

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ТЕРМООБРОБКИ НА ВИТРИВАЛІСТЬ ПРУЖИН ЗІ СТАЛІ 65Г

О. П. ОСТАШ¹, Р. В. ЧЕПІЛЬ¹, Л. І. МАРКАШОВА², В. І. ГРИБОВСЬКА¹,
В. В. КУЛИК³, О. М. БЕРДНІКОВА²

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ;

³ Національний університет "Львівська політехніка"

Досліджено втомну довговічність пружин з марганцевистої сталі (0,66% С; 1,02% Мп) після чотирьох режим термічної обробки, які забезпечили трооститну, мартенситно-бейнітну і бейнітно-мартенситну структуру. Пружини випробувано за умов жорсткого циклічного навантаження, які близькі до експлуатаційних у виробках спеціального призначення. Встановлено, що оптимальну витривалість пружин забезпечує мішана структура нижнього бейніту і мартенситу, отримана після ізотермічного гартування і спеціального відпуску, який виконують, перериваючи охолодження після гартування в інтервалі між точками початку і кінця мартенситного перетворення. Витривалість пружин пов'язано з кількісними параметрами фазового складу і дислокаційної структури та мікромеханізмом руйнування пружинної сталі.

Ключові слова: пружинна сталь, режим термообробки, фазовий склад, дислокаційна структура, витривалість.

Пружинні елементи (пружини, ресори, рейкові скріплення тощо) виготовляють переважно зі сталей типу 55С2 і 60С2 із вмістом 0,55...0,60% вуглецю і до 2% кремнію [1–3]. Їх суттєвим недоліком є підвищена схильність до знеуглецювання поверхневих шарів на етапах формування і термічної обробки виробів [4]. Тому як замітник цих матеріалів видається перспективною сталь 65Г з вмістом 0,64...0,66% вуглецю і до 1% марганцю, яка не тільки менш схильна до знеуглецювання, а й краще прогартується, за однакової твердості володіє вищими міцністю, пружністю і витривалістю, а також на 20...25% дешевша, ніж сталь 60С2А [4, 5]. Це особливо важливо для пружин, які працюють в умовах високих динамічно-циклічних навантажень (зокрема, у виробках військового призначення), де використовують сталі підвищеної міцності, яку досягають додатковим легуванням дороговартісними елементами. Тут сталь 65Г має недолік, оскільки схильна до крихкого руйнування за великих деформацій [5], що може бути неприйнятним для пружин, які повинні забезпечувати значні переміщення. Це обумовлено її низькою релаксаційною здатністю [5], що, очевидно, пов'язано з перенапруженістю локальних об'ємів після термічної обробки.

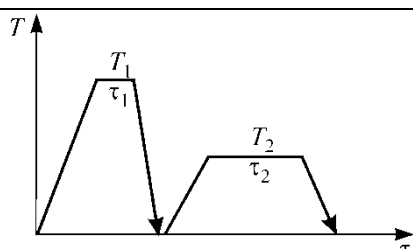
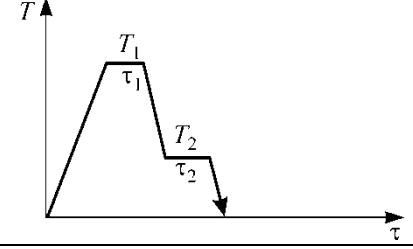
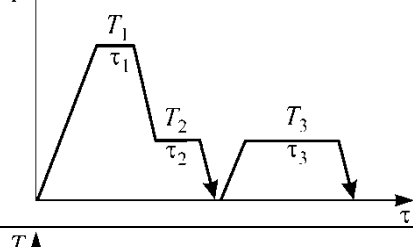
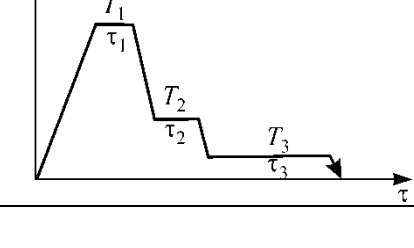
Зазвичай пружини гартують в оливі і піддають середньому відпуску, щоб отримати трооститну структуру сталі. Водночас відомо, що для сталей з доброю прогартуваністю, зокрема сталі 65Г, перспективне ізотермічне гартування, коли формується бейнітно-мартенситна або бейнітна структура, де тонкі прошарки залишкового аустеніту, збагаченого вуглецем, розподілені між бейнітними рейками. Завдяки такій субструктурі границя плинності і втомна довговічність сталі вища, ніж після традиційної обробки за однакової границі міцності [1]. Виявлено, що механічні характеристики сталі 65Г досягають максимуму за ізотермічного

