

УДК 620.178: 669.15–196

ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ ЗА АБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ

В. В. НЕТРЕБКО, І. П. ВОЛЧОК, С. М. ПОПОВ, І. В. АКІМОВ

Національний університет “Запорізька політехніка”

Показано, що руйнування високохромистих чавунів у сухому та вологому абразивному середовищах залежить від їх хімічного складу, структури, розподілу хрому в металевій основі, властивостей абразиву і значною мірою від ефекту Ребіндера та виникнення мікрогальванічних пар. Встановлено, що відпал збільшує хімічну неоднорідність розподілу хрому в металевій основі. Наявність зон біля карбідів з пониженим до 8,5% вмістом хрому (негативний потенціал) та центральних частин зерен із концентрацією хрому понад 12% (позитивний потенціал) призводила до виникнення мікрогальванічних пар у електролітичному середовищі. Виявлено, що руйнування посилювалося за присутності у абразивному середовищі частинок розміром до 0,5 μm (пульпа), які його пришвидшували та збільшували втрати маси. Запропоновано марки чавунів для литих деталей із урахуванням умов експлуатації.

Ключові слова: *високохромистий чавун, абразивне зношування, структура, розподіл хрому, ефект Ребіндера.*

It is shown that the fracture of cast irons with high chromium content in dry and wet abrasive media depends on their chemical composition, structure, distribution of chromium in the metal base, the properties of the abrasive and is significantly determined by the Rebinder's effect, as well as the appearance of microgalvanic couples. It is established that annealing increases the chemical heterogeneity of the distribution of chromium in the metal base. The presence of zones near carbides with low chromium content of up to 8.5% (negative potential) and the central zones of grains with chromium concentration of more than 12% (positive potential) leads to the appearance of microgalvanic couples in an electrolytic medium. It is found that the fracture has enhanced in the presence of particles up to 0.5 μm (pulp) in the abrasive medium, which accelerated the fracture and increased weight losses. Grades of cast irons for foundry parts with account of the operating conditions are proposed.

Keywords: *high-chromium cast irons, abrasive wearing, structure, chromium distribution, the Rebinder's effect.*

Вступ. Підвищення терміну експлуатації виробів з високохромистих чавунів в умовах сухого та вологого абразивного зношування є важливим та актуальним завданням. Відомо, що на руйнування матеріалів впливають їх хімічний склад, структура, навколишнє середовище [1–5], а також технологія виготовлення захисного шару [5, 6]. Особливість руйнування виробів з високохромистих чавунів полягає в одночасній дії рідкого середовища та механічного впливу абразивних частинок. Рідина викликає ефект Ребіндера, що полегшує різання поверхні абразивними частинками, призводить до гідродинамічного розклинювання, сприяє виникненню мікровтомних явищ, а також активізує корозійні процеси [7, 8]. Зменшення розміру абразивних частинок до 0,5...0,7 μm пришвидшує зношування внаслідок зростання їх сумарної контактної поверхні [9]. Накопичення поверхневих пошкоджень металу супроводжується зміщенням у негативний бік електродних потенціалів та збільшенням струмів корозії, що пришвидшує корозійне руй-

нування [4]. Швидкість зношування та корозійного руйнування виробів із високохромистих чавунів залежить не тільки від структури цих матеріалів, а й від розподілу хрому, який призводить до утворення зон із різними електрохімічними потенціалами, типами та кількістю карбідів [1].

Внаслідок утворення хромистих карбідів із вмістом хрому > 20% зменшується кількість хрому (< 12%) на межі розділу фаз карбід–основа [10], а це сприяє виникненню суттєвої різниці електродних потенціалів в окремих зонах металевій основи та прискорює електрохімічну корозію. Як показали дослідження [10, 11], збіднення основи біля карбідів залежить від вмісту в чавуні хрому та марганцю, а також від типу карбідів, на формування яких впливає кількість хрому в чавуні та вид термічної обробки (ТО), під час якої відбувається перерозподіл елементів між фазами. Заміщення атомів хрому на атоми марганцю в металевій основі біля карбідів змінює напруження другого роду на межі розділу фаз карбід–основа через різницю їх розмірів, що також негативно впливає на корозійну стійкість чавуну.

