

УДК 620.17:621.181

АДСОРБЦІЙНО-ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ТЕОРІЯ КОРОЗІЙНОЇ ВТОМИ МЕТАЛІВ

В. І. ПОХМУРСЬКИЙ

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

Показано роль Г. В. Карпенка у дослідженні корозійно-втомного руйнування металів, проаналізовано основні відмінності такого руйнування від втоми металів у повітрі. Наведено результати досліджень корозійної втоми нержавних сталей, запропоновано нові підходи до визначення границі корозійної втоми корозійнотривких сталей і сплавів на основі їх електрохімічних досліджень під час навантаження.

Ключові слова: *границя втоми, корозійна втома, електродний потенціал, криві поляризації, корозійна нержавна сталь.*

Корозійна втома – один із найрозповсюдженіших видів руйнування металів. Практично усі сплави на основі Fe, Al, Mg, Cu, Ni, Ti та інших металів за певних умов схильні до корозійної втоми, яка протікає за одночасної дії на них циклічних механічних навантажень та агресивного середовища. Дослідження цього процесу в Україні започаткував Г. В. Карпенко в 50-их роках минулого століття [1–7].

На основі аналізу цих праць сформульовано такі ознаки і закономірності корозійно-втомного руйнування металів [8]:

- відсутність фізичної границі корозійної втоми металів, тобто постійне зниження руйнівного циклічно-змінного напруження зі збільшенням кількості циклів навантажень;
- відсутність кореляції між механічними властивостями металу, визначеними за статичного або циклічного навантаження, та границею корозійної втоми;
- відсутність кореляції між корозійною тривкістю металу в ненапруженому стані та границею корозійної втоми;
- підвищена, порівняно з повітрям, чутливість металу в корозивному середовищі до форми циклу і частоти навантаження;
- інверсія масштабного ефекту, тобто підвищення границі корозійної втоми вуглецевих і низьколегованих сталей та сплавів на основі алюмінію зі збільшенням поперечного перерізу металовиробу;
- зниження чутливості за корозійної втоми до мікрогеометрії поверхні деталі порівняно з випробуваннями на повітрі;
- специфічний багатоплощинний характер руйнування, що пов'язано із розвитком у початковий період руйнування великої кількості тріщин, а не однієї, як у повітрі;
- неадитивність впливу на корозійну витривалість концентрації напружень та корозивного середовища.

Проте вказані закономірності не завжди можна переносити на усі сталі та сплави. Наприклад, для високолегованих корозійнотривких сталей та титано-

вих сплавів у 3%-му розчині NaCl інверсія масштабного фактора відсутня, хоча опірність корозійно-втомному руйнуванню знижується. Тому виникла потреба цілеспрямовано вивчити корозійно-втомну поведінку нержавних сталей, і такі дослідження започаткував Г. В. Карпенко та розвинули пізніше його учні та послідовники [9–16].

Розвиток науки про корозійну втому і накопичення дослідних даних дали можливість Г. В. Карпенкові на основі електрохімічної теорії корозії і теорії адсорбційного полегшення деформації і руйнування твердих тіл П. А. Ребіндера [17] запропонувати адсорбційно-електрохімічну теорію корозійної втоми [18, 19]. Ця теорія одержала широке визнання і пізніше доповнена Г. В. Карпенком уявленнями про окрихчувальну роль водню [20]. Схема запропонованого механізму руйнування зводиться до того, що на початку прикладання циклічних напружень відбуваються мікродеформації металу, а також адсорбційні, дифузійні і корозійні процеси, які посилює деформація. Корозивне середовище розчиняє анодні ділянки поверхні металу. Але швидше за корозію протікає адсорбція поверхнево-активних компонентів середовища – іонів або молекул з електролітів. За водневої деполяризації паралельно з електрохімічним розчиненням протікає адсорбція іонів водню, яка викликає термодинамічно неминучу зміну міцності металу [17]. За циклічного навантаження це проявляється в зміні витривалості – явищі адсорбційної втоми [2]. Адсорбція, полегшуючи роботу приповерхневих джерел дислокацій, їх вихід на поверхню, інтенсифікує зсувні процеси і, відповідно, мікродеформацію (ефект Ребіндера).

Вагомість впливу на витривалість металів окремих процесів, які протікають на циклічно деформованій поверхні в корозивному середовищі, залежно від рівня прикладених навантажень може бути різною. Циклічні напруження спричиняють зсуви з надривами, на основі яких виникають втомні тріщини [17], де локалізується анодний процес. Запропонована Г. В. Карпенком теорія дає можливість пояснити низку явищ, котрі не можна досягнути з тверджень електрохімічної теорії корозійної втоми. Наприклад, стає зрозумілою неможливість відновлення втомної міцності сталі в корозивних середовищах до її значення в повітрі катодним захистом від зовнішнього джерела струму, що пояснюють проявом адсорбційної і водневої втоми.