гартування при 300...330°C, а поліпшити їх можна, якщо після гартування на нижній бейніт відпускати її за температури ізотермічної витримки під час гартування [1]. Встановлено також [6, 7], що зменшити напруження II роду в об'ємі рейок бейніту і мартенситу та оптимально поєднати міцність і циклічну тріщиностійкість сталі 65Г можна, використовуючи спеціальний режим термічної обробки, пов'язаний із заповільненим охолодженням при 100°C (в інтервалі температур початку і кінця мартенситного перетворення).

Мета цього дослідження – вивчити вплив режимів термічної обробки на втомну довговічність пружин зі сталі 65Г залежно від її структурно-фазового стану.

Матеріал і методика. Пружини з зовнішнім і внутрішнім діаметрами 20 і 12 mm, відповідно, та довжиною 79,5 mm (12,5 витків, з них 11 робочих) виготовляли з дроту \varnothing 4 mm зі сталі 65Г (mass%: 0,66 C; 1,02 Mn; 0,29 Si; 0,12 Cr). Термічну обробку здійснювали за різними режимами (табл. 1), зокрема, нагрів під гартування та відпуск – у повітряній атмосфері, а ізотермічне гартування – у розплаві лугів: 50% NaOH + 50% КОН. Після ізотермічної витримки пружини промивали у киплячій воді і охолоджували у повітрі. Перед випробуванням їх заневолювали, стиснувши до повного змикання витків, упродовж 24 h.

Таблиця 1. Схеми термообробок сталі та параметри їх режимів

Режим	Схема і параметри	
A		<p>Гартування: $T_1 = 810^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 10$ min; охол. в оливі.</p> <p>Відпуск: $T_2 = 400^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2$ h; охол. у повітрі.</p>
B		<p>Ізотермічне гартування: $T_1 = 810^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 10$ min; охолодження і витримка у розплаві лугів при $T_2 = 320^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2$ min; охол. у повітрі.</p>
C		<p>Ізотермічне гартування: $T_1 = 810^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 10$ min; охолодження і витримка у розплаві лугів при $T_2 = 320^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2$ min; охол. у повітрі.</p> <p>Відпуск: $T_3 = 320^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 2$ h; охол. у повітрі.</p>
D		<p>Ізотермічне гартування: $T_1 = 810^\circ\text{C}$; $\tau_1 = 10$ min; охолодження і витримка у розплаві лугів при $T_2 = 320^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2$ min.</p> <p>Відпуск: $T_3 = 100^\circ\text{C}$, $\tau_3 = 3$ h; охол. у повітрі.</p>

Пружини на витривалість випробовували на сервогідроліній машині “BISS” (Індія) за циклічного стиску з частотою 8...10 Hz, що відповідає умовам їх експлуатації у деяких видах озброєння бронетехніки. Для цього пружину стискали до початкової довжини $H_1 = 71$ mm (сила притиску 0,38...0,40 kN) і циклічно навантажували, стискаючи до довжини $H_2 = 53$ mm (сила притиску 1,38...1,40 kN). Таким чином, робочий хід пружини становив 18 mm за розмаху навантаження ~ 1 kN. Визначали усереднену кількість циклів до руйнування N_f за результатами випробувань 3–5 зразків.

Структурно-фазовий стан, тонку і дислокаційну структуру (на фольгах), а також мікрофрактографічні особливості зламів вивчали методами оптичної (Neophot-9 з цифровою камерою Nikon D50) та електронної трансмісійної (JEOL JEM-200CX) і сканувальної (Zeis EVO-40XVP) мікроскопії.

