

Дворук В.І.,
Бєлих С.С.

Національний авіаційний університет,
м. Київ, Україна

НОВІ ЗАКОНОМІРНОСТІ АБРАЗИВНОЇ ЗНОСОСТІЙКОСТІ НЕЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ

Завдання дослідження

Аналіз досвіду експлуатації технічних засобів у різних галузях промисловості, будівництві, сільському господарстві і на транспорті показує, що основною причиною їх малого терміну служби є абразивний знос великої групи деталей, значна частина яких виготовлена з нелегованих сталей та сплавів. У промислово розвинутих країнах світу витрати, що пов'язані з заміною таких деталей сягають 4 % національного прибутку [1]. Оскільки абразивний знос – результат реалізації абразивного зношування, то зносостійкість визначається здатністю металів чинити опір розвитку цього процесу.

Сучасний рівень теорії та практики зносостійкості сталей витікає з уявлення про в'язкий характер абразивного руйнування на підґрунті класичних вчень про механіку та міцність матеріалів. Результати багаторічних досліджень, що відображають цей рівень узагальнено [2] у вигляді діаграми "Відносна зносостійкість ε – твердість HV " (рис. 1). Аналіз вказаної діаграми дозволяє зробити ряд висновків щодо зносостійкості сталей. По-перше, зносостійкість сталей у відпаленому стані прямо пропорційна їх твердості. По-друге, для сталей, що зміцнені термічною обробкою зносостійкість підвищується лінійно зі збільшенням твердості. По-третє, зносостійкість сталей, що зміцнені холодним деформуванням не залежить від твердості. По-четверте, кожна марка сталі характеризується власною залежністю зносостійкості від твердості. З підвищенням вмісту вуглецю залежність $\varepsilon = f(HV)$ сталі на діаграмі розташовується вище і під більшим кутом нахилу до горизонтальної осі координат.

З наведених висновків випливає, що між зносостійкістю та початковою твердістю сталей існує три типи аналітичних залежностей. На додаток до цього, у роботі [3] показано, що зносостійкість та твердість сталей на діаграмі не мають однозначного зв'язку. За однієї і тієї самої твердості зносостійкість буває різною і одну і ту саму зносостійкість здатні проявляти сталі різної твердості (рис. 1). Тому, всупереч думці [2], початкова твердість не може бути універсальним показником абразивної зносостійкості сталей.

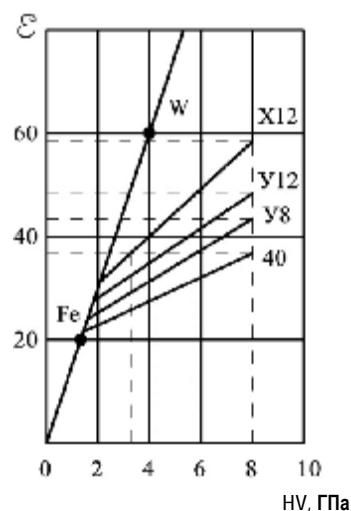


Рис. 1 – Діаграма "Відносна зносостійкість ε – твердість HV " за теорією М.М. Хруцова та М.А. Бабичева [2]

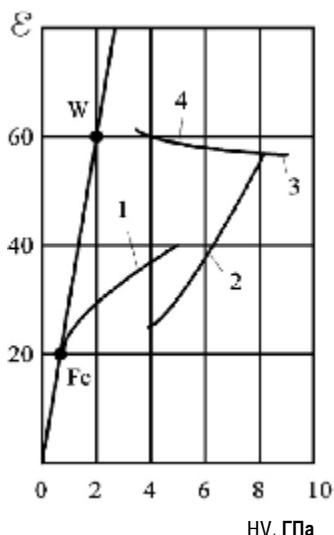


Рис. 2 – Діаграма "Відносна зносостійкість ε – твердість HV " за узагальненням М.М. Брикова [7]:
1 – ферит + карбіді; 2 – мартенсит;
3 – мартенсит + карбіді;
4 – залишковий аустеніт + мартенсит + карбіді

Щодо зазначених закономірностей зносостійкості термічно зміцнених сталей, то огляд наукових праць з цієї проблеми [4 - 7 тощо] показав, що виконуються вони не завжди. Так за даними [4, 7] виявлено істотну нелінійність функцій $\varepsilon = f(HV)$. Причому по мірі збільшення вмісту вуглецю криві зносостійкості сталей не лише не розходились в'ялом, але навіть перетинались одна з одною. На думку [7], такі відхилення закономірностей можна урахувувати шляхом узагальнення діаграми "Відносна зносостійкість ε – твердість HV " за аналогією з відомою у металознавстві діаграмою стану "Залізо – вуглець". Підставою для такого узагальнення став висновок [8] про існування двох принципових можливостей підвищення зносостійкості сталей порівняно зі зносостійкістю чистого заліза: наявність у структурі карбідної фази і термічна обробка металеві матриці.

