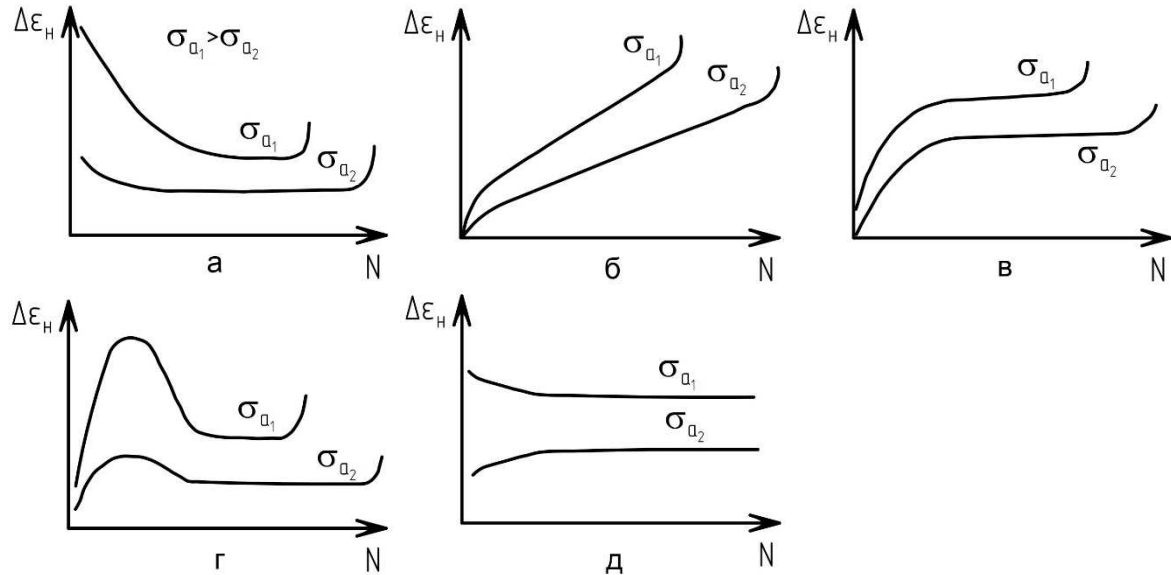


Рисунок 2. Залежності $\Delta\varepsilon_n = f(N)$ для металів і сплавів

Figure 2. Dependence $\Delta\varepsilon_n = f(N)$ for metals and alloys

На рис.3 наведені криві втоми в координатах $\sigma_a - \lg N$ (а) і $\lg \Delta\bar{\varepsilon}_n - \lg N_p$ (б) для сталей 15Г2АФДпс (I), 45 (II) і 1Х13 (III) [3].

При побудові кривих втоми в координатах $\sigma_a - \lg N$ спостерігається істотне розсіювання результатів у випадку, якщо представляти результати випробувань у координатах $\lg \Delta\bar{\varepsilon}_n - \lg N_p$ із використанням величини $\Delta\bar{\varepsilon}_n$, замірених на випробовуваних зразках, то розсіювання істотно зменшується й усі експериментальні точки близькі до єдиних прямих. Наведені результати показують, що непружна деформація за цикл набагато краще характеризує інтенсивність втомного пошкодження, ніж напруження, і враховує особливості цього процесу в індивідуальному зразку.

Важливим є знання величини непружних деформацій за цикл, нижче яких не спостерігається зародження магістральної втомної тріщини і, отже, не відбувається втомного руйнування. Такою величиною є непружна деформація, що відповідає границі витривалості на базі 107 циклів.

В табл.1 наведені величини амплітуд непружних деформацій, $\Delta\bar{\varepsilon}_n/2$, що відповідають границі витривалості на базі 107 циклів, для різних груп металів і сплавів за результатами випробування гладких зразків при симетричному розтягу при режимі $\sigma_a = const$ [7]. Істотна різниця (до 100 разів) між непружними деформаціями, що відповідають границі витривалості різних металів і сплавів, зумовлена, в першу чергу, відмінностями в неоднорідності протікання мікропластичних деформацій у локальних об'ємах, в «енергомісткості» зон локального пластичного деформування і в розмірах тріщин, що відповідають переходу від стадії розсіяного до стадії локалізованого втомного пошкодження.

Закономірності розсіяного втомного пошкодження металів і сплавів детально розглянуто в роботах [7–9].

