

УДК 539.3:669.17

СТРУКТУРНА ТА КОРОЗІЙНА МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ ЯК СКЛАДОВІ ФІЗИКО-ХІМІЧНОЇ МЕХАНІКИ МАТЕРІАЛІВ

З. Т. НАЗАРЧУК, Г. М. НИКИФОРЧИН

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

На відзначення 100-річчя Національної академії наук України і 90 років від дня народження видатного українського вченого, активного організатора науки та громадського діяча О. М. Романіва проаналізовано його вклад у фізико-хімічну механіку матеріалів на основі результатів розвинутої ним структурної механіки та механіки корозійного руйнування металів.

Ключові слова: механіка руйнування, концепція порогів втоми, діаграма конструкційної міцності, інваріантність показників тріщиностійкості.

Виповнюється 90 років від народження Олега Миколайовича Романіва (21.03.1928 р.–03.11.2005 р.) – видатного українського вченого, активного організатора науки та громадського діяча. Він – член-кореспондент НАН України (з 1985 р.), доктор технічних наук (з 1970 р.), професор (з 1973 р.), голова Наукового товариства ім. Шевченка (1985–2005 рр.), лауреат Державних премій України (1976 і 1995 рр.), премії ім. Г. В. Карпенка НАН України (1988 р.), Заслужений діяч науки і техніки України (1998 р.).

Олег Миколайович заклав основи вітчизняної структурної та корозійної механіки руйнування (ним запропоновані терміни) – важливих гілок фізико-хімічної механіки матеріалів, яким присвятив низку монографій [1–4]. Вони займають особливе місце в науці про цілісність конструкцій, тому важливо проаналізувати вклад ученого у контексті сьогоденного бачення розвитку цих напрямів. Наукові результати публікувалися, в основному, в журналі “Фізико-хімічна механіка матеріалів” з 70-х років минулого сторіччя і були доступні англійською мовою у перекладах “Soviet Materials Science” і “Materials Science” тільки у друкованому вигляді. Зараз ситуація інша і це підкреслює актуальність наведеного нижче аналізу.

Структурна механіка руйнування матеріалів. Це розділ механіки руйнування про вплив структурно-фазового стану на опір поширенню тріщин у матеріалах за певних умов механічного навантаження [5, 6]. У цьому огляді не маємо можливості розкрити розмаїття металофізичних особливостей взаємозв’язку між структурою матеріалу та опором росту тріщини, тому зупинимось на методології цього наукового напрямку. Вона ґрунтується на побудові т.зв. діаграм конструкційної міцності (ДКМ), які характеризують одночасно міцність і тріщиностійкість – головні показники роботоздатності конструкційних матеріалів, що, як правило, змінюються у протилежних напрямках за дії структурних і механічних чинників (термічне оброблення, легування, деформування тощо). Такі діаграми дають можливість за певним співвідношенням міцності і тріщиностійкості оптимізувати структуру матеріалу вибором його хімічного складу, режимів термічного оброблення тощо. За характеристику міцності використовують зазвичай границю плинності $\sigma_{0,2}$ – основний розрахунковий параметр. Що стосується тріщиностійкості

як характеристики опору крихкому руйнуванню, то розрізняють короткочасну, циклічну в інертних і корозивних середовищах та корозійно-статичну (опір корозійному розтріскуванню, визначений на зразках з тріщиною).

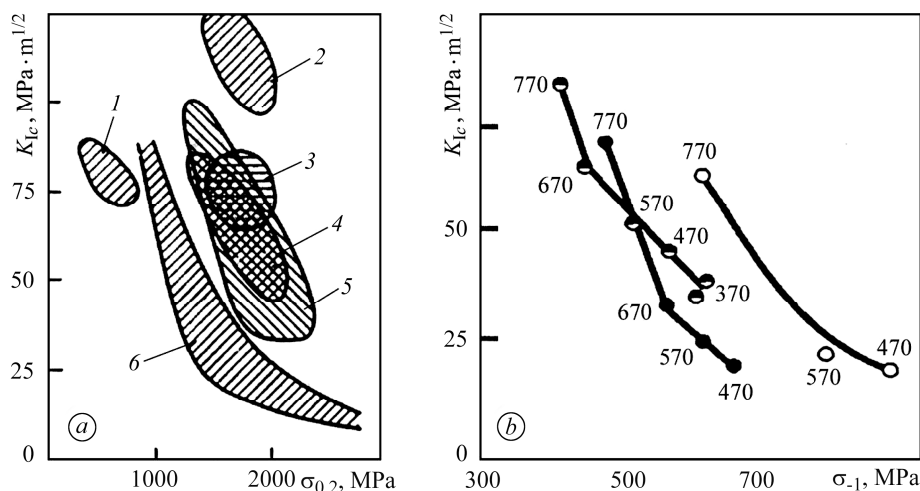


Рис. 1. ДКМ $K_{Ic}-\sigma_{0.2}$ (a) для маловуглецевих (1), метастабільних аустенітних (2), з ультрадисперсним зерном (3), термомеханічно оброблених (4), мартенситностарких (5) і високовуглецевих (6) сталей та $K_{Ic}-\sigma_{-1}$ (b) для хромистих сталей (○ – ШХ15; ● – 7ХВ; ⊙ – 40Х). Цифри біля точок – температура відпуску (К) після гартування [6].

Fig. 1. Structural strength diagrams (SSD) $K_{Ic}-\sigma_{0.2}$ (a) for low-carbon (1), metastable austenitic (2), with ultradispersed grain (3), thermomechanical treated (4), maraging (5), and high-carbon (6) steels and $K_{Ic}-\sigma_{-1}$ (b) for chromium steels (○ – ШХ15; ● – 7ХВ; ⊙ – 40Х). Figures near points – tempering temperature (K) after quenching [6].

Для прикладу на рис. 1 наведено ДКМ $K_{Ic}-\sigma_{0.2}$, які демонструють конкурентні можливості різних класів сталей. Зміщення виділених областей направо і вгору свідчить про краще поєднання міцності і тріщиностійкості, що і має стати предметом наукових та технологічних досліджень. Такі діаграми будують також для порогової циклічної тріщиностійкості ΔK_{th} [7], її значень ΔK_{thc} за дії корозивного середовища [8], а також порога корозійно-статичного росту тріщини K_{Isc} [9]. В останніх двох випадках поєднано підходи структурної механіки руйнування та механіки корозійного руйнування.

Вплив різних структурних чинників на в'язкість руйнування сталей. Рис. 1 переконливо засвідчує високу структурну чутливість інструментарію механіки руйнування. Однак це не завжди узгоджується з інженерною практикою, особливо це стосується характеристики константи K_{Ic} . Про це свідчить опір росту тріщин в аномально перегрітій перед гартуванням сталі з подальшим низькотемпературним відпуском [10]. Загальновизнано, що рафінування сталей, тобто зменшення розмірів зерен, позитивно впливає на їх опір руйнуванню. Однак перегрів, збільшуючи розмір зерен аустеніту, призводить до росту значень K_{Ic} після низькотемпературного відпуску металу, який формує структуру мартенситу. Гартування за традиційними режимами спричиняє міжзеренне (межами вихідного аустенітного зерна) руйнування, що відповідає відомому твердженню про співмірність розміру “зони передруйнування” і розміру зерна. Водночас за перегріву сталі така відповідність порушується, через що підвищується в'язкість руйнування K_{Ic} . Оскільки реалізується механізм міжзеренного росту тріщини, то слід брати до уваги і криволінійність її траєкторії, яка підвищує енергоємність руйнування. Доказом ролі цього чинника може слугувати подвійна термообробка сталі,

внаслідок якої не тільки збільшується розмір аустенітного зерна, а й виникає зубчастість її меж, тому різко збільшується тріщиностійкість металу.