Результати та обговорення. Мікроструктурний аналіз засвідчив, що після термообробки за традиційним режимом А сталь має переважно трооститну структуру з доволі рівномірним розподілом карбідів і підвищеною ($\rho = (6...8) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) густиною дислокацій біля меж карбід–матриця та троостит–відпущений мартенсит (табл. 2; рис. 1a, b). Після ізотермічного гартування (режим В) формується крупногочаста структура мартенситу і верхнього бейніту (рис. 1c, d) з високою ($\rho = (6...8) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$) густиною дислокацій уздовж міжфазних меж. Відпуск ізотермічно загартованої сталі (режим С) спричиняє зростання кількості нижнього бейніту (рис. 1e), де характерний розподіл цементитних прошарків зумовлює диспергування бейнітних зерен. Густина дислокацій у відпущеному мартенситі (рис. 1f) значно зменшується ($\rho = (1...2) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$) порівняно з мартенситом гартування (рис. 1c). Термообробка за режимом D обумовлює переважно структуру нижнього бейніту (рис. 1g) і відпущеного мартенситу (рис. 1h). Густина дислокацій ($\rho = (4...6) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) у нижньому бейніті менша, ніж у трооститі, і суттєво нижча проти відпущеного мартенситу (втричі) і мартенситу гартування (на порядок і більше).

Таблиця 2. Усереднений фазовий склад сталі і локальна густина дислокацій залежно від режимів термообробки

Термо- обробка	Фазовий склад, %				Густина дислокацій ρ , cm^{-2} (фаза)
	троостит (Т)	мартенсит гартування (MQ) або відпуску (MT)	бейніт верхній (BU)	бейніт нижній (BL)	
А	92	8	–	–	$(6...8) \cdot 10^{10}$ (Т)
В	–	60	35	5	$(6...8) \cdot 10^{11}$ (MQ)
С	–	53	10	37	$(1...2) \cdot 10^{11}$ (MT)
Д	–	42	–	58	$(4...6) \cdot 10^{10}$ (BL)

Скупчення дислокацій у структурних елементах матеріалу зумовлюють концентрацію локальних напружень II роду $\tau_{\text{loc}} = f(\rho)$ [8, 9], наприклад, $\tau_{\text{loc}} = 1109$ МПа при $\rho = 6 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ і 1867 МПа при $\rho = 1 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$. Таким чином, зони з максимальною густиною дислокацій, зокрема вздовж меж мартенситу і верхнього бейніту (режим В), є джерелами для зародження і росту тріщин, що повинно визначати втомну довговічність пружин. Це підтверджують гістограми I на рис. 2: втомна довговічність пружин, оброблених за режимом В, найнижча ($N_f = 2,4 \cdot 10^4$ cycles). Вона майже втричі менша, ніж пружин, оброблених за традиційним режимом А ($N_f = 6,6 \cdot 10^4$ cycles). Відпущена мартенситно-бейнітна структура (режим С) під-

вищує витривалість пружин, яка вже перевершує ($N_f = 7,6 \cdot 10^4$ cycles) отриману за трооститної. Проте відпущена за режимом D бейнітно-мартенситна структура з мінімальною густиною дислокацій забезпечує ще більшу витривалість пружин ($N_f = 1,25 \cdot 10^5$ cycles), яка майже вдвічі вища, ніж за традиційної трооститної структури.