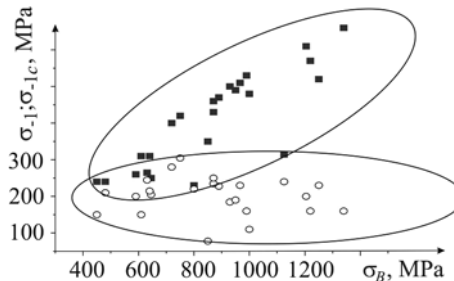
Розвиток підходів Г. В. Карпенка до вивчення корозійної втоми нержавних сталей. Г. В. Карпенко встановив, що для вуглецевих і низьколегованих сталей вплив структури на витривалість істотніший у повітрі, ніж у корозивному середовищі. За корозійної втоми сталі з мартенситною структурою чутливіші до впливу хлоридовмісних розчинів, ніж сталі з перліт-феритною, сорбітною або трооститною [5]. Залежності корозійної витривалості нержавних сталей від структури мають свої відмінності. Виявлено (рис. 1), що для корозійнотривких сталей, як і для вуглецевих та низьколегованих, чітко проявляється тенденція до підвищення границі втоми (σ_{-1}) зі збільшенням границі міцності (σ_B) і значно менший її вплив на границю корозійної втоми (σ_{-1c}). Схильність до корозійної втоми цих сталей зростає в такій послідовності: аустенітний–аустенітно-феритний–феритний–аустенітно-мартенситний–мартенситно-феритний–мартенситний клас. Отже, сталі з мартенситною структурою найчутливіші до корозійної втоми.

Розглянуто залежність корозійної витривалості цих сталей від вмісту в них хрому та нікелю. Зі збільшенням концентрації цих елементів, як і їх еквівалентів, у сталях одного класу схильність до корозійної втоми змінюється

менше, ніж зі зміною структурного стану за практично однакового вмісту компонентів (рис. 2). Висока корозійна витривалість сталей, що містять аустеніт, мало залежить від того, якими елементами його стабілізують (Ni, Mn, N, C). Протилежний вплив ферито- та аустенітотвірних компонентів добре простежується на сталях аустенітно-мартенситного класу [21].

Рис. 1. Залежність границі втоми у повітрі (■) та в 3%-му водному розчині NaCl (○) від границі міцності нержавних сталей, що містять 12...26% хрому.

Fig. 1. Dependence of fatigue limit in air (■) and in 3% NaCl water solution (○) on ultimate strength of stainless steels, that contain 12...26% of chrome.



Отже, вплив хімічного складу цих сталей на корозійну витривалість значно слабший, ніж структури, і проявляється лише тоді, коли супроводжується зміною їх фазового складу.

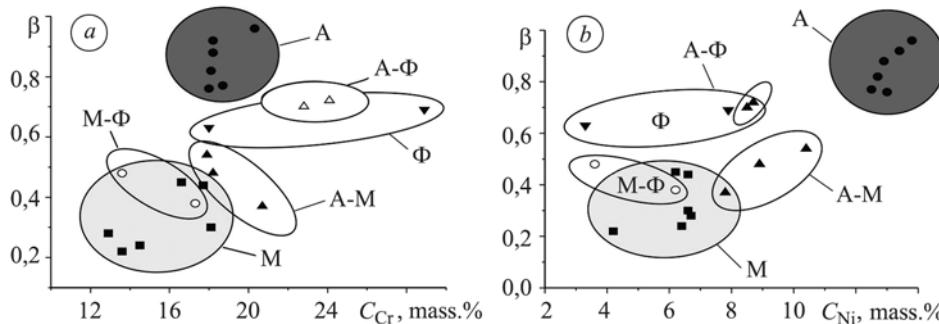


Рис. 2. Залежність коефіцієнта циклічної міцності ($\beta = \sigma_{-1c}/\sigma_{-1}$) за впливу середовища від еквівалента хрому (a) та нікелю (b) в сталях різних класів: М – мартенситний; А-М – аустенітно-мартенситний; М-Φ – мартенситно-феритний; А-Φ – аустенітно-феритний; А – аустенітний; Φ – феритний.