Мета роботи – дослідити вплив хімічного складу та термічної обробки високохромистих чавунів на зношування в сухому та вологому абразивних середовищах.

Методика досліджень. Досліджували механізми зношування високохромистих чавунів у гідроабразивному середовищі без та з пульпою. Хімічний склад досліджуваних чавунів та кількість карбідної фази наведено в табл. 1. Марки чавунів обрали за їх призначенням з урахуванням конкретних умов експлуатації.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних чавунів та кількість карбідів

Марка чавуну	Хімічний склад, mass%				Кількість карбідів, %
	C	Mn	Cr	Ni	
300X28H2 (еталон)	2,9	1,9	30,6	2,6	40
320X22Г2Н (зносостійкий)	3,1	2,3	23,7	0,5	42
180X24H2 (зносостійкий із підвищеною корозійною стійкістю)	1,8	1,7	25,3	2,2	26
110X24H (корозійностійкий)	1,1	0,6	24,5	1,3	9
110X12Г5Н (зносостійкий)	1,2	5,2	12,1	1,4	5

Чавун розливали за температури 1390...1410°C у попередньо висушені форми та отримували стрижні Ø 30 mm і довжиною 350 mm для виготовлення зразків Ø 25 mm з висотою 10 mm. Поверхню зразків відполірували. Маркували їх, створюючи надрізи на боковій поверхні. Досліджували мікроструктуру на оптичних мікроскопах за збільшення $\times 100...1000$, а також на мікроскопі РЕМ 106М, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу. Зразки вивчали як у стані литва, так і після відпалу при 690°C з витримкою 9 h. Вміст хрому в металевій основі визначали всередині зерен та на межі розділу фаз карбід–основа на відстані від карбиду 1,0...12 μm . Для випробувань на зносостійкість використали бетонозмішувач побутовий БРС-130 з відтворенням умов гідроабразивного зношування у масі абразивних частинок. Швидкість обертання бака бетонозмішувача – 28 грм. Випробовували всі зразки за одного завантаження в бетонозмішувач з певним середовищем. Оцінювали зношування за втратою маси з одиниці площі поверхні зразків за певний час ($\text{g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$). Як абразивний матеріал застосовували електрокорунд нормальний марки 14А з розміром фракції 3,5 mm. У сухому середовищі тривалість випробувань 70 h. Гідроабразивне зношування здійснювали за двома схемами: упродовж 70 h з промиванням абразиву для видалення дрібної фракції електрокорунду (пульпи) через кожні 7 h та впродовж 124,5 h без видалення пульпи.

Результати та їх обговорення. Мікроструктура чавунів складалася з металевої основи та карбідної фази (рис. 1). Металева основа чавуну 110X12Г5Н аустенітна, інших – феритна. Карбідна фаза чавунів складалася з евтектичних хромистих карбідів, а в чавунах із вмістом вуглецю > 3% присутні заевтектичні карбіди значних розмірів. Вміст хрому всередині зерен (ВЗ) та у зонах біля карбідів (ЗБК) у досліджуваних чавунах у стані литва та після відпалу, а також втрата маси за різних умов абразивного зношування наведено в табл. 2. Відпал чавунів сприяв зменшенню концентрації хрому в металевій основі як всередині зерен, так і в зонах біля карбідів. Аналіз результатів випробувань показав, що в чавунах 300X28Н2 та 110X24Н2 концентрація хрому достатня для забезпечення корозійної стійкості як у стані литва, так і після відпалу.