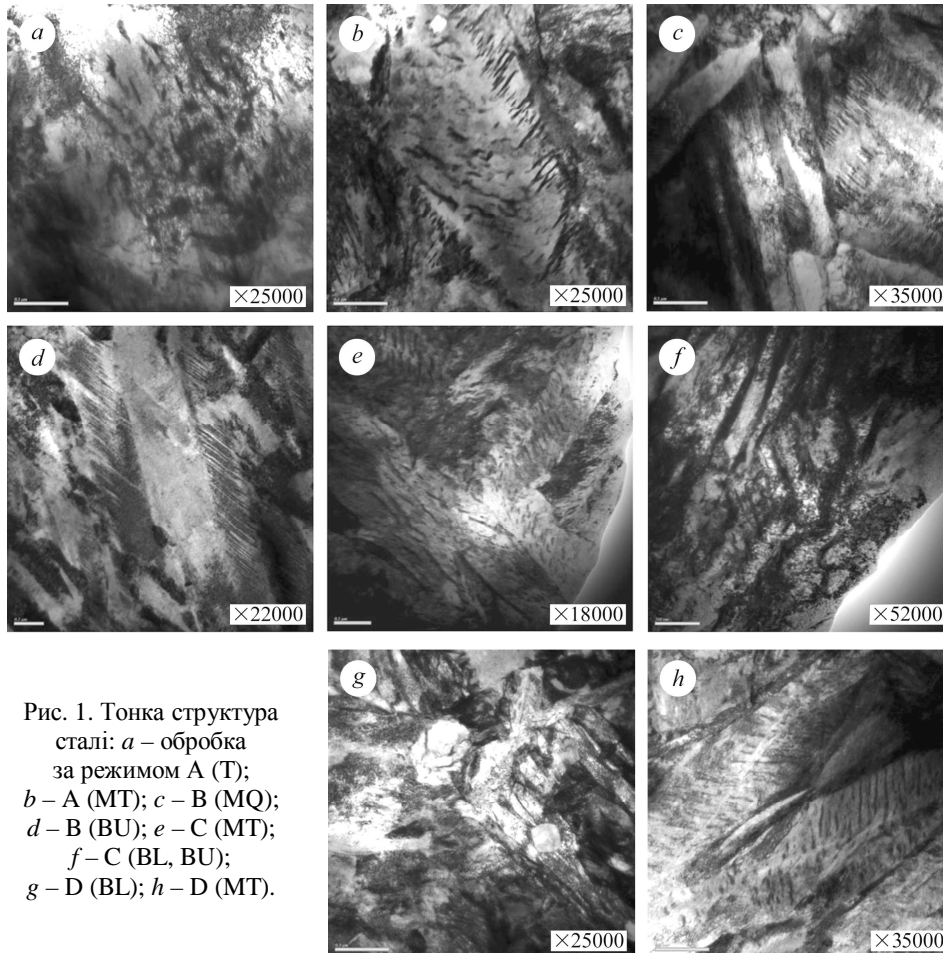


Рис. 1. Тонка структура сталі: *a* – обробка за режимом А (Т); *b* – А (МТ); *c* – В (МQ); *d* – В (ВU); *e* – С (МТ); *f* – С (ВL, ВU); *g* – D (ВL); *h* – D (МТ).

Fig. 1. Fine structure of the steel after heat treatment: *a* – regime A (T), *b* – A (MT); *c* – B (MQ); *d* – B (BU); *e* – C (MT); *f* – C (BL, BU); *g* – D (BL); *h* – D (MT).

Отримані результати виявляють важливу особливість. Залишкові внутрішні напруження, які виникають під час бейнітно-мартенситного перетворення за охолодження до кімнатної температури, під час подальшого традиційного відпуску (при 320°C) зменшуються недостатньо (режим С). Це відбувається ефективніше, коли охолодження переривають і відпускають (при 100°C) в інтервалі температур початку і кінця мартенситного перетворення (режим D). Це може свідчити про те, що залишкові напруження в основному формуються в діапазоні $100 \dots 20^{\circ}\text{C}$.

Мікрофрактографічний аналіз підтверджує результати механічних випробувань (рис. 2 і 3). Після всіх режимів термічної обробки сталь руйнується за механізмом циклічного квазівідколу (рис. 3). Але фрактографічні параметри суттєво різняться (рис. 2). Зокрема, довжина зони докритичного росту втомної тріщини (a_{cr}), яка визначає циклічну в'язкість руйнування сталі, найменша ($0,15 \text{ mm}$) за режиму В і найбільша ($1,1 \text{ mm}$) за режиму D (гістограми 2), тобто повністю корелює із втомною довговічністю N_f (гістограми 1). Режим D забезпечує дисперсну мікро-

структуру і найменший розмір (d_f) квазівідкольних фасеток (гістограми 3 і рис. 3), який характеризує приріст магістральної втомної тріщини. Локальні внутрішні напруження спричиняють також формування вторинних мікротріщин (l_{cr}) у зоні передруйнування, які найдовші за режиму В і відсутні за режимів А і D (гістограми 4).