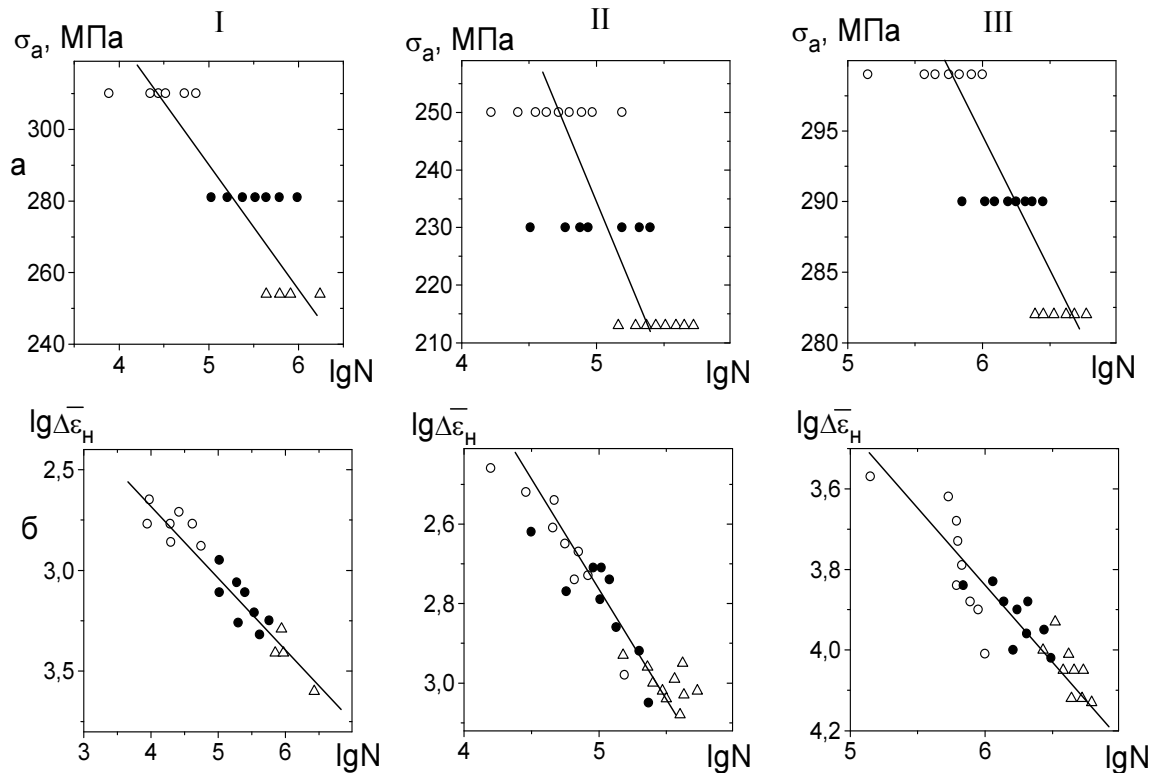


Рисунок 3. Криві втоми сталей 15Г2АФДпс (I), 45 (II) і 1Х13 (III) в координатах $\sigma_a - \lg N$ (a) і $\lg \Delta \bar{\epsilon}_n - \lg N_p$ (б)

Figure 3. Fatigue curves of steels 15G2AFDps (I), 45 (II) and 1Kh13 (III) in the coordinates $\sigma_a - \lg N$ (a) and « $\lg \Delta \bar{\epsilon}_m - \lg N_p$ » (b)

Таблиця 1

Непружні деформації, що відповідають границі витривалості

Table 1

Inelastic strains corresponding the fatigue limit

Метали і сплави	$\Delta \bar{\epsilon}_n / 2 \cdot 10^5$
Пластичні аустенітні сталі, вуглецеві й малолеговані сталі з фізичною границею текучості	10...20
Вуглецеві й малолеговані сталі	0,2...5,0
Алюміній і алюмінієві сплави	1,0...3,0
Мідь і її сплави в деформованому стані	0,5...1,0
Нікелеві сплави при кімнатній температурі	0,2...0,5
Нікелеві сплави при високих температурах	0,5...2,0
Сірий чавун	2,8
Високоміцні сталі і сплави	$\leq 0,2$

Локалізоване втомне пошкодження. Стадія локалізованого втомного пошкодження визначається, насамперед, розмірами тріщини і швидкістю її розвитку. Відповідно до критеріїв лінійної механіки руйнування залежність швидкості росту

втомної тріщини da/dN від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (ΔK) наведена на рис.4 у вигляді суцільної лінії. В загальному вигляді ця залежність може бути представлена у вигляді $da/dN = f(\Delta K)$.

Коефіцієнт інтенсивності напружень враховує одночасно величину напружень і геометрію зразка й тріщини.

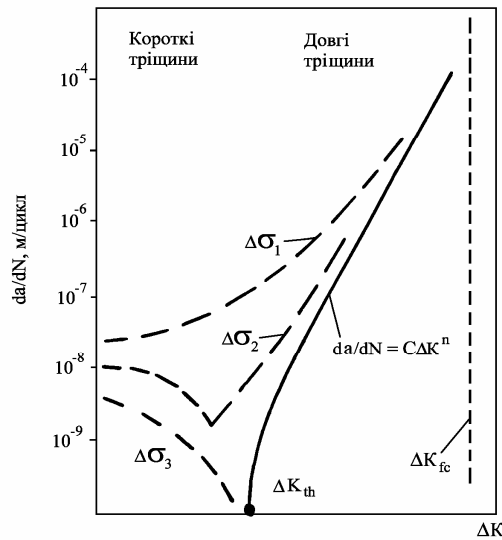


Рисунок 4. Залежність швидкості розвитку «коротких» (штрихові лінії) і «довгих» (суцільна лінія) тріщин від коефіцієнта інтенсивності напружень

Figure 4. «Short» (dashed lines) and «long» (solid line) crack propagation rate as a function of the stress intensity factor