Побудова ДКМ ефективна не тільки для металічних, але й інших матеріалів, для яких важливо поєднати міцність і тріщиностійкість. Це, зокрема, керамічні з низьким опором крихкому руйнуванню. У праці [11] систематизовано роль структурного чинника та мікромеханізмів руйнування у формуванні конструкційної міцності низки керамічних та металокерамічних матеріалів. Беручи до уваги експлуатаційні умови, ДКМ слід будувати і для підвищених температур (рис. 2).

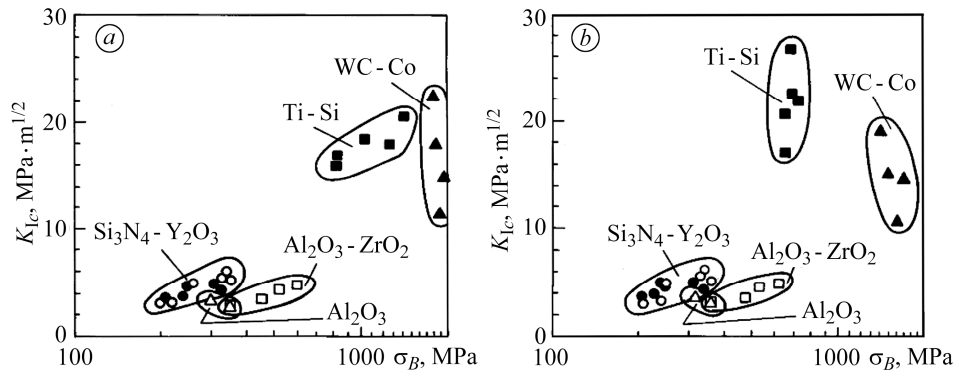


Рис. 2. ДКМ K_{Ic} – σ_B керамічних і металокерамічних матеріалів за кімнатної температури (a) і 700°C (b).

Fig. 2. SSD K_{Ic} –ultimate strength σ_B for the ceramics and cermets at ambient temperature (a) and 700°C (b).

Структурні особливості формування опору втомному росту тріщин.

Узагальнені результати досліджень наведено на рис. 3 у вигляді кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР) [4]. Вони підтверджують слабку чутливість середньої ділянки діаграми до дії різних структурних та деформаційних чинників. Роль циклічного деформування у формуванні верхньої ділянки діаграми неістотна. Тут, найімовірніше, домінують механізми руйнування, властиві статичному навантаженню. Тому ДКМ слід будувати за циклічною в'язкістю руйнування K_{fc} , і тоді вони, очевидно, будуть подібні до ДКМ K_{Ic} – $\sigma_{0.2}$.

Особливо структурно чутливі припорогові ділянки КДВР. З іншого боку, у їх формуванні домінує закриття тріщин (ЗТ) [12], тому рівень порогів циклічної тріщиностійкості визначає структурна чутливість ЗТ.

Роль ЗТ у формуванні порогів циклічної тріщиностійкості. Явище ЗТ [12] почали інтенсивно досліджувати і виявили, що у багатьох випадках припорогового росту тріщини саме воно відповідальне за принципові кінетичні ефекти. Це зробило практично неможливим аналіз закономірностей і механізму втомного руйнування за припорогових швидкостей росту тріщини без урахування ЗТ. У Радянському Союзі перші праці з цих питань появились пізніше [13–15], але вони містили низку нових положень.

Запропоновано дещо інший, ніж прийнятий, метод визначення на діаграмі “навантаження F –деформація матеріалу поблизу вершини тріщини δ ” параметра K_{op} (рис. 4) – коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН), який розмежовує цикл навантаження на “відкриту” і “закриту” частини. Критиці піддано твердження, що точка C , вище якої тріщина повністю відкрита, повинна визначати K_{op} . Дуга CB відповідає переходу від повністю відкритої (ділянка CD) до повністю закритої (ділянка AB) тріщини. Впродовж цієї частини циклу береги тріщини також закриваються за розвантаження, хоч і з меншою швидкістю (на одиницю сили F), ніж

на ділянці CD . Відповідно матеріал у вершині тріщини циклічно деформуватиметься і на ділянці CB , що запропоновано враховувати, визначаючи K_{op} не за першим контактом берегів тріщини у точці C , а за точкою M на перетині двох дотичних AM і DM . Практика вимірювань ЗТ засвідчила, що дуга CB може бути протяжною, через що виникають суттєві відмінності у значеннях K_{op} за точками C і M .

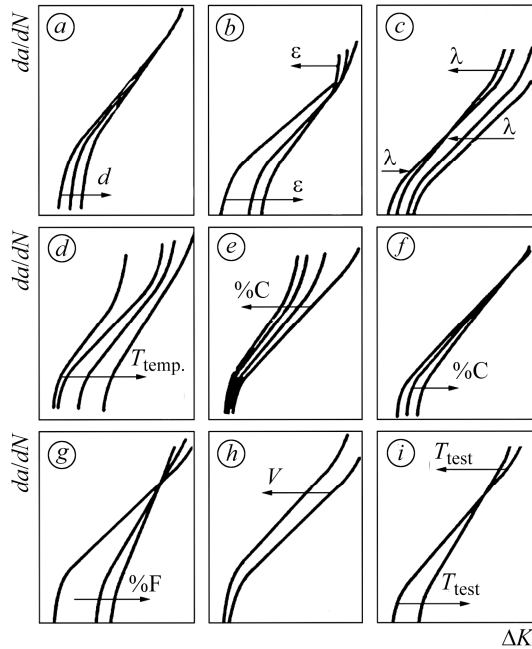


Рис. 3. Вплив різних структурних чинників на хід КДВР сталей [4, 6]:
 a – розмір зерна d ; b – попередня пластична деформація ϵ ;
 c – морфологія карбідної фази λ ;
 d – температура відпуску T_{temp} ;
 e, f – вміст вуглецю; g – частка фериту у двофазних ферито-мартенситних сталях; h – об’єм включень, V ;
 i – температура випроб T_{test} .

Fig. 3. Influence of various structural factors on the position of kinetic diagrams of fatigue crack growth rate for structural steels [4, 6]:
 a – grain size d ; b – preliminary plastic deformation ϵ ;
 c – carbide phase morphology λ ;
 d – tempering temperature T_{temp} ;
 e, f – carbon content, % C; g – ferrite part in two-phase ferritic-martensite steels, % Fe; h – volume of inclusions V ;
 i – testing temperature, T_{test} .