Fig. 2. Dependence of a cyclic strength coefficient ($\beta = \sigma_{-1c}/\sigma_{-1}$) under the influence of environment on the chrome (a) and nickel (b) equivalent in steels of different grades: М – martensitic; А-М – austenitic-martensitic; М-Φ – martensitic-ferritic; А-Φ – austenitic-ferritic; А – austenitic; Φ – ferritic.

Для виявлення визначальних факторів схильності нержавних сталей до корозійної втоми виконано комплекс електрохімічних досліджень під час їх руйнування. Випробовували, використовуючи криві струм поляризації–кількість циклів навантажень ($i_{pol} - N$) за потенціалу поляризації, рівного корозійному недеформованих зразків ($E_{pol} = E_{cor}$). При цьому немає напружень поляризації і струм дорівнює нулю, а його зміна пов'язана винятково із деформаційною активацією поверхні. На основі цих залежностей для сталей різних класів побудована типова крива, на якій виділено окремі періоди (стадії) корозійно-втомного руйнування: I – пасивація циклічно деформованого металу і початок зародження корозійно-втомних тріщин; II – їх підростання; III – ріст магістральної тріщини; IV – повне руйнування зразка (рис. 3).

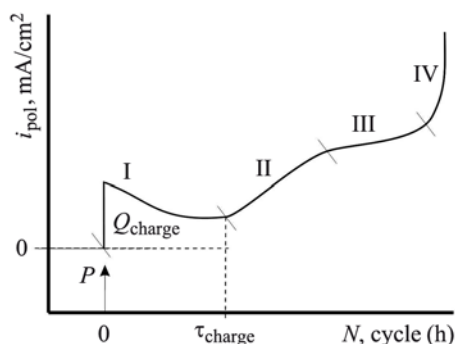


Рис. 3. Типова крива залежності густини струму поляризації при $E_{\text{pol}} = E_{\text{cor}}$ від кількості циклів (часу) деформування нержавних сталей різних класів; P – прикладання циклічного навантаження; Q_{charge} – кількість електрики, що відповідає деформаційному розчиненню металу впродовж періоду зародження тріщин; τ_{charge} – час зародження корозійно-втомних тріщин. Періоди руйнування: I – зародження багатьох мікротріщин; II – їх підростання; III – ріст магістральної тріщини; IV – повне руйнування зразка.

Fig. 3. A typical curve of the dependence of polarization current density at $E_{\text{pol}} = E_{\text{cor}}$ on the number of cycles (time) of different grades stainless steels deformation; P is application of cyclic loading; Q_{charge} is an amount of electricity which corresponds to deformation dissolution of metal during crack initiation period; τ_{charge} is time of corrosion-fatigue cracks initiation. Periods of fracture: I is initiation of many microcracks; II their propagation; III is a main crack propagation; IV is complete fracture of a specimen.

На основі залежностей $i_{\text{pol}} - N$ для різних сталей розраховано кількість електрики (Q_{charge}), затраченої на додаткове розчинення металу внаслідок циклічного деформування впродовж інкубаційного періоду, і масу розчиненого при цьому металу:

$$Q_{\text{charge}} = \int_0^{\tau_{\text{charge}}} i_{\text{pol}}(\tau) d\tau. \quad (1)$$

Величина Q_{charge} характеризує електрохімічну активацію металу внаслідок деформації впродовж всього періоду зародження тріщин. Адекватно оцінити деформаційне пришвидшення розчинення сталей та його вплив на їх витривалість можна, лише порівнюючи із корозійним розчиненням недеформованого металу, яке пропорційне корозійному струму (i_{cor}) і, відповідно, кількості електрики Q_{cor} , що відповідає корозії недеформованого металу. Відношення цих величин $\alpha = Q_{\text{charge}} / Q_{\text{cor}}$ характеризуватиме додаткове відносне деформаційне розчинення металу внаслідок прикладення циклічних напружень [22, 23].

Залежність $\alpha = Q_{\text{charge}} / Q_{\text{cor}}$ від рівня напружень є дзеркальним відображенням кривих втоми (рис. 4). За амплітуди циклічних напружень, близьких до границі корозійної втоми, величина α знаходиться в інтервалі $10^{-1} \dots 10^{-2}$, який можна вважати критичним, бо якщо $\alpha > 10^{-1}$, різко зростає імовірність корозійно-втомного руйнування, а коли $\alpha < 10^{-2}$, воно не відбувається. Це свідчить, що відносне деформаційне розчинення корелює із корозійною витривалістю цих сталей і характеризує процеси, відповідальні за зниження границі втоми в хлоридовмісних середовищах.