На діаграмі (рис.4) (суцільна лінія) основними характеристиками є: пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень ΔK_{th} , який характеризує умови початку зростання тріщини із заданою, вельми малою швидкістю, параметри n і C рівняння $da/dN = C\Delta K^n$, що описує лінійну ділянку діаграми і циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} , яка визначає умови остаточного руйнування. З цими характеристиками можна ознайомитися в літературі [10–12 та ін.]. Розмір тріщини при кількості циклів навантаження N_i буде дорівнювати $a = \int_{N_o}^{N_i} d(\Delta K)dN$.

$$a = \int_{N_o}^{N_i} d(\Delta K)dN$$

Дослідження останніх років [13–16 та ін.] показали, що при малих розмірах тріщин їх розвиток не відповідає діаграмі, що заснована на критеріях лінійної механіки руйнування.

На рис.4 розвиток тріщин, які на відміну від «довгих», що відповідають критеріям лінійної механіки, отримали назву «коротких» тріщин, наведено у вигляді штрихових ліній.

При напруженнях вище границі витривалості ($\Delta\sigma_1, \Delta\sigma_2$) «короткі» тріщини досягають розмірів, при яких їх подальший розвиток відповідає діаграмі розвитку «довгих» тріщин. Швидкість розвитку коротких тріщин у цьому випадку може або спочатку зменшуватись до деякого мінімуму, а потім зростати, або постійно зростати.

При напруженнях менше границі витривалості ($\Delta\sigma_3$) зростання тріщин при досягненні ними певних розмірів припиняється. На рис.4 область існування тріщин, що не розповсюджуються, обмежена штриховою лінією ($\Delta\sigma_3$).

Умови переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження.

Під характеристиками переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження йдеться про розміри тріщин при прийнятому напруженні, що відповідають початку розповсюдження магістральної тріщини з високою швидкістю, і кількість циклів навантаження при цьому.

Основою для визначення розглянутих характеристик можуть служити результати експериментальних досліджень залежностей характеристик, що визначають процеси непружного деформування металів і сплавів при циклічному деформуванні, в першу чергу характеристик $\Delta\bar{\epsilon}_n$ і $\Delta\bar{W}_n$ від кількості циклів навантаження, особливостей розвитку «коротких» тріщин в області напружень, близьких до границі витривалості, з використанням діаграм у координатах $da/dN - \Delta K$ і кінетики розвитку втомних тріщин.

На рис.5 наведено залежності непружної деформації за цикл від кількості циклів навантаження при різних амплітудах напруження для вуглецевої сталі [17,18]. На основі аналізу результатів цих досліджень у роботах [17,18] було зроблено висновок, що перегин на залежностях в області малої кількості циклів навантаження (лінія 1) відповідає появі мікроскопічних тріщин у зонах локального пластичного деформування, а перегин в області великої кількості циклів навантаження (лінія 2) – об'єднанню мікроскопічних тріщин і виникненню магістральної тріщини.

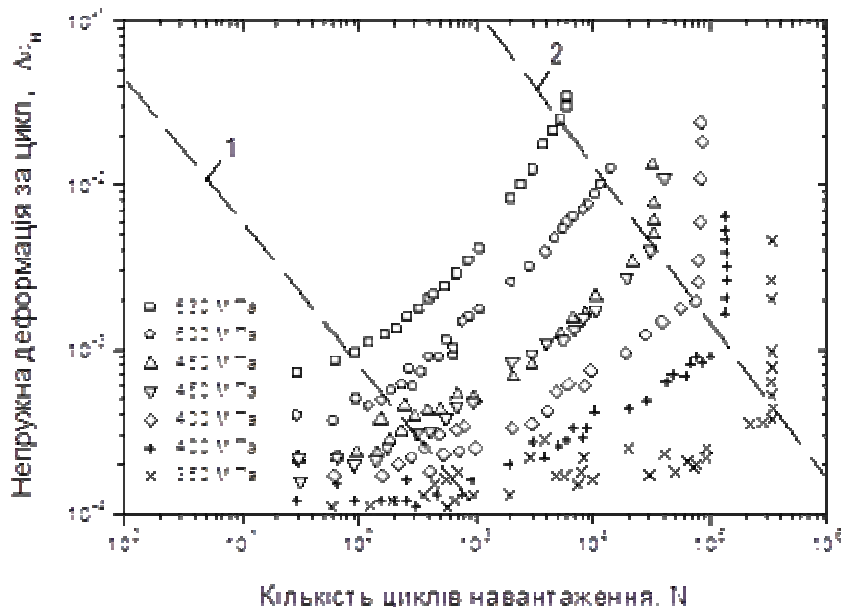


Рисунок 5. Зміна непружних деформацій залежно від кількості циклів навантаження для вуглецевої сталі

Figure 5. Variation of inelastic strains depending on the number of load cycles for the carbon steel

Відповідно до отриманих результатів відношення кількості циклів до зародження магістральної тріщини до кількості циклів до руйнування становить у

дослідженому діапазоні напружень близько 0,8 і мало залежить від напружень. Треба зазначити, що такий висновок не є універсальним і відповідає лише конкретним дослідженим матеріалам. На жаль, у роботах [17,18] не наведено розміри втомних тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження.