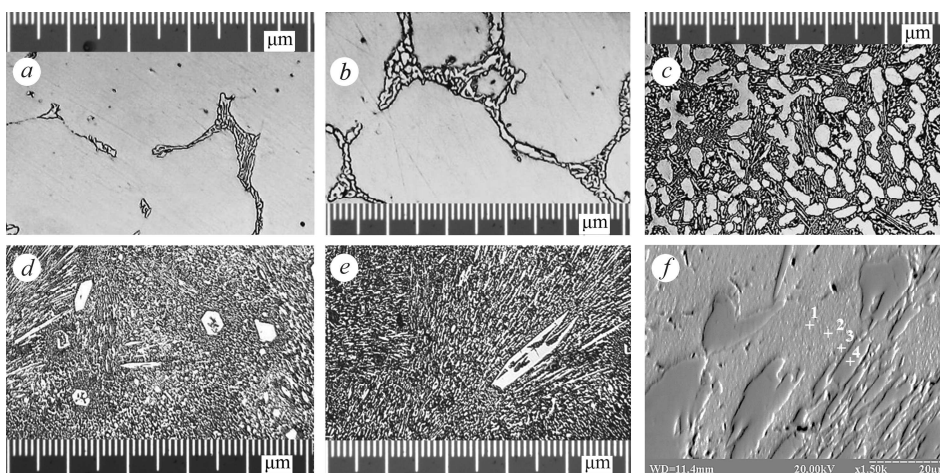


Рис. 1. Мікроструктура чавунів, $\times 200$: *a* – 110X12Г5Н; *b* – 110X24Н; *c* – 180X24Н2; *d* – 300X28Н2; *e* – 320X22Г2Н; *f* – 320X22Г2Н ($\times 1500$).

Fig. 1. Microstructure of the cast irons, $\times 200$: *a* – 110X12Г5Н; *b* – 110X24Н; *c* – 180X24Н2; *d* – 300X28Н2; *e* – 320X22Г2Н; *f* – 320X22Г2Н ($\times 1500$).

Таблиця 2. Вміст Cr у зонах основи та втрати маси за різних умов зношування

Марка чавуну	Вміст Cr в основі, mass%				Втрата маси у різних середовищах, $g/(m^2 \cdot h)$					
	До ТО		Після відпалу		Сухе		Вологе			
	ВЗ	ЗБК	ВЗ	ЗБК			без пульпи		з пульпою	
					до ТО	відпал	до ТО	відпал	до ТО	відпал
300X28Н2	18,1	15,1	17,4	13,9	0,07	0,07	1,50	1,51	3,0	5,8
320X22Г2Н	13,8	8,9	12,2	8,5	0,07	0,07	2,81	3,74	4,8	7,9
180X24Н2	16,6	14,2	15,1	10,6	0,13	0,14	1,71	3,23	1,8	5,2
110X24Н	18,4	16,4	17,6	15,6	0,60	0,62	0,70	0,71	0,9	3,8
110X12Г5Н	8,2	6,1	7,5	5,7	0,92	0,94	2,64	3,97	0,4	7,1

У чавуні 320X22Г2Н у стані литва та після відпалу існували зони із різним вмістом хрому, які утворювали мікрогальванічні пари у середовищі електроліту (табл. 2). У чавуні 180X24Н2 у стані литва мікрогальванічні пари не формувались, водночас після відпалу внаслідок зменшення вмісту хрому біля карбідів з

14,2 до 10,6% вони у середовищі електроліту виникають. В чавуні 110X12Г5Н2 кількість хрому у всіх зонах металевої основи недостатня для забезпечення корозійної стійкості.

За сухого абразивного зношування мінімальні втрати маси ($0,07 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$) мали чавуни 300X28Н2 та 320X22Г2Н з максимальною кількістю карбідної фази (40%), а максимальні втрати ($0,92 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$) – у чавуні 110X12Г5Н з мінімальним вмістом карбідів (5%). Відпал майже не вплинув на зносостійкість чавунів за сухого абразивного зношування. Це пояснюють тим, що за таких умов зносостійкість чавунів залежить здебільшого від кількості карбідної фази. Під час випробувань корунд подрібнився з утворенням дрібної фракції із розмірами частинок до $0,5 \text{ }\mu\text{m}$.

За гідроабразивного зношування із періодичним видаленням дрібної фракції (пульпи) втрати маси зросли у понад 20 разів порівняно зі сухим зношуванням. Втрати маси у чавуні 300X28Н2 – $1,5 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$. Мінімальні втрати ($0,7 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$) мав корозійностійкий чавун 110X24Н, максимальні втрати – 110X12Г5Н і 320X22Г2Н ($2,6$ і $2,8 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$ відповідно). Поверхні зразків із мінімальними втратами маси – матові внаслідок рівномірного зношування (рис. 2*a, b*), а зі значними втратами маси мали більшу кількість пошкоджень (рис. 2*c*) з ознаками як різання, так і відокремлення фрагментів.