Дослідженнями характеру репассивації нержавних сталей різних класів після їх зачищення скляним різцем виявлено, що основну роль у гальмуванні розчинення механічно активованої поверхні відіграють швидкодійні адсорбційні процеси, а не ріст і трансформація поверхневої плівки впродовж $\tau > 0,01$ s. Це дало можливість зробити висновок, що схильність нержавних сталей до корозійної втоми більше залежить від інтенсивності пошкодження пасивної плівки, ніж її відновлення впродовж цього часу [24].

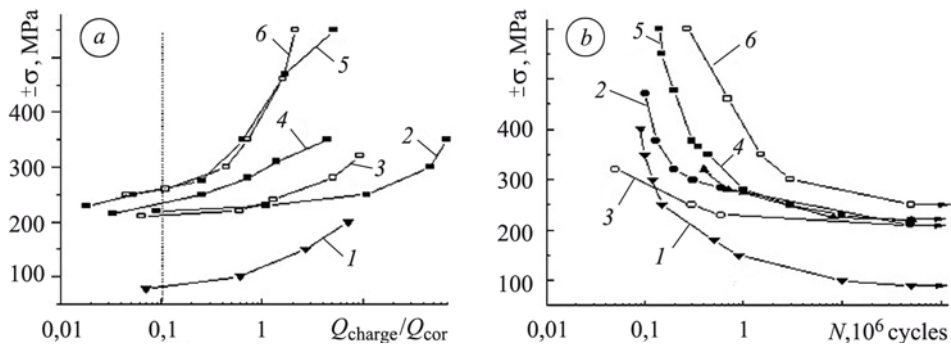


Рис. 4. Залежність відносного деформаційного розчинення від рівня циклічних напружень (а) та криві втоми (б) сталей: 1 – 20Х13; 2 – 08Х18Г12Н5АБ; 3 – 08Х18Н10Т; 4 – 08Х26Н5М2; 5 – 08Х17Н6Т; 6 – 09Х17Н7Ю.

Fig. 4. Dependence of relative deformation dissolution on the level of cyclic stresses (a) and fatigue curves (b) of steels: 1 – 20Х13; 2 – 08Х18Г12Н5АБ; 3 – 08Х18Н10Т; 4 – 08Х26Н5М2; 5 – 08Х17Н6Т; 6 – 09Х17Н7Ю.

Аналіз закономірностей зміни електрохімічних властивостей деформованих сталей під час зародження тріщин виявив взаємозв'язок між відносним деформаційним розчиненням (α) за навантажень, рівних границі втоми на повітрі, та коефіцієнтом циклічної міцності за впливу середовища (β). Ця залежність (рис. 5) описує ріст схильності до корозійної втоми сталей зі зростанням значень електрохімічного параметра, що характеризує стадію зародження тріщин [25].

Рис. 5. Залежність відносного деформаційного розчинення впродовж періоду зародження тріщин від коефіцієнта циклічної міцності за впливу середовища для сталей: 1 – 08Х17Н6Т; 2 – 09Х17Н7Ю; 3 – 10Х26Н5М2; 4 – 08Х18Н10Т; 5 – 08Х18Г12Н5АБ.

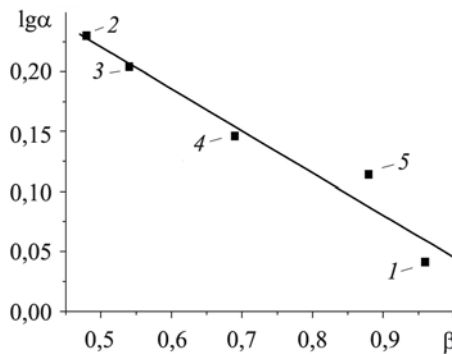


Fig. 5. Dependence of relative deformation dissolution during cracks initiation on cyclic strength coefficient under influence environment for steels: 1 – 08Х17Н6Т; 2 – 09Х17Н7Ю; 3 – 10Х26Н5М2; 4 – 08Х18Н10Т; 5 – 08Х18Г12Н5АБ.

Для неї одержано аналітичний вираз, що справджується із надійністю $p = 0,975$:

$$\lg \alpha = 0,396 - 0,351\beta. \quad (2)$$

Підставивши в (2) $\alpha = Q_{\text{charge}} / Q_{\text{cor}}$, та $\beta = \sigma_{-1c} / \sigma_{-1}$, одержали рівняння для розрахунку границі корозійної втоми:

$$\sigma_{-1c} = \sigma_{-1}[1,128 - 2,849 \lg(Q_{\text{charge}} / Q_{\text{cor}})]. \quad (3)$$

Використовуючи рівняння (3), розрахували границю корозійної втоми. Як видно з таблиці, для досліджених сталей значення різняться максимально на $\sim 8,1\%$.