Про перехід від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження, що характеризується, в першу чергу, різким збільшенням швидкості розповсюдження магістральної втомної тріщини, можна судити по залежностях швидкості розвитку коротких тріщин від коефіцієнта інтенсивності напружень або від розміру тріщини, величини яких знаходяться в певній залежності.

Розмах коефіцієнта інтенсивності напружень і відповідний йому розмір тріщини, при яких тріщина починає розвиватися зі збільшуваною швидкістю, можна прийняти за умови переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження.

На рис.6 і 7 наведені результати дослідження розвитку коротких тріщин при різних напруженнях, що перевищують границю витривалості, й криві розвитку довгих тріщин в малолегованій і маловуглецевій сталях з дрібнозерниною і великозерниною структурою при круговому згині [19,20].

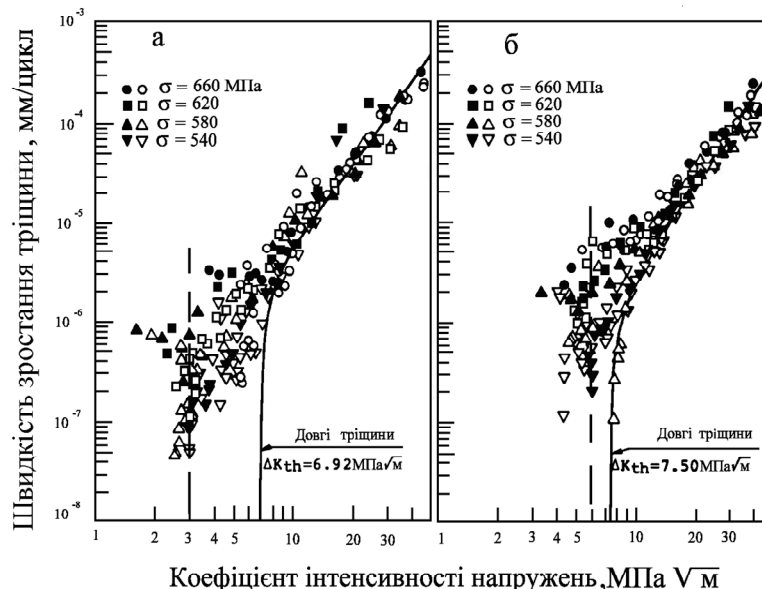


Рисунок 6. Зростання «коротких» тріщин у малолегованій сталі:
а – дрібнозерниста структура, б – великозерниста структура (●, ■, ▲, ▼ – магістральні тріщини)

Figure 6. «Short» crack growth in low-alloy steel:
a – fine-grain structure, b – coarse-grain structure (●, ■, ▲, ▼ – correspond to main cracks)

У вигляді темних точок на рисунках наведені результати дослідження розвитку магістральних коротких тріщин, тобто тріщин, розвиток яких призводить до повного руйнування зразків.

Як впливає з результатів, наведених на рисунках, а також результатів у роботах [21,22], короткі тріщини, які переходять у довгі, досягають мінімальної швидкості розвитку, приблизно при одному і тому ж розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень

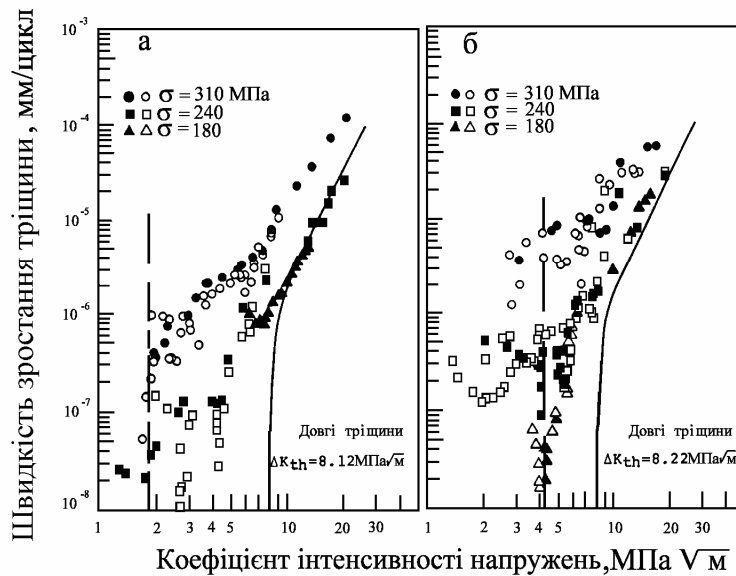


Рисунок 7. Зростання «коротких» тріщин у маловуглецевій сталі:
 а – дрібнозернинна структура, б – великозернинна структура (●, ■, ▲ – магістральні тріщини)

Figure 7. «Short» crack growth in low-carbon steel:
 a – fine-grain structure, b – coarse-grain structure (●, ■, ▲ – represent main cracks)

Вертикальною штриховою лінією на рис.6 і 7 наведені значення розмахів коефіцієнтів інтенсивності напружень, що відповідають переходу магістральних тріщин до розвитку з великою швидкістю.