Узагальнена діаграма абразивної зносостійкості (рис. 2) відображає закономірності абразивного зношування усього розмаїття залізовуглецевих сплавів, основою яких є сполучення карбідів з феритною, мартенситною і аустенітною матрицею. Вона наочно показує рівень зносостійкості залежно від структурного стану сплавів і є базою для дослідження зношування легуваних сталей. Як показник зносостійкості у діаграмі використовується твердість сталі. У такий спосіб вдалося урахувати ряд відхилень закономірностей абразивної зносостійкості, зокрема, не лінійність функцій $\varepsilon = f(HV)$ та їх перетинання одна з одною при збільшенні вмісту вуглецю у сталях (див. вище). Однак неоднозначний зв'язок зносостійкості з твердістю при цьому також мав місце і

відповідного пояснення не отримав. Без перегляду залишилися і теоретичні уявлення про абразивне руйнування сталей. Як і раніше воно вважається в'язким і таким, що ґрунтується на класичних вченнях про механіку та міцність матеріалів. Судячи з усього, з'ясування закономірностей абразивної зносостійкості залізвуглецевих сплавів потребує інших теоретичних підходів та критеріїв, ніж ті, які застосовувались у роботах [2, 7].

Відомо [9], що структурні методи зміцнення, зокрема, термічна обробка, ґрунтуються на збільшенні густини дефектів у металах. Однак при цьому виникають не лише бар'єри для руху дислокацій, але також потенціальні осередки руйнування. Наприклад, після гартування сталей висока густина дефектів кристалічної будови забезпечує відповідний рівень міцності, але, разом з тим, підвищену схильність до руйнування [10]. Остання пов'язана з утворенням мікротріщин під час мартенситного перетворення [11]. У зв'язку з викладеним вище, перспективою виглядає реолого-кінетична концепція зносостійкості [12], яка витікає з уявлення про квазікрихкий характер абразивного руйнування на підґрунті сучасних знань про механіку, кінетику, реологію та фізику руйнування металевих матеріалів. На доцільність такого підходу вказують отримані нами результати [13, 14] вивчення впливу термічної обробки, а також обробки холодним деформуванням на абразивну зносостійкість сталі 40X, за якими критерієм зносостійкості визначено реологічний параметр R . Тому мета даної роботи – оцінити можливість та ефективність застосування реолого – кінетичного підходу для оцінки абразивної зносостійкості нелегованих залізвуглецевих сталей та сплавів у максимально широкому діапазоні вмісту вуглецю за усіх можливих типів структурного стану металевої матриці (ферит, мартенсит, аустеніт).

Методичне забезпечення дослідження

Для досягнення поставленої мети об'єктами дослідження обрані сталі та сплави з вмістом вуглецю від технічно чистого заліза до 4,3 %. Зразки з концентрацією вуглецю до 1,2 % одержані зі стандартних сталей 3, 40, У8, У12. Сплави для зразків з більш високим вмістом вуглецю (до 4,3 %) виготовляли у лабораторних умовах за технологією [6]. Тип матриці зразків (ферит, мартенсит аустеніт)забезпечувався шляхом відповідної термічної обробки.

Випробуванням на абразивне зношування передували випробування кожного зразка на твердість за методом Віккерса при навантаженні на індентор $N = 100$ Н.

Випробування на абразивне зношування і вимірювання реологічних характеристик металів – в'язкості руйнування, розміру пластичної зони у вершині тріщини проводилися за методиками [13, 14].

Абразивний знос зразків визначали методом зважування на електронних терезах "Nagema" з ціною поділки 0,001 г.

Результати вимірювань триботехнічних та реологічних властивостей металевих матеріалів піддавали статистичній обробці математичними методами.

Результати дослідження та їх аналіз

Сплави з ферито-перлітною структурою. Після обробки у режимі нормалізації стан залізвуглецевих сплавів характеризується феритною матрицею з карбідами. Вміст вуглецю при цьому є показником розміру карбідної фази у сплаві.