Макродефекти, а саме маркування та відбитки від вимірювання твердості не впливали на гідроабразивного зношування (рис. 2*b*). Руйнування поверхні чавуну 110X12Г5Н рівномірне, що пояснюють тим, що він мав малу кількість карбідів та аустенітну основу із твердістю біля 330 HV_{50} . За вмісту хрому в металевій основі $5,7 \dots 8,2\%$ мікрогальванічні пари не виникали і руйнування мало характер різання. Суттєві втрати маси у чавуні 320X22Г2Н пояснюють тим, що разом із механічним руйнуванням існує електрохімічна корозія у зонах біля карбідів та механічного відокремлення фрагментів як окремих заевтектичних карбідів, так і евтектичних скупчень (рис. 2*c*).

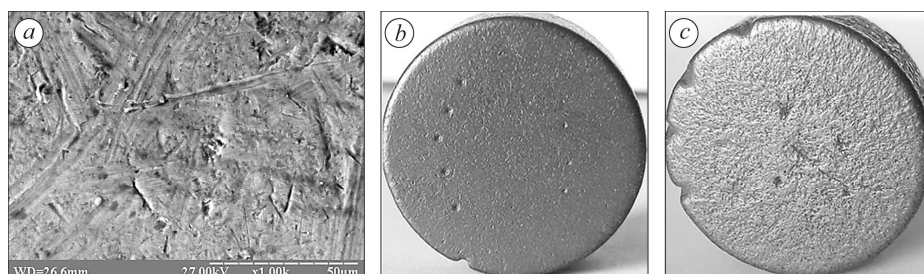


Рис. 2. Поверхня зразків чавуну з різними втратами маси:
a, b – 110X24Н (мінімальні втрати); *c* – 320X22Г2Н (суттєві).

Fig. 2. Surface of the specimens of cast iron with different weight losses:
a, b – 110X24H (minimal losses); *c* – 320X22Г2H (significant).

У чавуні 110X24Н вміст хрому в основі у межах $15,6 \dots 18,4\%$ забезпечував стійкість до електрохімічної корозії. Феритна металева основа за твердорозчинного зміцнення хромом, кремнієм, марганцем та нікелем мала твердість $>540 \text{ HV}_{50}$. Відпал практично не вплинув на характер руйнування цього чавуну. Руйнування чавунів 300X28Н2 та 180X24Н2 у литому стані, які мали проміжні втрати маси, механічне, але карбідна фаза створювала додатковий опір руху пульпи та сприяла різанню за виникнення ефекту Ребіндера. За відпалу чавуну 180X24Н2 вміст хрому в зонах біля карбідів знизився з $14,2$ до $10,7\%$ (див. табл. 2), що призвело до активізації корозійного процесу та збільшило втрату маси.

За гідроабразивного зношування без видалення пульпи втрати маси в чавуні 300X28H2 у литому стані зросли з 1,5 до 3 $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$. Водночас у корозійностійкому чавуні 110X24H збільшення втрати маси незначне і становило 0,9 $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$. Мінімальні втрати 0,4 $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$ мав чавун 110X12Г5Н. Це пояснюють тим, що в ньому у стані литва утворився метастабільний схильний до наклепу аустеніт. У результаті збільшення твердості металевої основи зменшилися втрати маси. Після відпалу структура цього чавуну стала феритною, несхильною до наклепу, що підтверджується зростанням втрат маси до 7,1 $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$. Максимальні втрати маси за гідроабразивного зношування без видалення пульпи спостерігали в чавуні 320X22Г2Н як у стані литва (4,8 $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$), так і після відпалу (7,9 $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$). Металева основа цього сплаву мала значну хімічну неоднорідність за хромом, що призвело до виникнення мікрогальванічних пар.

Особливістю руйнування у середовищі пульпи є те, що, на відміну від частинок з більшими розмірами, дрібні абразиви суттєво збільшували площу контакту з поверхнею зразків і відповідно втрати маси зростали. Активація різання пришвидшувала корозійні процеси в чавунах із хімічною гетерогенністю поверхні. Аналіз рельєфу поверхні зношування виявив відповідність його рисунку із макроструктурою чавунів. У чавуні 320X22Г2Н без ТО руйнування відбувалося на межах зерен і у зонах розділу фаз карбід–основа (рис. 3*a*), а після відпалу – вздовж дендритів (рис. 3*b*).