Таблиця 2

Розміри втомних тріщин у малолегованій і маловуглецевій сталях

Table 2

The dimensions of fatigue cracks in low-alloy and low-carbon steels

Матеріал	Розмір зерна, D, мм	Границя витривалості, σ_{-1} , МПа	Розмір тріщин при границі витривалості, d, мм	Амплітуда напружень, σ_a , МПа	Розмір магістральних тріщин при σ_a , мм
Малолегована сталь [19] дрібнозернинна	0,015	500	0,010	540	0,010
				620	0,08
великозернинна	0,091	460	0.028	540	0,038
				620	0,029
Маловуглецева сталь [20] дрібнозернинна	0,024	220	0,026	240	0,018
				310	0,011

великозернинна	0,084	190	0,174	240	0,101
				310	0,061

Скориставшись залежністю між коефіцієнтом інтенсивності напружень і глибиною тріщини у вигляді, що використовувався в роботах [19,20], $\Delta K = \sigma_a \sqrt{\pi a}$, де ΔK – розмах коефіцієнта інтенсивності напружень, який при симетричному циклі навантаження буде дорівнювати максимальному значенню цієї величини; σ_a – амплітуда напружень; a – глибина тріщини, в припущенні, що вона дорівнює половині довжини тріщини на поверхні, можна за результатами, наведеними на рис.6 і 7, знайти значення розмірів тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження при різних рівнях напружень (табл.2).

З результатів, наведених в табл.2, випливає, що для всіх досліджених матеріалів зі збільшенням напружень розміри тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження, зменшуються. Як правило, ці розміри менші, ніж експериментально знайдені розміри тріщин на границі витривалості.

Розміри тріщин переходу від однієї стадії втомного пошкодження до іншої як для малолегованої, так і для маловуглецевої сталі зростають зі збільшенням розміру зерна.

Аналіз експериментальних даних про кінетику розвитку втомних тріщин з моменту їх зародження і до остаточного руйнування показує, що описати залежність довжини тріщини від кількості циклів навантаження єдиною експоненційною, трансцендентною або ступеневою залежністю неможливо.

Як правило, на ранній стадії розвитку тріщина розвивається за експоненційним законом (рис.8). Після досягнення тріщиною значення $a = a_3$ залежність глибини тріщини від кількості циклів навантаження відхиляється від початкової експоненційної залежності.

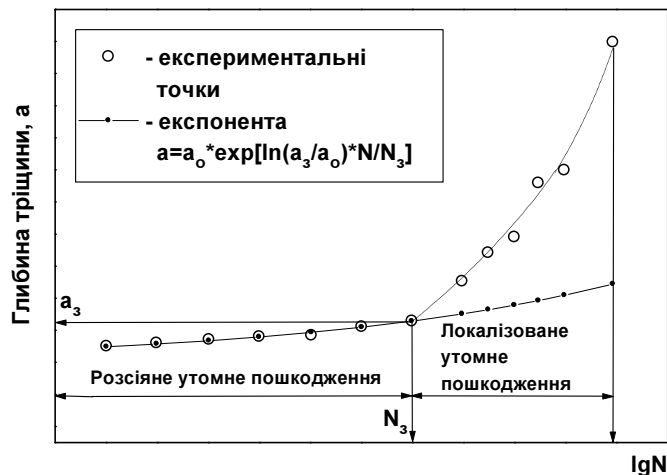


Рисунок 8. Схема розвитку тріщини

Figure 8. Crack propagation scheme

Особливість, пов'язану зі зміною функціональної залежності зростання тріщини $a = f(N)$, пропонується використовувати для визначення розміру тріщини a_3 й довговічності, що їй відповідає, N_3 .

Здійснюється це таким чином.

Залежність глибини тріщини a на ранній стадії розвитку тріщини від кількості циклів навантаження N , описується рівнянням

$$a = a_0 \cdot \exp(k \cdot N_i), \quad (1)$$

де коефіцієнт k являє собою відносне збільшення довжини тріщини за один цикл; параметр a_0 – екстрапольоване значення довжини тріщини на число циклів $N_i = 0$.

Довжина тріщини при переході від однієї стадії руйнування до іншої

$$a_3 = a_0 \cdot \exp(k \cdot N_3), \quad (2)$$

$$k = \frac{\ln(a_3/a_0)}{N_3}. \quad (3)$$

звідки

Підставивши (3) в рівняння (1), отримаємо

$$a = a_0 \cdot \exp\left[\ln(a_3/a_0) \cdot \frac{N_i}{N_3}\right]. \quad (4)$$

Використовуючи залежність (4), шляхом послідовної підстановки в неї поточних експериментальних значень довжини тріщини a_i , відповідних їй довговічностей N_i , і підбору параметра a_0 , домагаємося найкращого опису даною залежністю експериментальних даних на стадії розсіяного втомного пошкодження (рис.8). Ті значення a_i і N_i , які задовольняють цій умові та після яких спостерігається відхилення експериментальних даних від експоненційної залежності, відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження.

На рис.9 наведені експериментальні дані про залежність розмірів тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження a_3 для матеріалів різних класів (табл.3) [23–30], знайдені у відповідності з методикою, описаною вище, залежно від кількості циклів до руйнування, N_p .