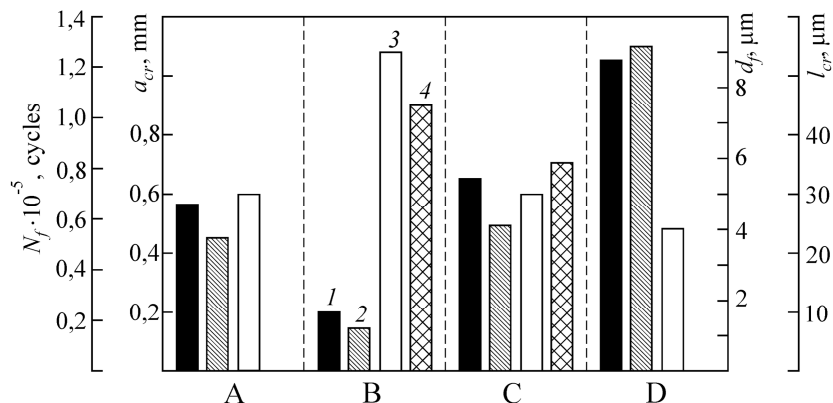


Рис. 2. Вплив режиму термообробки на: 1 – кількість циклів до руйнування (N_f); 2 – довжину зони докритичного росту втомної тріщини (a_{cr}); 3 – середній розмір квазівідкольних фасеток (d_f); 4 – довжину вторинних тріщин у зоні передруйнування (l_{cr}).

Fig. 2. The heat treatment regime effect on: 1 – number of cycles to failure (N_f); 2 – length of the zone of fatigue crack subcritical growth (a_{cr}); 3 – average size of a quasi-cleavage facets (d_f); 4 – length of secondary cracks in prefracture zone (l_{cr}).

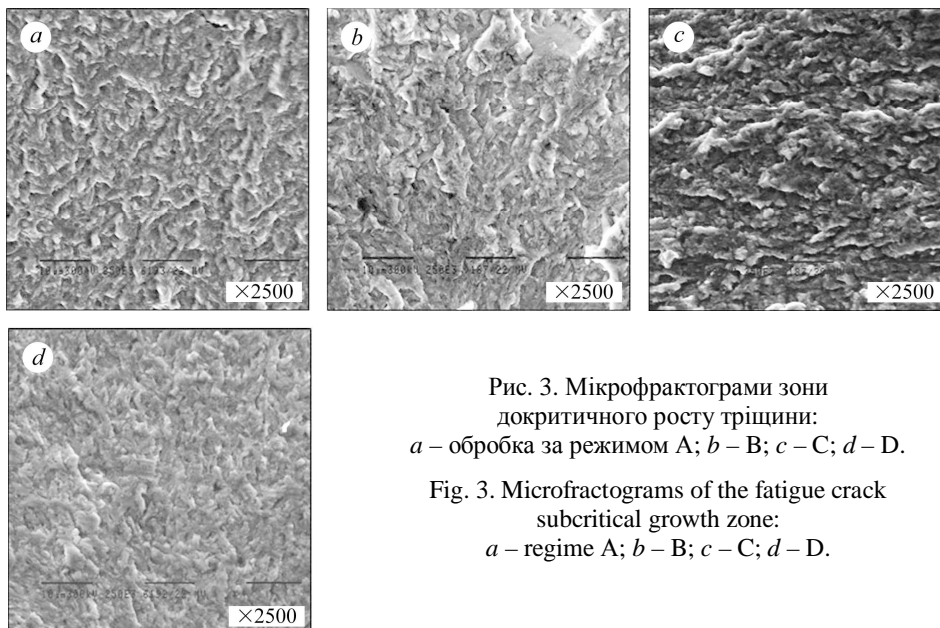


Рис. 3. Мікрофрактограми зони докритичного росту тріщини: а – обробка за режимом А; б – В; с – С; d – D.

Fig. 3. Microfractograms of the fatigue crack subcritical growth zone: а – regime A; b – B; c – C; d – D.

ВИСНОВКИ

Найвищу витривалість пружин зі сталі 65Г забезпечує мішана структура нижнього бейніту (~ 60%) і мартенситу (~ 40%), отримана після ізотермічного гартування при 320°C і спеціального відпуску 3 h при 100°C, який виконують, перериваючи охолодження після гартування. За дисперсної структури нижнього бейніту з мінімальною густиною дислокацій біля міжфазних меж, яка визначає рівень локальних внутрішніх напружень в елементах структури, вдається отримати втомну довговічність пружин ~ у 2 рази вищу, ніж за традиційної трооститної.