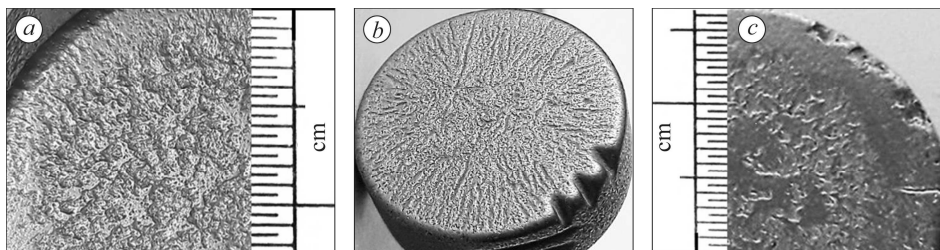


Рис. 3. Поверхня зразків за гідроабразивного зношування із пульпою:
a – руйнування чавуну 320X22Г2Н без відпалу; *b* – після відпалу;
c – руйнування чавуну 180X24H2 після відпалу.

Fig. 3. Surface of the specimens after hydroabrasive wear with a pulp:
a – fracture of 320X22Г2Н cast iron without annealing; *b* – after annealing;
c – fracture of 180X24H2 cast iron after annealing.

Руйнування поверхні чавуну 180X24H2 без відпалу рівномірне. Після відпалу вміст хрому в зонах біля карбідів зменшився, що призвело до активізації корозійного процесу. Внаслідок одночасної дії частинок пульпи, корозійного процесу та ефекту Ребіндера руйнування чавуну 180X24H2 мало фрагментарний характер (рис. 3*c*). В деяких зразках чавуну 320X22Г2Н після відпалу виявили тріщини, які поширювалися під час випробувань на зносостійкість. Слід відзначити, що за випробувань у сухому абразиві утворення та розповсюдження мікротріщин не відбувалося. Тому зробимо висновок, що виникнення тріщин пов'язано із впливом середовища, а саме з ефектом Ребіндера та електрохімічними процесами через хімічну неоднорідність металевої основи за хромом. Встановлено, що мікротріщини пришвидшували зношування поверхні та призводили до утворення магистральних тріщин.

Проаналізувавши мікроструктуру, виявили, що за зношування із пульпою руйнування відбувалося у зонах розділу фаз карбід–основа (рис. 4*a*) з виникненням пористості, викришуванням карбідів (рис. 4*b*) та утворенням тріщин (рис. 4*c*).

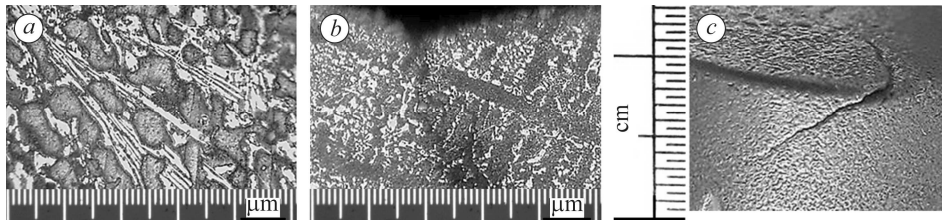


Рис. 4. Руйнування поверхні виробів із високохромистого чавуну:
a – руйнування у зонах розділу фаз карбід–основа, $\times 400$;
b – утворення пористості та викришування карбідів, $\times 200$; *c* – тріщина.

Fig. 4. Fracture of the surface of high-chromium cast iron products:
a – fracture in the zones of the phase separation of the carbide–base, $\times 400$;
b – formation of pores and crumbling of carbides, $\times 200$; *c* – a crack.