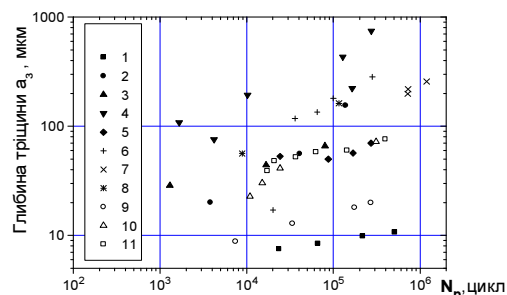


Рисунок 9. Залежність розмірів магістральної тріщини a_3 від кількості циклів до руйнування для досліджених матеріалів: 1 – сталь 0,43%С; 2 – алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6 (L); 3 – алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6 (T); 4 – аустенітно-феритна сталь SAF 2205; 5 – сталь X10CrAl24; 6 – сталь 42CrMo4; 7 – аустенітна сталь 316L; 8 – відпалена чиста мідь; 9 – сталь S45C; 10 – сталь SCr440; 11 – сталь SCM435

Figure 9. Dependence of the main crack sizes, a_{init} , on the number of cycles to fracture for the materials under investigation: 1 – steel with 0,43%С; 2 – aluminum alloy EN–AW 6082/T6 (L); 3 – aluminum alloy EN–AW 6082/T6 (T); 4 – austenitic-ferritic steel сталь SAF 2205; 5 – steel X10CrAl24; 6 – steel 42CrMo4;

7 – austenitic steel 316L; 8 – annealed pure copper; 9 – steel S45C; 10 – steel SCr440; 11 – steel SCM435

Таблиця 3

Механічні властивості досліджених матеріалів

Table 3

Mechanical properties of investigated materials

Матеріал	σ_a , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{-1} , МПа	Джерело
Середньовуглецева сталь 0,43%С	625	375	300	[23]
Середньовуглецева сталь S45C	833	750	450	[24]
Сталь SCr440	994	990	500	[24]
Сталь SCM435	927	832	470	[24]
Аустенітна сталь 316L	562	262	180	[25]
Алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6 (L)	354	308	95	[26]
Алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6 (T)	330	289	88	[26]
Мідь чистотою 99,95%	220	40	73	[27]
Сталь 42CrMo4	650	350	250	[28]
Сталь X10CrAl24	650	350	275	[29]
Аустенітно-ферітна сталь SAF 2205	620	450	-	[30]

З наведених на рис.9 даних випливає, що розмір магістральної тріщини a_s для кожного окремого матеріалу не є величиною постійною, а залежить від напружень (кількості циклів до руйнування). Проглядається чітка тенденція зростання розмірів цих тріщин зі збільшенням кількості циклів до руйнування (зменшенням рівня напружень).

Розміри магістральних тріщин a_s залежно від класу матеріалу і рівня напружень змінюються в досить широких межах – від 0,007÷0,02 мм для вуглецевих, легованих сталей та алюмінієвого сплаву при рівнях напружень, що відповідають невеликій кількості циклів до руйнування, до 0,74 мм для аустенітно-ферітної сталі при рівнях навантаження, що відповідають великій кількості циклів до руйнування.

В області кількості циклів до руйнування 105÷107 розмір магістральної тріщини a_s для вуглецевих і легованих сталей становить 0,01–0,02 мм, для високопластичних аустенітних сталей – від 0,2 до 0,74 мм, для алюмінієвого сплаву – 0,155 мм.

На рис.10 наведена залежність відносної тривалості стадії зародження магістральної тріщини (N_s/N_p) від кількості циклів до руйнування для всіх досліджених матеріалів.

З наведених на рис.10 даних випливає, що залежно від рівня напружень (кількості циклів до руйнування) тривалість стадії зародження магістральної тріщини для досліджених матеріалів становить 30%÷85% від повної довговічності. Це відношення зростає зі збільшенням кількості циклів до руйнування, тобто зі зменшенням діючих напружень.