РЕЗЮМЕ. Исследована усталостная долговечность пружин из марганцовистой стали (0,66% C; 1,02% Mn) после четырех режимов термической обработки, которые обеспечивают трооститную, мартенситно-бейнитную и бейнитно-мартенситную структуру. Пружины испытаны в условиях жесткого циклического нагружения, которые близки к эксплуатационным в изделиях специального назначения. Выявлено, что оптимальную выносливость пружин обеспечивает смешанная структура нижнего бейнита и мартенсита, полученная после изотермической закалки и специального отпуска, который проводят, прерывая охлаждение после закалки в интервале между точками начала и конца мартенситного превращения. Выносливость пружин связана с количественными параметрами структурно-фазового состава и дислокационной структуры, а также микромеханизмом разрушения пружинной стали.

SUMMARY. The fatigue durability of manganese steel (0.66% C; 1.02% Mn) springs after four heat treatment regimes that ensured troostite, martensite-bainite and bainite-martensite structures is investigated. The springs tests were performed under cyclic loading conditions close to those for articles of special purpose. It is shown that the mixed structure of lower bainite and martensite received after isothermal quenching and special tempering provides the optimum springs endurance. This tempering must be carried out when the cooling after quenching is interrupted at the temperature between the beginning and the end of martensite transformation. The springs endurance is connected with the quantitative parameters of phase composition and dislocation structure, and also with the fracture micromechanism of the spring steel.

1. *Raxhmatd A. G.* Пружинные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1982. – 400 с.
2. *Yamada Y.* Materials for Springs. Translated from the Japanese original edition published by JSSE [electronic resource]. – Berlin: Springer; Tokyo: Japan Society of Spring Engineers, 2007. – 378 с.
3. *Development of Si–Mn alloyed spring steels suitable for elastic rail clip (ERC) application / K. K. Keshari, S. Kumar, A. Chatterjee, S. Ghosh, A. K. Bhakat, B. Sarkar // Int. J. of Metallurgical Eng.* – 2015. – 4, № 1. – P. 1–5.
4. *Грибовська В. І., Чепіль Р. В., Осташ О. П.* Вплив знеуглецювання на витривалість сталей для рейкових скріплень // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2016. – 52, № 3. – С. 56–62. (*Hrybovs'ka V. I., Chepil' R. V., Ostash O. P.* Influence of decarburization on the durability of steels for rail accessories // *Materials Science.* – 2016. – 52, № 3. – P. 357–364.)
5. *Осташ О. П., Чепіль Р. В., Грибовська В. І.* Про визначальні параметри робоздатності пружних клем рейкових скріплень // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – 53, № 1. – С. 50–55. (*Ostash O. P., Chepil' R. V., Hrybovs'ka V. I.* On the determining parameters of serviceability of elastic clamps of railway joints // *Materials Science.* – 2017. – 53, № 1. – P. 55–61.)
6. *Структура і механічні властивості зони термічного впливу відновлених залізничних коліс / О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, Л. І. Маркашова, О. П. Осташ, В. В. Кулик, Т. О. Алексеєнко, О. С. Шишкевич // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2015. – 51, № 4. – С. 114–119. (*Structural and mechanical properties of head-affected zone of restored railway wheels / O. A. Naivorons'kyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova, O. P. Ostash, V. V. Kulyk, T. A. Alekseenko, O. S. Shyshkevych // Materials Science.* – 2016. – 51, № 4. – P. 563–569.)
7. *Патент України № 105440.* Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей / О. П. Осташ, О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, В. В. Кулик. – Опубл. 25.03.2016; Бюл. № 6.
8. *Оценка прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес после длительной эксплуатации / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский, Е. И. Бердникова, Т. А. Алексеєнко // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2011. – 47, № 6. – С. 73–79. (*Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii, E. N. Berdnikova, T. A. Alekseenko // Materials Science.* – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.)
9. *Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композитных материалов / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова, А. А. Гайворонский, Т. А. Алексеєнко // Автомат. сварка.* – 2014. – № 6–7. – С. 25–31.

Одержано 16.08.2017