ВИСНОВКИ

Дослідження абразивного зношування високохромистих чавунів показали, що руйнування цих матеріалів у рідкому середовищі порівняно зі сухим суттєво пришвидшується за ефекту Ребіндера та хімічної неоднорідності металеві основи за хромом. Результати досліджень дали можливість встановити оптимальні вимоги до цих матеріалів з урахуванням умов експлуатації. За сухого абразивного зношування рекомендовано чавуни 320X22Г2Н та 300X28Н2. Для деталей насосів, які експлуатують в умовах гідроабразивного зношування, рекомендовано маловуглецевий чавун 110X24Н з концентрацією Cr у металевій основі $> 15\text{...}18\%$ (позитивний потенціал) та підвищеною твердістю внаслідок легування Ni, Mn та Si. За потреби, із урахуванням технологічних особливостей виробництва виливків, можливе застосування чавунів 180X24Н2 та 280X28Н2 без термічної обробки. Для деталей, які експлуатують у середовищі із пульпою (грунтової і шламові насоси), рекомендовано чавун 110X12Г5Н. За потреби у цих умовах експлуатації можливе використання чавуну 110X24Н.

1. Структурно- и неструктурно чувствительные свойства хромистых чугунов / А. А. Кириллов, В. Д. Белов, Е. В. Рожкова, А. Ю. Дядькова, И. Е. Зуев // Черные металлы. – 2007. – № 9. – С. 7–13.
2. Nazarchuk Z. T. and Nykyforchyn H. M. Structural and corrosion fracture mechanics as components of the physicochemical mechanics of materials // Materials Science. – 2018. – **54**, № 1. – P. 7–21.
 (Назарчук З. Т., Никифорчин Г. М. Структурна та корозійна механіка руйнування як складові фізико-хімічної механіки матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – **54**, № 1. – С. 17–30.)
3. Pokhmurs'kyi V. I. Development of investigations the field of corrosion and stress-corrosion fracture of metals and the methods of their protection (A survey) // Materials Science. – 2018. – **54**, № 4. – P. 451–464.
 (Похмурський В. І. Розвиток досліджень корозії та корозійно-механічного руйнування металів і методів їх захисту (Огляд) // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – **54**, № 4. – С. 7–20.)
4. Нетребко В. В., Волчок И. П. Влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистых чугунов // Литье и металлургия. – 2016. – № 4. – С. 38–43.
5. Microstructure and abrasive-wear resistance of the vibration-deposited metal of core wires of the basic Fe–Cr–B system / А. А. Voitovych, Н. V. Pokhmurs'ka, М. М. Student, О. Z. Student // Materials Science. – 2016. – **52**, № 3. – P. 365–370.
 (Мікроструктура та опір абразивному зношуванню вібронापлавленого металу з порошкового дроту базової системи Fe–Cr–B / А. А. Войтович, Г. В. Похмурська, М. М. Студент, О. З. Студент // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2016. – **52**, № 3. – С. 63–68.)

6. *Influence of vibration in the course of surfacing of a protective layer on its microstructure and impact-abrasive wear* / H. V. Pokhmurs'ka, M. M. Student, O. S. Lanets', A. A. Voitovych // *Materials Science*. – 2015. – **51**, № 3. – P. 412–417.
(Вплив вібрації під час наплавлення захисного шару на його мікроструктуру та ударно-абразивне зношування / Г. В. Похмурська, М. М. Студент, О. С. Ланець, А. А. Войтович // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2015. – **51**, № 3. – С. 107–111.)
7. *Pokhmurs'kyi V. I. and Dovhynuk V. M. Tribocorrosion of stainless steels (Review)* // *Materials Science*. – 2010. – **46**, № 1. – P. 87–96.
(Похмурський В. І., Довгунук В. М. Трібокорозія нержавіючих сталей (Огляд) // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2010. – **46**, № 1. – С. 76–85.)
8. *Pokhmurs'kyi V. I. Adsorption-electrochemical theory of the corrosion fatigue of metals* // *Materials Science*. – 2010. – **46**, № 2. – P. 156–165.
(Похмурський В. І. Адсорбційно-електрохімічна теорія корозійної втоми металів // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2010. – **46**, № 2. – С. 21–30.)
9. *Марчук В. Є. Зносостійкість дискретних поверхонь в умовах гідроабразивного зношування* // *Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб.* – К.: Вид-во НАУ “НАУ-друк”, 2011. – Вип. 55. – С. 182–188.
10. *Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах* // *Литье и металлургия*. – 2015. – № 3. – С. 40–46.
11. *Волчок И. П., Нетребко В. В. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов* // “Научный вестник” Донбасск. госуниверсит. машиностроительной академии. – 2015. – № 3 (18Е). – С. 52–59.

Одержано 23.09.2020