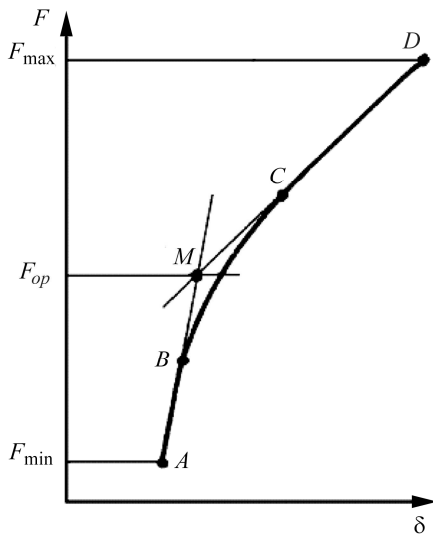


Рис. 4. Типова діаграма F – δ для оцінювання ефекту ЗТ методом податливості.

Fig. 4. Typical diagram F – δ for an assessment of crack closure (CC) effect by the compliance method.

ментально підтверджують [15] КДВР для сталевих компактних зразків на розтяг і

Критично слід ставитися і до ЗТ як до інваріантної для КІН характеристики матеріалу для певних режимів циклічного навантаження, але за дотримання умов плоскої деформації, властивої припороговому росту тріщини. Відповідно, за недотримання такої інваріантності порушується інваріантність КДВР у параметрах номінального КІН навіть для припорогової ділянки. Підстави для цього є, якщо ЗТ моделювати контактом берегів на певній віддалі від вершини тріщини через наявність у її порожнині твердого тіла (клина), яке не дає можливості змикатися берегам (рис. 5а). З іншого боку, для одного рівня КІН віддаль між берегами тріщини на певній віддалі від вершини залежатиме від податливості зразка. І тоді для одного розміру клина і одного рівня КІН (розкриття вершини тріщини) частка відкритої частини циклу буде різною для зразків різної податливості. Такий аналіз експериментально підтверджують [15] КДВР для сталевих компактних зразків на розтяг і

балкових з односторонньою боковою тріщиною на згин (рис. 5b). Попри відсутність сумнівів у реалізації умов плоскої деформації, виявили істотні відмінності саме у припорогових швидкостях росту тріщини та ЗТ для зразків різної геометрії: для жорсткіших компактних ЗТ більше, а номінальні КДВР зсунуті у бік більших КІН. І тільки ефективні КДВР виявилися інваріантними до геометрії зразків. Зазначимо, що, визначаючи швидкість росту втомної тріщини, віддають перевагу компактним зразкам, однак, податливіші балкові дають консервативнішу оцінку, тобто вищі швидкості для одного рівня КІН. А це важливо, якщо використовувати експериментально побудовані кінетичні діаграми для прогнозування періоду росту тріщини в інженерних конструкціях.

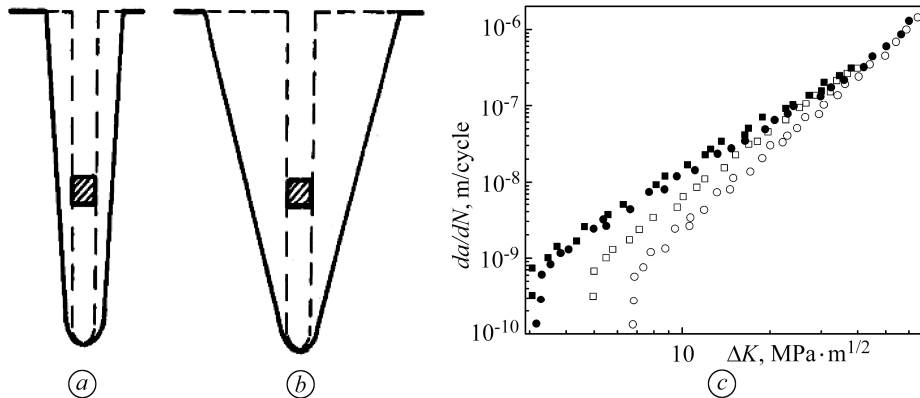


Рис. 5. Схема розкриття тріщини за однакового значення КІН (рівня δ) у компактному (a) і балковому (b) зразках та КДВР (c), визначені на компактних (○, ●) і балкових (□, ■) зразках без (○, □) і з урахуванням (●, ■) ЗТ для сталі 35ХНЗМФА ($\sigma_{0.2} = 730$ МПа).

Fig. 5. Scheme of crack opening at equal stress intensity factor (crack tip opening δ level) in compact (a) and beam (b) specimens and diagrams of fatigue crack growth rate (c), defined on compact (○, ●) and beam (□, ■) specimens without (○, □) and with the account (●, ■) of CC for 35ХНЗМФА steel ($\sigma_{0.2} = 730$ МПа).

Інший приклад неоднозначності показника циклічної тріщиностійкості за дотримання умов плоскої деформації стосується впливу масштабного чинника (товщини зразків t) на поріг ΔK_{th} [16]. Загалом і до цього зауважували таку можливість [17, 18], але в праці [16] експериментально доказали, що це пов'язано зі залежністю ЗТ від товщини зразків t . За значних товщин слід брати до уваги полегшене змикання берегів тріщини в центрі зразка за схемою згину балки на двох опорах, в якій t – віддаль між опорами (рис. 6a). Опорами слугують бокові поверхні (затемнені), де в умовах плоского напруженого стану рівень пластичної деформації по товщині t найбільший, тому тут зафіксовано перший контакт берегів тріщини під час розвантаження (відповідає точці С на рис. 4). Оскільки всередині зразка ЗТ менше, а ефективний розмах КІН вищий, то тріщина просувається глибше (тому типову криволінійність фронту тріщини можна пояснити не тільки зміною напруженого стану у її вершині, але і зміною ЗТ). Однак за особливо великих товщин ($t \sim 150$ mm), співмірних з товщиною корпусів реакторів [18], береги тріщини починають контактувати і в центрі зразка (рис. 6b). Тоді створюються умови для автокаталітичного нарощування оксидів на поверхнях руйнування [19], які посилюють ЗТ всередині зразка і призводять до специфічної конфігурації фронту тріщини (рис. 6c) та інверсії впливу товщини зразка на рівень ΔK_{th} – зі зниження до підвищення.

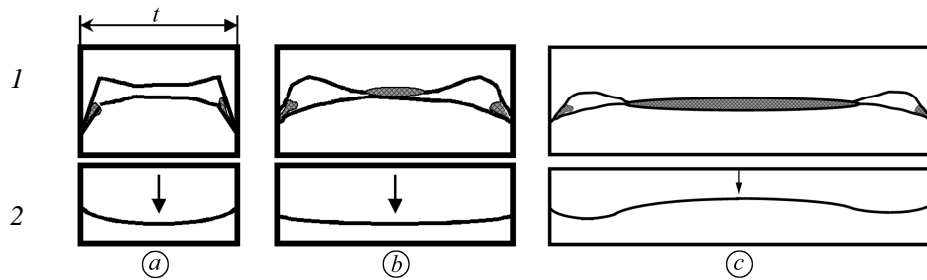


Рис. 6. Схематичне зображення розкриття берегів тріщини (1) і відповідна зміна її фронту (2) для зразків різної товщини t : стрілки вказують напрям росту тріщини; заштриховано зони інтенсивного оксидування.