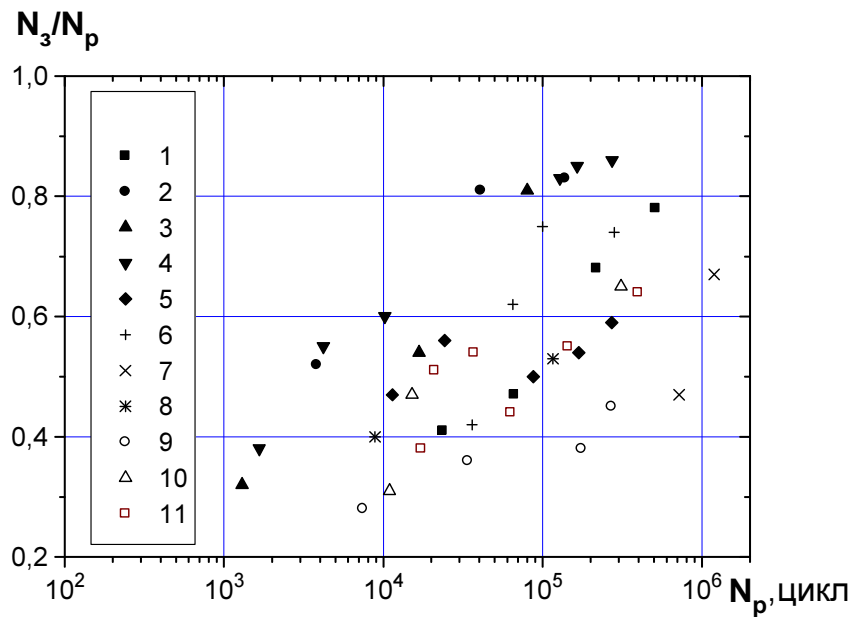


Рисунок 10. Залежність відносної тривалості стадії зародження магістральної тріщини (N_3 / N_p) від кількості циклів до руйнування: 1 – сталь 0,43%С; 2 – алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6 (L); 3 – алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6 (T); 4 – аустенітно-феритна сталь SAF 2205; 5 – сталь X10CrA124; 6 – сталь 42CrMo4; 7 – аустенітна сталь 316L; 8 – відпалена чиста мідь; 9 – сталь S45C; 10 – сталь SCr440; 11 – сталь SCM435

Figure 10. Dependence of the relative duration of the main crack initiation stage (N_{mi} / N_f) on the number of cycles to fracture: 1 – steel containing 0,43%С; 2 – aluminum alloy EN-AW 6082/T6 (L); 3 – aluminum alloy EN-AW 6082/T6 (T); 4 – austenitic-ferritic steel SAF 2205; 5 – steel X10CrA124; 6 – steel 42CrMo4; 7 – austenitic steel 316L; 8 – annealed pure copper; 9 – steel S45C; 10 – steel SCr440; 11 – steel SCM435

Висновки. Розглянуто стадії розсіяного й локалізованого втомного пошкодження металів і сплавів. Запропоновані та обґрунтовані методи визначення розмірів втомних тріщин і кількості циклів навантаження, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження.

Перший з методів заснований на аналізі кінетики розвитку «коротких» втомних тріщин, другий – на розгляді кінетики розвитку «довгих» тріщин і аналізі їх припущенні, що при переході від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження змінюється вигляд і параметри рівнянь, що описують залежність розміру тріщини від кількості циклів навантаження. Ґрунтуючись на цих методах, визначено й проаналізовано характеристики переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження великої групи металів і сплавів, різних за своїми властивостями. Результати досліджень, отримані з використанням обох методів збігаються. Ці результати показують, що розміри тріщин, які відповідають переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження, для кожного з досліджених матеріалів збільшуються зі збільшенням кількості циклів до руйнування. Найбільший розмір тріщини, що відповідає переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження, вочевидь, має місце при напруженнях, рівних границі витривалості.

Для досліджених металів і сплавів величини втомних тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого пошкодження в області багатоциклової втоми (105–107 циклів), змінюється в межах від 0,01 до 0,74 мм. При цьому розмір

втомної тріщини, що відповідає переходу від розсіяного до локалізованого втомного пошкодження для вуглецевих і легованих сталей становить 0,007–0,02 мм, для пластичних аустенітних сталей – 0,2–0,74 мм, для алюмінієвого сплаву – 0,155 мм.

Відношення кількості циклів до зародження магістральної тріщини до кількості циклів до руйнування збільшується зі збільшенням кількості циклів до руйнування.

Величина цього відношення для досліджених матеріалів в області багатоциклової втоми коливається в межах 0,3–0,85.

Conclusion. The stages of nonlocalized and localized fatigue damage in metals and alloys have been considered. The methods for determining the sizes of fatigue cracks and the number of load cycles corresponding to the transition from nonlocalized to localized fatigue damage have been proposed and justified. The first of the methods is based on the analysis of the kinetics of «short» fatigue crack propagation, while the second one is based on the consideration of the kinetics of the propagation of «long» cracks and their analysis on the assumption that in the transition from nonlocalized and localized fatigue damage, the form and parameters of equations describing the crack size dependence on the number of load cycles are changed. Starting from these methods, the characteristics of the transition from nonlocalized and localized fatigue damage in a large group of metals and alloys that are different in their properties have been determined and analyzed. The results obtained using the both methods coincide. These investigation results show that for each of the materials under investigation, the crack sizes corresponding to the transition from nonlocalized and localized fatigue damage increase with increasing number of cycles to fracture. It is evident that the maximum crack size corresponding to the transition from nonlocalized and localized fatigue damage takes place at stresses equal to the fatigue limit.

For the metals and alloys under investigation, the values of fatigue cracks corresponding to the transition from nonlocalized and localized fatigue damage in the region of high-cycle fatigue (105–107 cycles) vary in the range of 0,01 to 0,74 mm.

In this case, the fatigue crack size corresponding to the transition from nonlocalized and localized fatigue damage is 0,07–0,02 mm for carbon and alloy steels, 0,2–0,74 mm for ductile austenitic steels, and 0,155 mm for the aluminum alloy.

The ratio of the number of cycles to the main crack initiation to the number of cycles to fracture increases with increasing number of cycles to fracture.