Для перевірки можливості розширення вищенаведених міркувань і на інші сталі та сплави, що пасивуються в корозивному середовищі, аналогічно досліджували сталі 15X2МФА та 15X2НМФА, що використовують в атомній енергетиці, у водному розчині борної кислоти (12 г H_3BO_3 на 1 л + КОН, до рН 8, $t = 80 \pm 3^\circ C$). Розрахована границя корозійної втоми для сталі 15X2МФА становить 402 МПа, а для 15X2НМФА – 299 МПа. Вони відрізняються від експериментальних значень відповідно на 10,7 та 12,1%, що свідчить про задовільну збіжність результатів.

**Порівняння розрахункових і експериментальних значень
границі корозійної втоми для сталей та сплавів**

Сталь	σ_{-1} , МПа	$\alpha = Q_{charge} / Q_{cor}$	σ_{-1c} , МПа		
			експер.	розрах.	похибка, %
08X18H10T	240	1,30	210	193	8,1
08X18Г12Н5АБ	230	1,09	220	232	5,5
08X17H6T	470	1,71	228	222	2,6
09X17H7Ю	460	1,59	250	251	0,4
10X26H5M2	310	1,41	215	221	2,8
08X17H5M3	520	1,80	185	200	8,1
15X2МФА	500	1,20	450	402	10,7
15X2НМФА	420	1,29	340	299	12,1
D16T	175	1,37	125	129	3,2

Рівняння (3) використали також для визначення границі корозійної втоми дуралюмінію Д16Т у дистильованій воді, в якій він пасивується [26]. Похибка між експериментальним і розрахованим значенням становила всього ~3,2%. Однак у хлоридовмісному розчині, в якому сплав Д16Т кородує в електрохімічно-активному стані, розраховане значення σ_{-1c} перевищує експериментальне більше ніж утричі.

Можна стверджувати, що схильність пасивних сталей та сплавів до корозійної втоми в середовищах визначає інтенсивність мікродеформації поверхневих шарів металу, яка призводить до утворення локальних пошкод і зародження від них тріщин, а електрохімічні властивості циклічно деформованих металів відтворюють ці процеси.

Важливість встановленої залежності полягає ще й у тому, що вона може бути основою для розробки пришвидшених методів оцінки границі корозійної втоми корозійнотривких сталей та сплавів [27, 28]. Особливістю одержаного співвідношення є ще й те, що для визначення σ_{-1c} не треба руйнувати зразки, достатньо дослідити лише період зародження тріщин. Отже, використовуючи електрохімічні характеристики деформованих металів, можна порівняльно оцінити їх роботоzдатність у тих чи інших середовищах.

Тісний зв'язок параметра α із корозійною витривалістю та існування інтервалу його критичних значень нагтовхує на думку про можливість існування граничних значень i_{pol} , що відповідають циклічним напруженням, за яких корозійно-втомне руйнування в заданих умовах не відбуватиметься. Загалом це спостерігатиметься, коли механічні напруження не спричинять руй-

нування пасивної плівки. При цьому електрохімічні властивості сталей та сплавів не повинні змінюватися.

Аналіз характеру зміни електрохімічних параметрів нержавних сталей за циклічних напружень, рівних границі корозійної втоми, показав, що максимальна величина зміщення струму поляризації в цих умовах дорівнює $(1,0 \dots 1,6) \cdot 10^{-5}$ mA/cm² і після певної кількості циклів навантаження знижується до нуля і змінює свій знак (рис. 6). Максимальне зміщення електродного потенціалу при цьому $\Delta E = 0,008 \dots 0,020$ V. Після базової кількості циклів деформування порівняно із початковими значеннями також у $\sim 1,6$ – $2,4$ рази знижуються корозійні струми та зростають на $\sim 0,02 \dots 0,06$ V потенціали пітінгоутворення, що свідчить про деяке поліпшення захисних властивостей поверхневих пасивувальних плівок. Це пов'язано із різним впливом деформації на селективне розчинення компонентів нержавних сталей, що сприяє збагаченню їх поверхні хромом та нікелем [29]. Зростання корозійної тривкості сталей, в свою чергу, може бути передумовою зростання їх корозійної витривалості.

Рис. 6. Залежність струму поляризації за $E_{pol} = E_{cor}$ від кількості циклів деформування при $\pm\sigma = \sigma_{-1c}$ для сталей: 1 – 08X18H10T; 2 – 08X18Г12Н5АБ; 3 – 09X17H7Ю; 4 – 08X17H6T; 5 – 08X26H5M2; 6 – 20X13.