Fig. 6. Schematic presentation of crack edges opening (1) and corresponding change in its front (2) with different specimen thickness t : arrows indicate crack growth direction; areas of strong oxide formation are shaded.

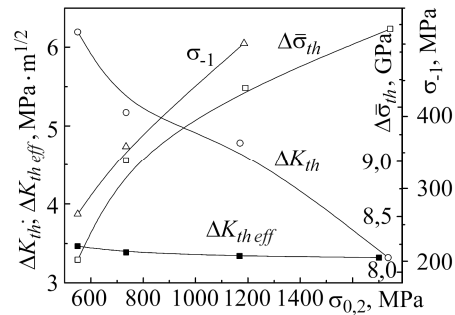
Структурна концепція порогів втоми. Порівняльний аналіз ДКМ для номінальних ΔK_{th} і з урахуванням ЗТ ефективних $\Delta K_{th\,eff}$ порогів втоми вказав на нечутливість характеристики $\Delta K_{th\,eff}$ до міцності сталей (рис. 7) [20, 21], що узгоджувалося зі загальноновизнаними уявленнями. Однак це означає структурну нечутливість показника $\Delta K_{th\,eff}$, а саме його в межах концепції ЗТ вважають механічною рушійною силою росту тріщини. Це підірвало основи структурної механіки втоми руйнування. Для усунення цього протиріччя запропоновано розглядати тріщину як концентратор напружень певного радіуса ρ , а для порогового рівня – як ρ_{th} . Тоді напружений стан у вершині такого концентратора можна наближено описати як порогову напруженість $\Delta \bar{\sigma}_{th} = \Delta K_{th\,eff} / \sqrt{\rho_{th}}$. На прикладі загартованої та відпущеної за різних температур сталі 40X (0,40C–1Cr) експериментально визначено вказані на рис. 7 показники, включаючи ρ_{th} [20]. На відміну від коефіцієнта $\Delta K_{th\,eff}$ показник $\Delta \bar{\sigma}_{th}$ не тільки структурно чутливий, але й змінюється зі зміною міцності сталі, подібно, як границя витривалості σ_{-1} . Звідси випливає принципове твердження, що за коректного оцінювання механічної рушійної сили росту втоми тріщини показником, подібним до $\Delta \bar{\sigma}_{th}$, усуваються протиріччя між залежностями $\sigma_{-1} - \sigma_{0,2}$ та $\Delta \bar{\sigma}_{th} - \sigma_{0,2}$. Параметри σ_{-1} та $\Delta \bar{\sigma}_{th}$ відповідають фізичним уявленням про втому металевих матеріалів. По суті, $\Delta \bar{\sigma}_{th}$ можна розглядати як такий, що еквівалентний границі циклічної мікроплинності сплавів, відповідальної за їх границю витривалості.

Зазначимо, що, одночасно використовуючи концепцію ЗТ та моделювання тріщини надрізом, можна пояснити надвисокі значення $\Delta K_{th\,eff}$ ($6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) для двофазних сталей зі суттєво відмінними властивостями фаз [22]. Для звичайних сталей різної міцності дія двох протидіючих чинників – міцності і концентрації напружень – нівелює структурну чутливість цього показника. Однак для двофазних сплавів реалізується сприятлива комбінація цих чинників: затуплена у в'язкій фазі тріщина своєю вершиною впирається у міцний матеріал, тому перетинає межу поділу фаз за вищого $\Delta K_{th\,eff}$. Переваги таких сталей проявилися саме за припорогового росту тріщини, коли зона передруйнування мала і залежить від властивостей однієї фази.

Зауважимо, що ці матеріалознавчі дослідження супроводжувалися глибоким мікрофрактографічним аналізом [1–4] і сприяли встановленню ролі елементів структури у формуванні опору росту тріщин.

Рис. 7. ДКМ $\Delta K_{th}-\sigma_{0,2}$ і $\Delta K_{th\,eff}-\sigma_{0,2}$ та залежності границі витривалості σ_{-1} і розмаху порогової напруженості $\Delta\bar{\sigma}_{th}$ від $\sigma_{0,2}$ для сталі 40X.

Fig. 7. SSD $\Delta K_{th}-\sigma_{0,2}$ and $\Delta K_{th\,eff}-\sigma_{0,2}$ and the dependences of fatigue limit σ_{-1} and threshold stress intensity $\Delta\bar{\sigma}_{th}$ on $\sigma_{0,2}$ for 40X (0.4C–1Cr) steel.

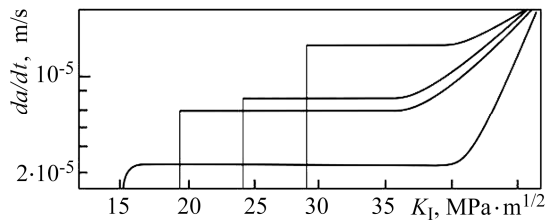


Механіка корозійного руйнування матеріалів. Праці О. М. Романіва у цьому напрямі мали, насамперед, методологічне значення, оскільки регламентували поширення підходів механіки руйнування за дії агресивних середовищ.

Неінваріантність характеристик тріщиностійкості за тривалого статичного навантаження. У праці [23] вперше стверджували про неоднозначність кінетичних діаграм статичного росту тріщини. Досліджували вплив ізобутилового спирту на статичний ріст тріщини у високоміцній сталі 50X. На відміну від загальноприйнятих тоді уявлень про єдину кінетичну залежність “ $da/dt - K_I$ ” встановили, що її визначає початкове значення КІН (рис. 8). Пізніше цей феномен підтвердили і інші дослідники, пояснюючи його з двох позицій: специфікою галуження тріщини та електрохімічних умов в її вершині [3, 24]. Концептуально неоднозначність кінетичних діаграм руйнування може бути і наслідком часових залежностей фізико-хімічних процесів у вершині тріщини [25].

Рис. 8. Кінетичні діаграми “швидкість росту тріщини $da/dt-K_I$ ” для сталі 50X (0,5C–1Cr) в ізобутиловому спирті.

Fig. 8. Kinetic diagrams “crack growth rate $da/dt-K_I$ ” for 50X (0.5C–1Cr) steel in isobutyl alcohol.



Заперечено також умови інваріантності, усталені в механіці руйнування. Зокрема, під час випроб на в'язкість руйнування параметр K_{Ic} часто використовують як критерій, який регламентує розміри, у тому числі товщину t , зразків: $t = 2,5 (K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$. Вплив масштабного чинника на поріг K_{Isc} досліджували на різних за міцністю і в'язкістю руйнування сталях: 45XH2MФА (0,45C–1Cr–2Ni–Mo–V, $\sigma_{0,2} = 1790$ МПа, $K_{Ic} = 41$ МПа·м^{1/2}), 20X (0,2C–1Cr, $\sigma_{0,2} = 1150$ МПа, $K_{Ic} = 124$ МПа·м^{1/2}) і спеціальній сталі типу 15XH5MФ (0,15C–1Cr–5Ni–Mo–V, $\sigma_{0,2} \sim 1100$ МПа, $K_{Ic} \sim 170$ МПа·м^{1/2}).