Таблиця 1

Абразивна зносостійкість, твердість, реологічні властивості сталей і сплавів з ферито - перлітною структурою

Сталь і сплав	Термічна обробка	Зносостійкість $\epsilon \times 10^2, \text{кг}^{-1}$	Твердість HV, ГПа	Реологічні властивості				
				В'язкість руйнування, $K_{IC} \times 10^6, \text{Па}\sqrt{\text{М}}$	Товщина деформованого шару $h_n \times 10^{-7}, \text{м}$	Реологічний параметр, $R \times 10^{10}$	Інтенсивність зміни h_n , $\frac{h_{I\alpha-Fe}}{h_{I\beta M}}$	Інтенсивність зміни K_{IC} , $\frac{K_{IC-Fe}}{K_{ICM}}$
Ст 3	Нормалізація	3,12	1,3	24,09	14,7	1,99	1,76	1,2
40	—//—	3,57	2	19,43	7,32	2,27	3,53	1,48
У8	—//—	3,86	2	19,43	6,26	2,45	4,13	1,48
У12	—//—	4,46	2,3	18,1	4,06	2,84	6,38	1,59
Сплав 2%С	—//—	4,9	3,7	14,46	2,15	3,12	12	2
Сплав 3,3%С	—//—	5,65	4,6	12,9	1,27	3,62	20,3	2,24
Сплав 4,3%С	—//—	6,09	5,8	11,56	0,889	3,87	29	2,25

За результатами проведеного дослідження встановлено (табл. 1), що збільшення вмісту, а, отже, розміру карбідної фази у феритній матриці сприяє підвищенню реологічного параметру R і зносостійкості ε металів, яке відбувається з однаковою інтенсивністю (приблизно у два рази). Тому залежність $\varepsilon = f(R)$ (рис. 3) має прямолінійний характер. Звідси можна зробити висновок, що розмір карбідів не чинить впливу на характер вказаної залежності, на відміну від залежності $\varepsilon = f(HV)$ (рис. 2), яка після появи крупних надлишкових карбідів істотно відхилилась від вихідної прямої у бік менших значень зносостійкості.

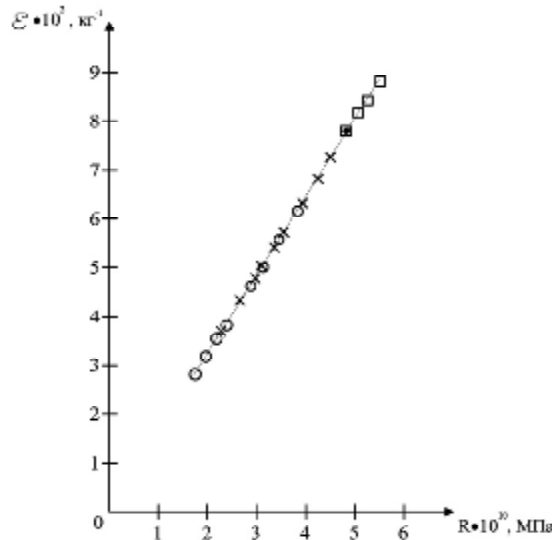


Рис. 3 – Залежність зносостійкості від реологічного параметру сталей та сплавів з різною структурою:
 ○ – ферито – перліт; × – мартенсит; ● – мартенсито – карбіди; □ – аустеніто – мартенсито – карбіди

Обидві складові реологічного параметру – критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{IC} і розмір пластичної зони h_n у вершині тріщини по мірі збільшення вмісту вуглецю знижуються (табл. 1). Виходячи з цього, підвищення R можна пояснити відмінністю у інтенсивності зміни K_{IC} і h_n . Зниження h_n відбувається інтенсивніше (у 29 разів), ніж K_{IC} (у 2,5 рази).

Сплави з мартенситною структурою. Були випробувані сталі 3, 40, У8, у яких вміст вуглецю змінюється від 0,15 % до 0,8 % після гартування та відпуску за температури 300 °С. Після їшгнакої термічної обробки вільні карбіди у структурі сталі практично відсутні і зміна вмісту вуглецю впливає лише на кількість останнього у мартенситі, що дозволяє оцінити зносостійкість мартенситної матриці. Подальше збільшення температури призводить до перетворення мартенситу у нелегованих сталях на ферито–цементитну суміш проміжних структур – трооститу, сорбіту, перліту, які сприяють різному зниженню зносостійкості [13].