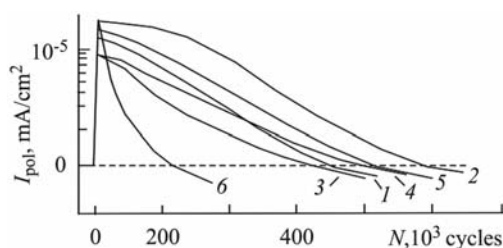


Fig. 6. Polarization current dependence at $E_{pol} = E_{cor}$ on a number of deformation cycles at $\pm\sigma = \sigma_{-1c}$ for steels: 1 – 08X18H10T; 2 – 08X18Г12Н5АБ; 3 – 09X17H7Ю; 4 – 08X17H6T; 5 – 08X26H5M2; 6 – 20X13.

Зі зменшенням рівня циклічних навантажень нижче границі корозійної втоми нержавних сталей початкові зміни потенціалу та струму поляризації не фіксуються для сталі 20X13, якщо $\pm\sigma \leq 30$ МПа, для 08X17H6T, якщо $\pm\sigma \leq 180$ МПа, а для 08X18Г12Н5АБ, коли $\pm\sigma \leq 200$ МПа. За цих напружень умови утворення корозійно-втомних пошкод відсутні – пасивна плівка не руйнується і електрохімічна активація відсутня. Випробування зразків із цих сталей, відповідно, за напружень $\pm\sigma = 50; 180; 220$ МПа впродовж 150×10^6 cycles не викликали їх руйнування.

Таким чином, можна стверджувати, що у широковживаному в експериментах корозивному середовищі – хлоридовмісних розчинах – для корозійно-тривких сталей та сплавів, руйнування яких визначають пошкодження внаслідок пришвидшеного розчинення мікрдеформованих ділянок поверхні, теж може існувати такий рівень циклічних напружень, який не викликає незворотних змін, що призводять до руйнування зразків. Ґрунтуючись на цих дослідженнях, розробили перший метод пришвидшеного визначення границі корозійної втоми сталей та сплавів [30].

Для оцінки впливу адсорбційного фактора зниження витривалості сталей у хлоридовмісних середовищах вивчали вплив катодної поляризації на корозійну втому. Відомо, що тоді швидкість анодних процесів може знизитися практично до нуля, тому електрохімічний фактор корозійно-втомного руйнування можна знехтувати.

Встановлено (рис. 7), що за потенціалів $-0,90 \pm 0,02$ V для сталі 20X13 та $-0,8 \pm 0,02$ V для сталі 08X17H6T досягається їх максимальна витривалість у хлоридовмісному середовищі. Проте границя втоми не досягає своїх значень у повітрі на $\sim 10\%$. Подальше зміщення потенціалу в бік від'ємніших значень до $E = -1,3$ V не впливає на ефективність катодного захисту. Тобто за умов випробування (чистий згин з обертанням, $f = 50$ Hz) водневе окрихчення для цих сталей не проявляється. Тому менші значення σ_{-1c} порівняно з σ_{-1} за катодної поляризації можна пояснити проявом адсорбційної втоми.

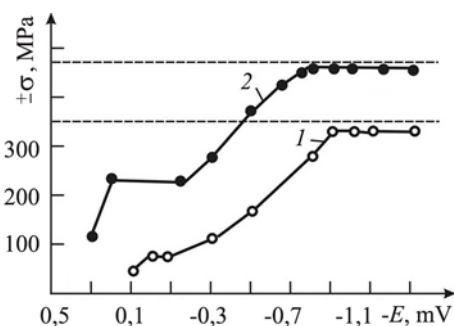


Рис. 7. Залежність границі корозійної втоми сталей σ_{-1} від потенціалу поляризації в 3%-му розчині NaCl:

1 – сталь 08X17H6T; 2 – сталь 20X13.

Fig. 7. Dependence of steels corrosive fatigue limit σ_{-1} on polarization potential in 3% NaCl solution: 1 – 08X17H6T steel; 2 – 20X13 steel.

Порівняння кривих $i_{pol}-N$ під час накладання стаціонарного і оптимального захисного потенціалів свідчать, що за умов катодної поляризації значно збільшується період зародження тріщин. Період розвитку тріщини до повного руйнування зразка практично не змінюється. Тобто в області катодних потенціалів, внаслідок пригнічення анодного процесу в місцях руйнування пасивної плівки, зародження корозійно-втомних тріщин утруднюється.