Зі збільшенням товщини зразків з високоміцної сталі 45XH2MФА рівень K_{Isc} зменшується (рис. 9a, крива 1). При цьому інваріантні мінімальні значення досягаються при $t = 12$ mm, що відповідає умові $t = 500 (K_{Isc} / \sigma_{0,2})^2$. Отже, наведений емпіричний критерій непридатний як умова інваріантності K_{Isc} для високоміцної сталі, хоч і коректний для визначення параметра K_{Ic} . Невідповідність критеріїв для визначення K_{Ic} і K_{Isc} зумовлена заповільненою плинністю матеріалу у вершині тріщини під тривалим статичним навантаженням.

Випробли пластичніших сталей виявили протилежну тенденцію: значення K_{Isc} підвищується зі збільшенням t (рис. 9b). При цьому у всіх випадках воно відповідало лінійній ділянці діаграми “навантаження–розкриття тріщини”, що формально вказувало на дотримання умов плоскої деформації. Проте тривале постійне навантаження супроводжувалося чіткою заповільненою плинністю матеріалу

у вершині тріщини, інтенсивнішою у тонших зразках. Її вплив на напружено-деформований стан оцінювали методом J -інтеграла: обчислювали порогові значення, які реалізуються безпосередньо після активного навантаження (J_{sc}) і витримання зразка під навантаженням упродовж бази випроб (J_{sc}^*). Відмінності у значеннях J_{sc}^* для різних t несуттєві (див. таблицю). Отже, у першому наближенні порогове значення J -інтеграла з урахуванням заповільненої плинності у вершині тріщини (J_{sc}^*) можна вважати інваріантною характеристикою корозійно-статичної тріщиностійкості сталей, яка не залежить від товщини зразків.

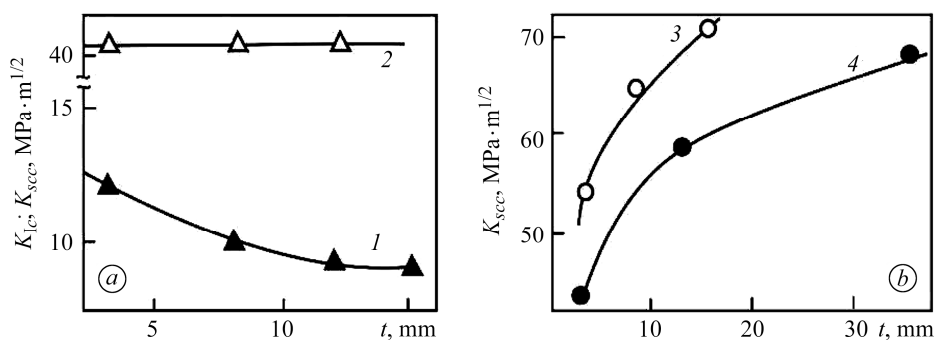


Рис. 9. Залежності параметрів K_{sc} (1–3) і K_{Ic} (2) від товщини t зразків зі сталей 45XH2MΦА (1, 2), 20X (3) і типу 15XH5MΦ (4): 1, 3 – у дистильованій воді; 2 – у повітрі; 4 – у 3 %-му розчині NaCl.

Fig. 9. Dependences K_{sc} (1– 3) and K_{Ic} (2) on specimen thickness t for 45XH2MΦА (1, 2), 20X steels (3) and type 15XH5MΦ (4); 1, 3 – in distilled water; 2 – on air; 4 – in 3% NaCl solution.

Корозійно-статична тріщиностійкість сталі типу 15XH5MΦ

t , mm	J_{sc} , kJ·m ²	K_{Isc} , MPa·m ^{1/2}	J_{sc}^* , kJ·m ²
3	8,9	43,5	19,5
12	16,1	59,0	19,2
35	21,8	68,3	22,0

Якісно відмінний характер впливу жорсткості напруженого стану на поріг корозійно-статичної тріщиностійкості в низько- і високопластичних сталях зумовлений реалізацією різних критеріїв локального руйнування і відповідних механізмів впливу корозивного середовища. Ріст корозійних тріщин у низькопластичних сталях спричинений водневою крихкістю, яка понижує руйнівні напруження в зоні передруйнування, що свідчить про реалізацію силового критерію локального руйнування. З підвищенням пластичності зменшується вірогідність їх водневого окрихчення, і домінуючим стає механізм локального анодного розчинення, інтенсивність якого залежить вже від ступеня деформації матеріалу у вершині тріщини. Зважаючи на це, правомірнішим є деформаційний критерій локального руйнування, який базується на сталості критичної деформації матеріалу у вершині тріщини, тобто критичному розкритті її вершини. За силового критерію локального руйнування і водневого механізму впливу корозивного середовища незалежні від товщини зразків порогові значення корозійно-статичної тріщиностійкості досягаються з виходом залежності K_{sc} – t на мінімальні значення, а за деформаційного і анодного механізму впливу середовища – з її виходом на максимальні значення. Ці особливості дають можливість за характером залежності параметра K_{sc} (J_{sc}) від товщини зразків виявити локальний критерій руйнування і відповідний механізм впливу середовища.

Врахування складної геометрії корозійних тріщин. Корозійним тріщинам властива специфічна геометрія: криволінійність траєкторії, галуження і корозійне затуплення вершини, що суттєво впливає на напружений стан навколо неї. Запропоновано експериментальну методику визначення ефективних КІН K_{Ieff} [25], за якою розраховують ступінь релаксації КІН α : $\alpha = K_{Ic} / K_{Ic}^c$, де K_{Ic}^c – в'язкість руйнування зразків з корозійною тріщиною. На рис. 10 наведено номінальні ($da/dt-K_I$) і ефективні ($da/dt-K_{Ieff}$) кінетичні діаграми росту тріщини для двох систем “сталь-середовище” з чітко вираженим мікро- і макрогалуженням. Якщо на діаграмах у номінальних координатах (криві 1, 3) існує протяжна платоподібна ділянка незалежності швидкості росту тріщини від КІН, то в ефективних (криві 2, 4) вона відсутня. Це вказує на відповідальність галуження для цих систем за плато на традиційних діаграмах.

Рис. 10. Залежності $da/dt-K_I$ (1, 3) і $da/dt-K_{Ieff}$ (2, 3) для: 1, 2 – системи “сталь 45ХН2МФА (відпуск при 400°C)–дистильована вода”; 3, 4 – “сталь 20Х13 (відпуск при 200°C)–3%-й розчин NaCl”.

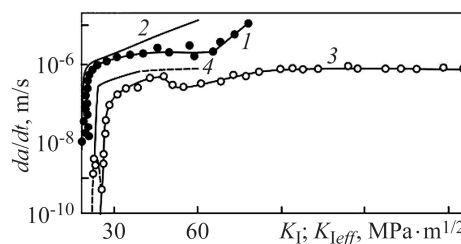


Fig. 10. Dependences of $da/dt-K_I$ (1, 3) and $da/dt-K_{Ieff}$ (2, 3) for: 1, 2 – systems “45ХН2МФА steel (tempering at 400°C)–distilled water”; 3, 4 – “20Х13 steel (tempering at 200°C)–3% NaCl solution”.