У результаті проведених випробувань встановлено (табл. 2), що реологічний параметр та зносостійкість мартенситу однозначно залежить від вмісту в ньому вуглецю зі збільшенням R та ε підвищується з однаковою інтенсивністю (у 1,96 рази).

Усі доевтектоїдні сталі після гартування та відпуску при 300 °С задовільно укладаються на спільну з феритними структурами пряму (рис. 3), яка відображає залежність $\varepsilon = f(R)$ мартенситу з різним вмістом вуглецю. Звідки можна бачити, що навіть незначне зменшення R тягне за собою істотне зниження ε мартенситу. У той самий час залежність $\varepsilon = f(HV)$ (рис. 2) доевтектоїдних сталей зі структурою мартенситу зображується окремою кривою, що не пов'язана з кривою феритних структур.

Підвищення реологічного параметру по мірі збільшення вмісту вуглецю у мартенситі (табл. 2), як і у випадку феритних структур, пояснюється випереджаючим зниженням товщини деформованого шару h_n , порівняно зі зниженням критичного коефіцієнту інтенсивності напружень K_{IC} .

Сплави з мартенситно–карбідною структурою. При з'ясуванні впливу надлишкової карбідної фази на реологічний параметр та зносостійкість сплавів з мартенситною матрицею встановлено (табл. 3), що для всіх заевтектоїдних сплавів з вмістом вуглецю до 4,3 % вказані характеристики однакові і знаходяться на одному рівні з відповідними характеристиками загартованої сталі У8.

Таблиця 2

Абразивна зносостійкість, твердість, реологічні властивості сталей з мартенситною структурою

Сталь	Термічна обробка	Зносостійкість $\varepsilon \times 10^2, \text{кг}^{-1}$	Твердість HV, ГПа	Реологічні властивості				
				В'язкість руйнування, $K_{IC} \times 10^6,$ $\text{Па}\sqrt{M}$	Товщина деформованого шару $h_n \times 10^{-7}, \text{м}$	Реологічний параметр, $R \times 10^{10}$	Інтенсивність зміни h_n , $\frac{h_{ПНОРМ}}{h_{ПЗМ}}$	Інтенсивність зміни K_{IC} , $\frac{h_{ПНОРМ}}{h_{ПЗМ}}$
Ст 3	Гартування, відпуск при 300 °С	3,72	3,7	14,4	3,7	2,36	3,97	1,67
		4,31	4,2	13,5	2,42	2,75	6,07	1,78
40	Гартування, відпуск при 300 °С	4,6	5,3	12,09	1,7	2,93	4,3	1,6
		4,9	5,6	11,79	1,43	3,11	5,11	1,64
		5,4	5,9	11,47	1,11	3,44	6,59	1,69
		5,65	6	11,39	1	3,6	7,32	1,7
У8	Гартування, відпуск при 300 °С	6,24	6,8	10,73	0,729	3,97	8,61	1,8
		6,84	7,5	10,22	0,55	4,36	11,38	1,9
		7,28	8	9,93	0,457	4,66	13,69	1,95

Таблиця 3

Абразивна зносостійкість, твердість, реологічні властивості сталей і сплавів з мартенситно-карбідною структурою

Сталь і сплав	Термічна обробка	Зносостійкість $\varepsilon \times 10^2, \text{кг}^{-1}$	Твердість HV, ГПа	Реологічні властивості				
				В'язкість руйнування, $K_{IC} \times 10^6,$ $\text{Па}\sqrt{M}$	Товщина деформованого шару $h_n \times 10^{-8}, \text{м}$	Реологічний параметр, $R \times 10^{10}$	Інтенсивність зміни h_n , $\frac{h_{ПВБ}}{h_{ПЗМ}}$	Інтенсивність зміни K_{IC} , $\frac{K_{ICVB}}{K_{ICЗМ}}$
У8	Гартування 755 °С	7,88	8,5	9,67	3,67	5,06	1	1
Сплав 2%С	—//—	7,88	8,7	9,55	3,58	5,05	1,02	1,01
Сплав 3,3%С	—//—	7,88	9	9,42	3,48	5,06	1,05	1,02
Сплав 4,3%С	—//—	7,88	9,5	9,37	3,44	5,06	1,07	1,03

Усі сплави даного класу після гартування знаходяться у одній точці (рис. 3), яка відображає залежність $\varepsilon = f(R)$ мартенситокарбіду з різним вмістом вуглецю. Ця точка розташована на спільній прямій $\varepsilon = f(R_3)$ для феритних і мартенситних структур.