Експерименти, виконані за потенціалів, додатніших від стаціонарних, свідчать, що анодна поляризація практично не впливає на границю корозійної втоми нержавних сталей. Зі зміщенням потенціалу поляризації до значень, додатніших за потенціал

пітінгоутворення, їх витривалість знижується ще більше. Беручи до уваги, що більшість обладнання хімічної, нафтопереробної та енергетичної промисловості, різноманітних емностей та інших об'єктів працює понад 30 і більше років, першочерговим стає визначення їх залишкового ресурсу. Такі роботи виконують у ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України. Вони спрямовані на встановлення ступеня зміни механічних і електрохімічних властивостей експлуатованих металів, виділення найчутливіших з них до деградації [31, 32], розроблення системи неперервного корозійного моніторингу обладнання з використанням закономірностей зміни властивостей матеріалів впродовж експлуатації [27].

ВИСНОВКИ

На основі розвитку теоретичних підходів Г. В. Карпенка до вивчення корозійно-втомного руйнування металів показано, що схильність до корозійної втоми нержавних сталей різних класів визначають передовсім: їх структура; схильність до мікродеформації за навантажень, рівних границі втоми на повітрі, яка призводить до руйнування пасивувальних плівок і локалізації корозійних процесів. Закономірності електрохімічної взаємодії деформованих металів із електролітами можна покласти в основу методів пришвидшеного визначення границі корозійної втоми сталей та сплавів, що пасивуються за умов експлуатації, а також методів постійного корозійного моніторингу обладнання, яке працює під дією рідких корозивних середовищ.

РЕЗЮМЕ. Показана роль Г. В. Карпенко в исследовании коррозионно-усталостного разрушения металлов, проанализированы основные отличия такого разрушения от усталости металлов в воздухе. Приведены результаты исследований коррозионной усталости нержавеющей стали, предложены новые подходы к определению предела коррозионной усталости коррозионно-стойких сталей и сплавов на основе их электрохимических исследований во время нагрузки.

SUMMARY. The role of G. V. Karpenko in research of metals corrosion-fatigue fracture is shown, basic differences of such fracture in air are analyzed. The results of researches of stainless steels corrosion fatigue are presented, the new approaches to determination of corrosion fatigue limit of corrosion-resistant steels and alloys on the basis of their electrochemical researches under loading are proposed.

1. *Карпенко Г. В.* Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформации металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1954. – 208 с.
2. *Карпенко Г. В.* Влияние активных жидких сред на выносливость стали. – М.: Изд-во АН СССР, 1955. – 207 с.
3. *Карпенко Г. В.* Влияние механической обработки на прочность и выносливость стали. – М.: Машгиз, 1959. – 186 с.
4. *Карпенко Г. В.* Влияние водорода на свойства стали. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 200 с.
5. *Карпенко Г. В.* Прочность стали в коррозионной среде. – М.: Машгиз, 1963. – 185 с.
6. *Карпенко Г. В.* Про фізико-хімічну механіку металів. – К.: Наук. думка, 1973. – 174 с.
7. *Карпенко Г. В.* Влияние среды на прочность и долговечность металлов. – К.: Наук. думка, 1976. – 128 с.
8. *Похмурский В. И.* Коррозионная усталость металлов. – М.: Metallurgiya, 1985. – 206 с.
9. *Похмурский В. И., Карпенко Г. В.* Влияние борирования на усталостную и коррозионно-усталостную прочность стали X17H2 // Физ.-хим. механика материалов. – 1965. – № 6. – С. 712–716.
10. *Об эффективности* применения поверхностного наклепа для повышения усталостной и коррозионно-усталостной прочности некоторых нержавеющей сталей / В. И. Похмурский, А. В. Болтарович, М. М. Швед, Г. В. Карпенко // Там же. – 1966. – № 6. – С. 661–663.
11. *Похмурский В. И., Карпенко Г. В., Лизанец М. В.* Вплив тертя і зовнішнього середовища на втомну міцність сталі // Вісник АН УРСР. – 1970. – № 7. – С. 81–84.
12. *Процик В. Г., Похмурский В. И., Карпенко Г. В.* Усталостная и коррозионно-усталостная прочность борированных сталей X17 и X17H2 // Физ.-хим. механика материалов. – 1968. – № 5. – С. 603–609.
13. *Усталостная* и коррозионно-усталостная прочность некоторых мартенситных нержавеющей сталей с 12% хрома / Т. Н. Каличак, В. И. Похмурский, М. М. Швед и др. // Там же. – 1970. – № 3. – С. 113–116.
14. *Похмурский В. И., Крохмальний А. М.* Электрохимические аспекты коррозионной усталости металлов // Коррозионная усталость металлов. – К.: Наук. думка, 1982. – С. 101–120.
15. *Похмурский В. И., Болтарович А. В., Бабей Ю. И.* К вопросу влияния механической обработки на усталостную прочность сталей X17H2 и X17H5M3 (CH3) // Физ.-хим. механика материалов. – 1965. – № 2. – С. 244–246.
16. *Похмурський В. І., Хома М. С.* Корозійна втома корозійнотривких сталей і сплавів та їх зварних з'єднань // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. – К.: Наук. думка, 1998. – С. 604–619.
17. *Лихтман В. И., Шукин Е. Д., Ребиндер П. А.* Физико-химическая механика металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – 303 с.
18. *Карпенко Г. В.* К теории усталостного разрушения металла в коррозионных средах // Коррозионная усталость металлов. – Львов: Каменяр, 1964. – № 6. – С. 5–15.
19. *Карпенко Г. В.* Адсорбционно-электрохимическая гипотеза коррозии под напряжением // Физ.-хим. механика материалов. – 1972. – № 6. – С. 34–38.
20. *Карпенко Г. В.* Роль наводороживания при коррозионной усталости стали // Докл. АН СССР. – 1957. – № 4. – С. 850–857.