Застосування методу J -інтеграла. У праці [26] вперше на той час ґрунтовно проаналізовано практичне застосування методу J -інтеграла Черепанова–Райса для визначення в'язкості руйнування пластичних матеріалів, в публікації [27], імовірно, вперше наведено результати експериментальних оцінок корозійностатичної тріщиностійкості сталей з використанням порогового значення J -інтеграла J_{scc} .

Адсорбційний ефект. Для механіки корозійного руйнування принциповим є питання про достатність механізму адсорбційного зниження поверхневої енергії для зменшення тріщиностійкості матеріалів. Вважали, що усунути прояв інших механізмів впливу середовища можна двома шляхами: використовуючи хімічно інертні, але поверхнево-активні середовища (типу спиртів), або короткочасними випробами на тріщиностійкість K_{Ic} , коли загально визнані механізми локального анодного розчинення чи водневого окрихчення не встигають реалізуватися. Однак залишалися сумніви про несуттєвий вплив завжди присутніх у спиртах додатків води, а через можливий транспорт водню рухомими дислокаціями ставали сумнівними доказові результати випроб на K_{Ic} . Тому, щоб остаточно вирішити ці питання, виконали критичний експеримент для підтвердження механізму адсорбційного зниження міцності на стадії субкритичного росту тріщини [28]. Як винятково поверхнево-активне середовище використовували максимально очищений від води диметилсульфоксид (ДМСО), який відноситься до класу апротонних розчинників і характеризується суттєвою протоніфільністю. В результаті виявили підростання тріщини у ДМСО за КІН, суттєво нижчих за K_{Ic} , що доводило автономність механізму адсорбції для реалізації субкритичного росту тріщини.

Про адсорбційну природу зниження газами циклічної тріщиностійкості металів роблять висновок, аналізуючи вплив інертних газів та вакууму. Такі експерименти з урахуванням ефекту ЗТ виконали на високопластичній сталі 40Х у лабораторному повітрі, вакуумі та осушених менше 2 ppm водні і гелії [29]. Встановили суттєві відмінності в кінетиці припорогового руйнування під час випробувань у різних за складом газоподібних середовищах, а також вакуумі (рис. 11).

Воднева крихкість загалом невласлива пластичним сталям, тому і не виявили значної різниці у швидкостях росту тріщини у газових середовищах. Водночас серед них було і винятково поверхнево-активне середовище (гелій), що вказує на явний його вплив, включаючи і водень, через адсорбційний механізм зниження опору руйнуванню.

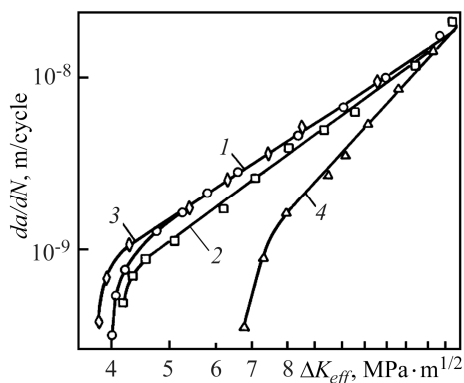


Рис. 11. Ефективна КДВР за асиметрії $R = 0,1$ і частоти $f = 20$ Hz циклу навантаження сталі 40X у повітрі (1), водні (2), гелії (3) та вакуумі (4).

Fig. 11. The effective kinetics diagrams of fatigue crack growth rate at stress ratio $R = 0.1$ and loading frequency $f = 20$ Hz for 40X steel in laboratory air (1), hydrogen (2), helium (3) and vacuum (4).

Дуалізм впливу водню на циклічну тріщиностійкість сталей. Узагальнили [29] відомі дані про вплив газоподібного водню на ефективний поріг втоми $\Delta K_{th\,eff}$ низьколегованих сталей залежно від їх границі плинності (рис. 12), беручи до уваги, що механічну рушійну силу втомного росту тріщини визначають коректно, враховуючи ЗТ. Виявилось, що на протипагу показнику ΔK_{th} водень, в основному, підвищує $\Delta K_{th\,eff}$ ($\beta_{th\,eff} > 1$). Цей позитивний вплив відчутніший зі зниженням міцності матеріалу. Інверсію дії водню на $\Delta K_{th\,eff}$ сталей різної міцності пояснили дуалізмом його впливу на механічну поведінку матеріалу: з одного боку, він понижує опір відриву (зменшує ΔK_{th}), що проявляється у високоміцних сталях, а з іншого – підвищує опір зсуву (збільшує ΔK_{th}), що аналогічне росту опору мікроциклічній деформації і властиве пластичним сталям.

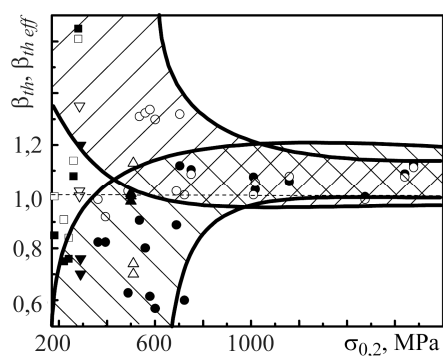


Рис. 12. Зміна ΔK_{th} (темні позначення) та $\Delta K_{th\,eff}$ (світлі) у газоподібному водні порівняно з повітрям за коефіцієнтами β_{th} та $\beta_{th\,eff}$ для конструкційних сталей з різним значенням границі плинності $\sigma_{0,2}$. Коефіцієнти β_{th} та $\beta_{th\,eff}$ характеризують відношення номінального та ефективного порогів втоми у водні та повітрі.

Fig. 12. Change of ΔK_{th} (dark symbols) and $\Delta K_{th\,eff}$ (light symbols) parameters in the gaseous hydrogen comparing to those in air evaluated by coefficients β_{th} and $\beta_{th\,eff}$ for the structural steels of different yield strength level $\sigma_{0,2}$. Coefficients β_{th} and $\beta_{th\,eff}$ characterize the relation correspondingly nominal and effective fatigue thresholds in hydrogen and on air.

Діаграми конструкційної міцності сталей за дії корозивних середовищ.

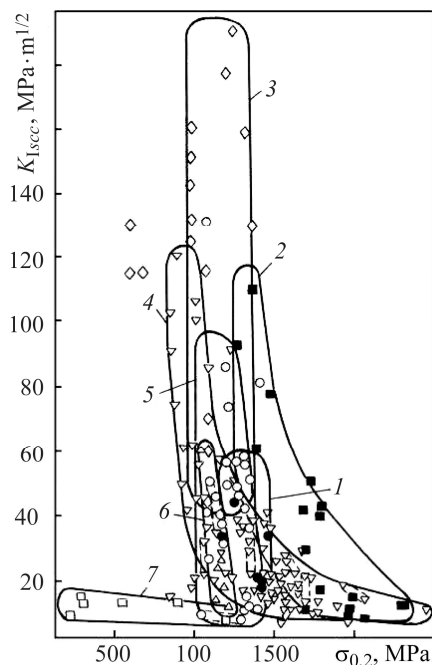
Для огляду корозійно-статичної тріщиностійкості їх будували в координатах $K_{scc}-\sigma_{0,2}$ (рис. 13) [9]. Аналізували різні корозивні середовища: дистильовану воду, 3%-й NaCl та сірководень.