Щодо залежності $\varepsilon = f(HV)$ мартенситокарбіду, то вона зображується горизонтально, яка розташована на рівні зносостійкості загартованої сталі У8 (рис. 2).

Незмінність реологічного параметру по мірі збільшення вмісту вуглецю у мартенситокарбіді (табл. 3) пояснюється однаковою інтенсивністю зміни h_n і K_{IC} .

Таким чином, приходимо до висновку, що надлишок карбідної фази не чинить впливу на опір утворенню бокових тріщин у поверхневому шарі, завдяки чому абразивна зносостійкість сплавів з мартенситною матрицею не змінюється.

Сплави з аустенітно – мартенситно - карбідною структурою. Для з'ясування впливу залишкового аустеніту на абразивну зносостійкість залізуглецевих сплавів скористались модельним сплавом, що містить у собі 2,0 % С. Згідно рекомендацій [6], такий сплав після гартування від різних температур дозволяє отримати аустенітну матрицю за повної відсутності карбідів.

У результаті проведених випробувань встановлено (табл. 4), що зі збільшенням температури гартування реологічний параметр та зносостійкість сплаву підвищується унаслідок збільшення вмісту залишкового аустеніту в структурі сплаву.

Таблиця 4

Абразивна зносостійкість, твердість, реологічні властивості сплавів з аустенітно–мартенситно–карбідною структурою

Сплав	Термічна обробка	Зносостійкість $\varepsilon \times 10^2, \text{кг}^{-1}$	Твердість HV, ГПа	Реологічні властивості				
				В'язкість руйнування, $K_{IC} \times 10^6, \text{Па}\sqrt{M}$	Товщина деформованого шару $h_n \times 10^{-80}, \text{м}$	Реологічний параметр, $R \times 10^{10}$	Інтенсивність зміни h_n , $\frac{h_{III}}{h_{IIM}}$	Інтенсивність зміни K_{IC} , $\frac{K_{ICII}}{K_{ICIM}}$
Сплав 2% С	Гартування 1130 °С	8,77	3,4	14,54	6,76	5,59	0,52	0,65
—//—	Гартування 985 °С	8,47	6	11,02	4,18	5,4	0,85	0,86
—//—	Гартування 930 °С	8,17	8	9,63	3,41	5,23	1,63	0,99
—//—	Гартування 755 °С	7,88	8,5	9,55	3,58	5,05	1	1

За умови, що розглядається залежність $\varepsilon = f(R_3)$ (рис. 3) є прямою лінією, спільно для феритних, мартенситних і мартенситокарбідних структур.

У процесі дослідження встановлено, що для всіх заевтектоїдних залізовуглецевих сплавів зі структурою залишкового аустеніту залежності $\varepsilon = f(R)$ є прямими лініями, які знаходяться на лінії сплаву з 2,0 % С.

Зі збільшенням температури гартування твердість досліджуваного сплаву збільшується (табл. 4). Тому залежність $\varepsilon = f(HV)$ для нього виражається окремою прямою лінією (рис. 2) [6].

Підвищення реологічного параметру по мірі збільшення температури гартування сплаву (табл. 4) пояснюється поступовим переходом від випереджаючого зниження товщини деформованого шару h_n порівняно зі зниженням критичного коефіцієнту інтенсивності напружень K_{IC} за температури гартування 930 °С до випереджаючого зростання K_{IC} порівняно з h_n за температури гартування 1130 °С. Найбільший опір утворенню бокових тріщин у поверхневому шарі досягається після гартування від 1130 °С, коли у структурі міститься максимально можлива кількість залишкового аустеніту, завдяки чому забезпечується найвища зносостійкість сплаву.

Таким чином, з усіх структур термооброблених залізовуглецевих сплавів максимальну зносостійкість забезпечує залишковий аустеніт, незважаючи на свою невисоку вихідну твердість, яка значно нижче, ніж твердість мартенситу та цементиту. Цей висновок підтверджує багаторічний досвід успішного застосування в умовах виробництва сплавів зі структурою залишкового аустеніту для захисту вузлів тертя від абразивного зносу [6]. Результати триботехнічних випробувань нелегованих сталей та сплавів, що були отримані в даній роботі зручно узагальнити у вигляді графіку "Абразивна зносостійкість ε – реологічний параметр R ".