The value of this ratio for the materials under investigation varies in the region of high-cycle fatigue within the range of 0,3 to 0,85.

Список використаної літератури

1. Вейбул, Л.В. Усталостные испытания и анализ их результатов [Текст] / Л.В. Вейбул. – М.: Машиностроение, 1964. – 275 с.
2. Коцаньда, С. Усталостное разрушение металлов [Текст] / С. Коцаньда. – М.: Metallurgiya, 1976. – 455 с.
3. Трощенко, В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении [Текст] / В.Т. Трощенко. – Киев: Наук. думка, 1981. – 343 с.
4. Форрест, П. Усталость металлов; пер. с англ. [Текст] / П. Форрест. – М.: Машиностроение, 1968. – 352 с.
5. Терентьев, В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов [Текст] / В.Ф. Терентьев. – Москва: Интернет инжиниринг, 2002. – 267 с.
6. Manson, S.S. Fatigue: A complex subject – some simple approximation // Exp. Mech. – 1965. – 5. – №7. – P.193–226.
7. Трощенко, В.Т. Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. 1. Неупругость, методы и результаты исследования [Текст] / В.Т. Трощенко // Пробл. прочности. – 2005. – № 4. – С.5–32.
8. Трощенко, В.Т. Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. 2. Взаимосвязь между усталостью и неупругостью [Текст] / В.Т. Трощенко // Пробл. прочности. – 2005. – №5. – С.5–29.
9. Трощенко, В.Т. Рассеянное усталостное повреждение металлов и сплавов. Сообщ. 3. Деформационные и энергетические критерии [Текст] / В.Т. Трощенко // Пробл. прочности. – 2006. – №1. – С.5–31.

10. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие [Текст]; под ред В.В. Панасюка. – Т.4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов. – Киев: Наук. думка, 1990. – 680 с.
11. Handbook of Fatigue Crack: Propagation in Metallic structure / Editer by A. Carpinteri. – Amsterdam: Elsevier. –1994. – 534 p.
12. Трощенко, В.Т. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении [Текст] / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, А.В. Прокопенко. – Киев: Наук. думка, 1987. – 253 с.
13. Miller, K.J. The short crack problem // Fatigue of Engineering Materials and Structures. – 1982. – 5. – №3. – P.223–232.
14. Taylor, D., Knott J.F., Fatigue crack propagation behaviors of short cracks: the effect of microstructure // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1981. – 4. – №2. – P.147–155.
15. Miller, K.J. The two thresholds of the fatigue behaviour // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1993. – 16. – №9. – P.931–939.
16. Taylor, D. Euromech colloquim short fatigue crack // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1982. – №4. – P.305–309.
17. Socha, G. Experimental investigations of fatigue crack nucleation, growth and coalescence in structural steel // Int. Journal of Fatigue. – 2003. – 25. – №2. – P.139–147.
18. Socha, G. Prediction of the fatigue life on the basis of damage progress rats curves, crack nucleation, growth and coalescence in structural steel // Int. Journal of Fatigue – 2004. – 26. – №4. – P.336–347.
19. Tokaji, K., Ogawa T., Harada Y., Ando Z. Limitation of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1986. – 9. – №1. – P.1–14.
20. Tokaji, K., Ogawa T., Harada Y. The growth of small fatigue cracks in a low carbon steel, the effect of microsture and limitations of linear elastic fracture mechanics // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1986. – 9. – №3. – P. 205–217.
21. Lankford, J. The influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1985. – 8. – №2. – P.161–175.
22. Lankford. The growth of small fatigue cracks in 7075–T6 aluminum // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. –1982. – 5. – №3. – P.233–248.
23. Zhixue, W. Short fatigue crack parameters describing the lifetime of unnotched steel specimens // International Journal of Fatigue. – 2001. – 23. – №4. – P.363–369.
24. Goto, M. and Nisitani H. Fatigue life prediction of heat-treated carbon steels and low alloy steels based on a small crack growth law // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. – 1994. – 17. – №2. – P.171–185.
25. Obrtlík, K., Polák J., Hájek M. and Vašek A. Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel // International Journal of Fatigue. – 1997. – 19. – №6. – P.471–475.
26. Jíša, D., Liškutin P., Kruppl T. and Polák J. Small fatigue crack growth in aluminium EN–AW 6082/T6 // International Journal of Fatigue. – 2010. – 32. – №12. – P.1913–1920.
27. Ghammouri, M, Abbadi M., Mendez J., Belouettar S. and Zenasni M. An approach in plastic strain-controlled cumulative fatigue damage // International Journal of Fatigue. – 2011. – 33. – №2. – P.265–272.
28. Polák, J. Plastic strain-controlled short crack growth and fatigue life // International Journal of Fatigue. – 2005. – 27. – №10/12. – P.1192–1201.
29. Polák, J. Mechanisms and kinetics of the early fatigue damage in crystalline materials // Materials Science and Engineering. – 2007. – A 468–470. – P.33–39.
30. Polák, J. and Zezulka P. Short crack growth and fatigue life in austenitic–ferritic duplex stainless steel // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. – 2005. – 28. – №10. – P.923–935.

Отримано 31.10.2014