ДКМ побудували і для корозійно-втомного росту тріщини [8], де додатково враховували частоту циклічного навантаження – важливий чинник агресивності корозивного середовища. Виявили, що алюмінієві і титанові сплави за чутливіс-

тю до корозивних середовищ не мають переваг проти залізовуглецевих. Це пояснюють втратою захисних властивостей поверхневих плівок у вершині тріщини за циклічного навантаження.

Рис. 13. ДКМ $K_{I_{sc}}-\sigma_{0,2}$ за випроб у водному розчині NaCl високолегованих нікелем (1), мартенситно-старких (2), хромонікельмолібденових (3), низьколегованих (4), дисперсійно-твердких (5), мартенситних нержавких (6), а також аустенітних нержавких сталей за підвищених температур у воді і водних розчинах $MgCl_2$ і $LiCl$ (7).

Fig. 13. SSD $K_{I_{sc}} - \sigma_{0,2}$ in the NaCl aqueous solution tests for high alloyed by nickel (1), maraging (2), chrome-nickelmolybdenum (3), low alloyed (4), dispersion hardened (5), martensitic stainless (6) steels and also austenitic stainless steels at elevated temperatures in water and aqueous $MgCl_2$ and $LiCl$ solutions (7).



Сьогодні наукову школу О. М. Романіва розвивають, досліджуючи корозійно-водневу деградацію конструкційних сталей тривалої експлуатації як стадію, що передує розвитку в метали магістральних тріщин [30]. Корозивні середовища з наводнювальними властивостями пришвидшують втрату вихідних механічних та корозійно-механічних властивостей через інтенсивний розвиток розсіяної в об'ємі матеріалу пошкодженості [31]. На цій основі розробляють лабораторні експрес-методи деградації сталей [32, 33]. Виявлено, що підходи механіки руйнування найчутливіші для її оцінювання [30, 31], а електрохімічні – ефективні для розроблення неруйнівних методів контролю поточних механічних властивостей сталей [34, 35].

ВИСНОВКИ

Проаналізовано вклад О. М. Романіва в розвиток структурної механіки руйнування та механіки корозійного руйнування матеріалів, зокрема, металів. Структурна механіка руйнування ґрунтується на побудові діаграм конструкційної міцності, які характеризують одночасно міцність і тріщиностійкість матеріалу. Оцінено вплив різних структурних чинників на характер таких діаграм за статичного і циклічного навантажень. Запропоновано структурну концепцію порогів втоми, яка враховує закриття і геометрію втомних тріщин. Використовуючи механіку корозійного руйнування металів, слід врахувати складну геометрію корозійних тріщин та застосувати метод J -інтеграла. Виокремлено роль адсорбційного ефекту у зниженні тріщиностійкості, неінваріантність показників корозійної тріщиностійкості матеріалів, а також дуалізм впливу водню на циклічну тріщиностійкість сталей різної міцності.

РЕЗЮМЕ. В ознаменування 100-летия Национальной академии наук Украины и 90 лет со дня рождения выдающегося украинского ученого, активного организатора науки и общественного деятеля О. Н. Романова проанализирован его вклад в физико-химическую механику материалов на основе результатов развитых им структурной механики и механики коррозионного разрушения металлов.

SUMMARY. In commemoration of centenary of the National Academy of Science of Ukraine and 90 years from birth of the prominent Ukrainian scientist, active organizer of science and public figure O. M. Romaniv, his contribution to physicochemical mechanics of materials on the basis of his development of structural fracture mechanics and mechanics of corrosion fracture of metals has been analysed.

1. *Романів О. М., Зима Ю. В., Карпенко Г. В.* Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 208 с.
2. *Романів О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
3. *Романів О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 294 с.
4. *Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин, Н. А. Махутов, М. М. Стадник.* – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.
5. *Романів О. Н.* Структурная механика разрушения – новое перспективное направление в проблеме разрушения металлов // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – **17**, № 4. – С. 28–45.
(*Romaniv O. N.* Structural fracture mechanics – a new and promising direction in the problem of the fracture of metals // *Soviet Materials Science.* – 1982. – **17**, № 4. – P. 314–328.)
6. *Романів О. М.* Структурна механіка руйнування і керування властивостями конструкційних сплавів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – **41**, № 4. – С. 99–106.
(*Romaniv O. M.* Structural fracture mechanics and control of the properties of structural alloys // *Materials Science.* – 2005. – **41**, № 4. – P. 538–546.)
7. *Романів О. Н., Ткач А. Н., Симинькович В. Н.* Структура и припороговая усталость сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – **19**, № 4. – С. 19–33.
(*Romaniv O. N., Tkach A. N., Simin'kovich V. N.* Structure and near-threshold fatigue of steels // *Soviet Materials Science.* – 1984. – **19**, № 4. – P. 272–285.)
8. *Романів О. Н., Никифорчин Г. Н., Вольдемаров А. В.* Коррозионно-циклическая трещиностойкость: закономерности формирования порогов и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – **21**, № 3. – С. 7–20.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Vol'demarov A. V.* Cyclic-corrosion crack resistance: Rules of the formation of thresholds and life capabilities of various structural alloys // *Soviet Materials Science.* – 1985. – **21**, № 3 – P. 195–207.)
9. *Романів О. Н., Никифорчин Г. Н., Студент А. З.* Порог коррозионно-статической трещиностойкости как характеристика конкурентной способности различных конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – **21**, № 2. – С. 20–32.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Student A. Z.* Threshold of corrosion-static crack resistance as a characteristic of the competitive capacity of different constructional alloys // *Soviet Materials Science.* – 1985. – **21**, № 2 – P. 118–129.)
10. *Романів О. Н., Ткач А. Н., Вольдемаров А. В.* Об одном способе комплексного повышения механических свойств низкоотпущенных конструкционных сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1979. – **15**, № 4. – С. 71–77.
(*Romaniv O. N., Tkach A. N., Vol'demarov A. V.* Method of complex improvement of the mechanical properties of low-tempered structural steels // *Soviet Materials Science.* – 1980. – **15**, № 4 – P. 373–378.)
11. *Романів О. М., Василів Б. Д.* Деякі особливості формування конструктивної міцності керамічних матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 2. – С. 7–17.
(*Romaniv O. M., Vasylyiv B. D.* Some features of formation of the structural strength of ceramic materials // *Materials Science.* – 1998. – **34**, № 2 – P. 149–161.)
12. *Elber W.* Fatigue crack closure under cyclic tension // *Eng. Fract. Mech.* – 1970. – **2**, № 1. – P. 37–45.
13. *Оценка эффекта закрытия усталостных трещин / Г. Н. Никифорчин, Б. Н. Андрусив, А. В. Вольдемаров, М. А. Куцын // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – **18**, № 5. – С. 100–103.*

14. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н. Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – **19**, № 3. – С. 47–61.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Andrusiv B. N. Effect of crack closure and evaluation of the cyclic crack resistance of constructional alloys // Soviet Materials Science. – 1983. – 19, № 3 – P. 212–225.*)
15. Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н., Козак Л. Ю. Влияние геометрии образцов на припороговый рост усталостных трещин в пластичной стали // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – **19**, № 4. – С. 123–124.
16. Влияние масштабного фактора на циклическую трещиностойкость пластичных сталей в низкоамплитудной области нагружения / Г. Н. Никифорчин, А. А. Попов, Б. Н. Андрусив, Ю. В. Зима // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – **21**, № 4. – С. 57–64.
(*Nikiforchin G. N., Popov A. A., Andrusiv B. N., Zima Yu. V. Influence of the scale factor on the cyclic crack resistance of plastic steels in the low-amplitude area of loading // Soviet Materials Science. – 1986. – 21, № 4 – P. 347–353.*)
17. Musuva J. K. and Radon J. C. Fatigue crack growth at low stress intensities // Materials Expertise and Design in Fatigue: Proc. on the Intern. Conf. on Fatigue. – Warwick. – 1981. – P. 106–116.
18. Влияние размеров образца на трещиностойкость корпусных теплоустойчивых сталей / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский, В. Г. Каплуненко, П. В. Ясний, Г. П. Карзов, Б. Т. Тимофеев, В. П. Леонов // Проблемы прочности. – 1982. – № 10. – С. 3–11.
19. Романив О. Н., Ткач А. Н., Ленец Ю. Н. О возможном нарушении инвариантности кинетических диаграмм усталостного разрушения, вызываемом явлением закрытия трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – **20**, № 6. – С. 62–70.
(*Romaniv O. N., Tkach A. N., Lenets Yu. N. Possible disturbance of invariance of fatigue failure curves caused by the phenomenon of crack closure // Soviet Materials Science. – 1985. – 20, № 6 – P. 562–569.*)
20. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н. Влияние закрытия и геометрии усталостных трещин на структурную чувствительность припороговой усталости сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – **20**, № 1. – С. 71–77.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Andrusiv B. N. Influence of fatigue crack closure and geometry on the structural sensitivity of the near-threshold fatigue of steels // Soviet Materials Science. – 1984. – 20, № 1 – P. 62–67.*)
21. Романив О. Н. Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – **22**, № 1. – С. 106–115.
(*Romaniv O. N. A structural concept of the fatigue limit of structural alloys // Soviet Materials Science. – 1986. – 22, № 1 – P. 103–112.*)
22. Рост усталостных трещин в двухфазной ферритно-мартенситной стали / А. Н. Ткач, Н. М. Фонштейн, В. Н. Симиныкович, А. Н. Борцов, Ю. Н. Ленец // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – **20**, № 5. – С. 45–51.
(*Tkach A. N., Fonshtein N. M., Simin'kovich V. N., Bortsov A. N., Lenets Yu. N. Fatigue crack growth in a dual-phase ferritic-martensitic steel // Soviet Materials Science. – 1985. – 20, № 5. – P. 448–453.*)
23. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Деев Н. А. Кинетические эффекты в механике замедленного разрушения высокопрочных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – **12**, № 4. – С. 9–24.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Deev N. A. Kinetic effects in the mechanics of delayed fracture of high-strength alloys // Soviet Materials Science. – 1977. – 12, № 4. – P. 347–360.*)
24. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
25. О двух особенностях оценки коррозионной трещиностойкости конструкционных сплавов / О. Н. Романив, Г. Н. Никифорчин, А. З. Студент, О. Т. Цирульник // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – **18**, № 1. – С. 35–43.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Student A. Z., Tsurul'nik A. T. Two features in rating the corrosion crack resistance of constructional alloys // Soviet Materials Science. – 1982. – 18, № 1. – P. 30–40.*)

26. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н. Использование метода *J*-интеграла для оценки трещиностойкости конструкционных материалов // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – **14**, № 3. – С.80–95.
(Romaniv O. N., Nikiforchin G. N. An investigation of the *j*-integral method for rating the crack resistance of constructional materials (a review) // Soviet Materials Science. – 1978. – **14**, № 3. – P. 296–308.)
27. Никифорчин Г. Н., Калмыков В. В., Студент А. З. Оценка трещиностойкости строительных сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – **14**, № 2. – С. 34–38.
(Nikiforchin G. N., Kalmykov V. V., Student A. Z. Rating the crack resistance of structural steels // Soviet Materials Science. – 1978. – **14**, № 2. – P. 139–143.)
28. *The effect of adsorption-chemical interaction for metal-environment system in stress corrosion cracking* / T. R. Agladze, Ya. M. Kolotyркин, O. N. Romaniv, and G. N. Nikiforchin // Proc. 4th Japan-USSR corrosion seminar. – Tokyo: Japan Soc. Corr. Eng. – 1985. – P. 256–269.
29. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Козак Л. Ю. Циклическая трещиностойкость конструкционных сталей в газообразном водороде // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – **22**, № 5. – С. 3–15.
(Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Kozak L. Yu. Cyclic crack resistance of constructional steels in gaseous hydrogen // Soviet Materials Science. – 1987. – **22**, № 5. – P. 439–450.)
30. *Технічна діагностика матеріалів і конструкцій: Довідн. пос. / Під заг. ред. З. Т. Назарчука. Т. 1: Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів // Є. І. Крижанівський, О. П. Остап, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, П. В. Ясній. – Львів: Простір-М, 2016. – 360 с.*
31. Panasyuk V., Nykyforchyn H. Properties degradation of pipeline steels caused by long-term service in hydrogen enriched environments // 19th Europ. Conf. on Fracture 2012 (ECF-19), Kazan, Russia, 26–31 August 2012. – Curran Associates, Inc., 2016. – **Vol. 1**. – P. 1–11.
32. Student O. Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermo-cycling // Физ.-хим. механика материалов. – 1998. – **34**, № 4. – С. 45–52.
(Student O. Z. Accelerated method for hydrogen degradation of structural steel // Materials Science. – 1998. – **34**, № 4. – P. 497–507.)
33. *Метод лабораторної деградації конструкційних сталей / О. Т. Цирульник, Н. В. Крет, В. А. Волошин, О. І. Звірко // Физ.-хим. механика материалов. – 2017. – **53**, № 5. – С. 85–93.*
34. *Технічна діагностика матеріалів і конструкцій: довідн. пос. / Під заг. ред. З. Т. Назарчука. Т. 6: Електрохімічні методи моніторингу деградації матеріалу конструкцій // В. І. Похмурський, І. М. Дмитрах, М.С. Хома, О. Т. Цирульник, М. Д. Сахненко, Ю. С. Герасименко. – Львів: Простір-М, 2017. – 302 с.*
35. Звірко О. І. Електрохімічні методи оцінювання деградації конструкційних сталей тривалої експлуатації // Физ.-хим. механика материалов. – 2016. – **52**, № 4. – С. 126–131.
(Zvirko O. I. Electrochemical methods for the evaluation of the degradation of structural steels intended for long-term operation // Materials Science. – 2016. – **52**, № 4. – P. 588–594.)

Одержано 22.01.2018