На рис. 3 представлений такий графік, що побудовано за даними табл. 1 - 4. Всі точки для сталей та сплавів з вмістом вуглецю від технічно чистого заліза до 4,3 % за усіх можливих типів структурного стану металеві матриці (ферит, мартенсит, аустеніт) розташувалися уздовж спільної прямої, яка проходить через початок координат. Це означає, що для нелегованих сталей та сплавів існує загальна закономірність між абразивною зносостійкістю і реологічним параметром у вигляді прямої пропорційності:

$$\varepsilon = bR \quad (1)$$

де b – коефіцієнт пропорційності.

Фізичний зміст формули (1) складається у такому: чим більше опір утворенню бокових горизонтальних тріщин на межі пластичної зони у вершині тріщини, тим вище абразивна зносостійкість залізовуглецевої сталі та сплаву. Отже, реологічний параметр має однозначний зв'язок з абразивною зносостійкістю нелегованих сталей та сплавів, тому його необхідно розглядати як адекватний критерій зносостійкості.

Висновки

У результаті цієї роботи встановлено таке:

1. Підвищення розміру та вмісту карбідної фази сприяє зростанню реологічного параметру та зносостійкості сталей та сплавів.
2. Підвищення вмісту вуглецю у мартенситній матриці сталей сприяє зростанню її реологічного параметру та зносостійкості.
3. Наявність надлишкової карбідної фази у мартенситній матриці сталей та сплавів не чинить впливу на їх реологічний параметр та зносостійкість.
4. Найбільші значення реологічного параметру та зносостійкості нелегованих залізобуглецевих сплавів забезпечує аустенітно-мартенситна матриця при максимальному вмісті залишкового аустеніту.
5. Нові закономірності абразивної зносостійкості нелегованих сталей та вуглецевих сплавів, що були отримані можуть бути узагальнені у вигляді прямопропорційної залежності "Зносостійкість (ϵ) – реологічний параметр (R)", яка встановлює однозначний зв'язок між вказаними характеристиками і визначає реологічний параметр як адекватний критерій абразивної зносостійкості.

Література

1. Tylczak J.H. Abrasive wear // ASM Handbook. Materials Park, OH, ASM International. – 1992(18), 184 – 190.
2. Исследование изнашивания металлов: (Монография). М.М. Хрущов, М.А. Бабичев. – М.: АН СССР, 1960. – 351 с. – Библиогр.: С.337 – 342.
3. Дворук В.І., Кіндрачук М.В. Розвиток та застосування кінетичної концепції абразивного зношування вузлів тертя машин // Проблеми трибології. – 2005. – №3, 4. – С. 92-99.
4. Макаров А.В., Коршуков Л.Г., Осинцева А.Л. Влияние отпуска и фрикционного нагрева на износостойкость стали У8, закаленной лазером // Трение и износ – 1991. – Т. 13, № 5. – С. 870-878.
5. Misra A. Correlations between two – body and three – body abrasion and erosion of metals // Wear. – 1981. – V.68. – №1. – P.33-39.
6. Либерман Э.Н. Влияние структуры на износостойкость низколегированной стали // МиТОМ. – 1964. – № 11. – С. 37-39.
7. Брыков Н.Н., Брыков М.Н. К вопросу о закономерностях сопротивляемости сталей и сплавов абразивному изнашиванию // Проблемы трибологии. – 1997. – № 4. – С. 13-20.
8. Дворук В.І. Реолого – кінетична концепція абразивної зносостійкості та її реалізація в керуванні працездатністю механічних трибосистем: Автореф. дис. доктора техн. наук / НАУ. – К.: 2007. – 40 с.
9. Брыков Н.Н. Оценка износостойкости сталей при абразивном изнашивании // Трение и износ. – 1988. – Т. 9, № 2. – С. 317-321.
10. Лариков Л.Н. Залечивание дефектов в металлах / К.: Наукова думка, 1980. – 280 с. – Библиогр.: С. 260-277.
11. Петров Ю.Н. Дефекты и диффузионное превращение а стали. – К.: Наукова думка, 1978. – 262 с. – Библиогр.: С. 246-262.
12. Marder A.R., Bencotter A.O., Kranes G. Microcracking sensivity in Fe-C plate martensite // Met. Trans., – 1970. – 1. №6. – P. 1545-1549.
13. Дворук В.І., Герасимова О.В. Вплив структурного стану на абразивне руйнування сталі // Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн.зб. – К.: Видавництво НАУ «НАУ-друк», 2007. – Вип. 47. – С. 82-94.
14. Дворук В.І., Кіндрачук М.В. Абразивна зносостійкість холоднодеформованої сталі // Проблеми трибології. – 2011. – № 3. – С. 24-28.

Надійшла 09.09.2011