21. *Похмурський В. І., Хома М. С.* Корозійна втома металів та сплавів. – Львів: СПОЛЛОМ, 2008. – 301 с.
22. *Похмурський В., Хома М.* Механо-електрохімічні аспекти корозійної втоми нержавіючих сталей // Матеріали IV міжнар. конф.-виставки “Проблеми корозії і протикорозійного захисту матеріалів” (КОРОЗІЯ’98). – Львів, 1998. – С. 41–44.
23. *Похмурський В., Хома М.* Характер локалізації корозійних пошкоджень при циклічних навантаженнях та їх вплив на витривалість корозійнотривких сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – Спецвип. № 1. – С. 9–15.
24. *Хома М. С.* Роль процесів репасивації в схильності сталей та сплавів до корозійної втоми // Вісник Терноп. держ. техн. ун-ту. – 2003. – № 1. – С. 26–30.
25. *Похмурський В., Хома М.* Умови та критерій корозійно-втомного руйнування корозійнотривких сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – Спецвип. № 3. – С. 5–10.
26. *Pokhmurskii V., Khoma M., and Vynar V.* Criterion of stainless steels inclination to corrosion fatigue // The European Corrosion Congres. Progress by Corrosion Control. “EUROCORR-2007” (Sept., 9–13, 2007). – Freiburg, Germany. – 2007. – CD-ROM. – P. 7.
27. *Метод оцінки ступеня корозійно-втомного пошкодження обладнання хімічної та нафтохімічної промисловості / В. І. Похмурський, М. С. Хома, О. Г. Архипов, В. А. Борисенко // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. – 2006. – С. 124–128.*
28. *Похмурський В., Хома М.* Методика прискореного визначення корозійної витривалості нержавіючих сталей і сплавів // Там же. – 2008. – Спецвип. № 7. – С. 661–666.
29. *О влиянии циклических напряжений на селективное растворение сплавов / В. И. Похмурский, М. С. Хома, И. Н. Антощак, И. Я. Лапка // Защита металлов. – 1996. – № 3. – С. 246–251.*
30. *Патент України №50573А.* Спосіб визначення границі корозійної втоми корозійно-стійких сталей / В. І. Похмурський, М. С. Хома, А. В. Залужець. – Опубл. 15.10.2002; Бюл. №10.
31. *Никифорчин Г. М., Студент О. З., Марков А. Д.* Аномальний прояв високотемпературної деградації металу шва зварного з’єднання оцадно легованої сталі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – **43**, № 1. – С. 73–79.
(*Nykyforchyn H. M., Student O. Z., and Markov A. D.* Abnormal Manifestation of the High-Temperature Degradation of the Weld Metal of a Low-Alloy Steel Welded Joint // Materials Science. – 2007. – **43**, № 1. – P. 77–84.)
32. *Осташ О. П., Андрейко І. М., Головатюк Ю. В.* Деградація матеріалів і втомна міцність тривало експлуатованих авіаконструкцій // Там же. – 2006. – **42**, № 4. – С. 5–16.
(*Ostash O. P., Andreiko I. M., and Holovatyuk Yu. V.* Degradation of Materials and Fatigue Durability of Aircraft Constructions after Long-Term Operation // Materials Science. – 2006. – **42**, № 4. – P. 427–439.)

Одержано 25.02.2010