

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.35.Dv, 68.35.Fx, 81.40.Pq, 81.40.Wx, 81.65.Lp, 83.60.Np

Формування комплексних дифузійних боридних шарів на метастабільних аустенітних хромоманганових азотовмісних сталях в умовах дії зовнішнього магнетного поля

С. М. Чернега, І. А. Поляков, М. О. Красовський*

*Національний технічний університет України «КПІ»,
інженерно-фізичний факультет,
кафедра металознавства та термічної обробки,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

**Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Академіка Кржижановського, 3,
03142 Київ, Україна*

В даній роботі проведено дослідження формування комплексних дифузійних боридних шарів у порошкових сумішах на сталі 40X15Г8САФ. Визначено фазовий і хемічний склад, товщину, мікротвердість та зносостійкість одержаних шарів на сталі 40X15Г8САФ. Встановлено, що застосування зовнішнього магнетного поля (ЗМП) приводить до перерозподілу кількісного співвідношення боридних фаз у поверхневих шарах, зміни періодів кристалічної ґратниці. ЗМП уможливорює в 1,5–2 рази зменшити тривалість насичення деталей, підвищити мікротвердість боридних шарів до 19–19,5 ГПа та зносостійкість у 2,4–2,7 рази порівняно з хромомангановою сталлю 40X15Г8САФ без захисного покриття.

Corresponding author: Svitlana Mykhaylivna Chernega
E-mail: smchernega@mail.ru

*National Technical University of Ukraine 'KPI',
Faculty of Physical Engineering,
Department of Metallurgy and Heat Treatment,
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

** I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Academician Krzhizhanovsky, UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: S. M. Chernega, I. A. Poliakov, and M. O. Krasovskiy, Formation of Complex Diffusion Boride Layers on Metastable Austenitic Nitrogen-Containing Chromium–Manganese Steels in Conditions of Action of an External Magnetic Field, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 11: 1479–1495 (2016) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.38.11.1479.

Ключові слова: борування, зносостійкість, мікротвердість, дифузія, магнетне поле.

В данной работе проведено исследование формирования комплексных диффузионных боридных слоёв в порошковых смесях на стали 40X15Г8САФ. Определены фазовый и химический состав, толшины, микротвёрдость и износостойкость полученных слоёв на стали 40X15Г8САФ. Установлено, что применение внешнего магнитного поля (ВМП) приводит к перераспределению количественного соотношения боридных фаз в поверхностных слоях, изменению периодов кристаллической решётки. ВМП позволяет в 1,5–2 раза уменьшить продолжительность насыщения деталей, повысить микротвёрдость боридных слоёв до 19–19,5 ГПа и износостойкость в 2,4–2,7 раза по сравнению с хромомарганцевой сталью 40X15Г8САФ без защитного покрытия.

Ключевые слова: борирование, износостойкость, микротвёрдость, диффузия, магнитное поле.

In this article, the formation of complex diffusion boride layers on the metastable austenitic Cr–Mn–N steel by powder method is investigated. Phase and chemical compositions, thickness, microhardness, and wear resistance of boride layers obtained on the metastable austenite Cr–Mn–N steel are determined. As established, the application of an external magnetic field (EMF) leads to a redistribution of the boride-phases' proportion in the surface layers and to the changes of the crystal-lattice periods. EMF allows reducing the time of details' saturation by 1.5–2 times, increasing boride-layers' microhardness to 19–19.5 GPa and increasing their wear resistance by 2.4–2.7 times compared with Cr–Mn–N steel without protective coating.

Key words: boriding, wear resistant, microhardness, diffusion, magnetic field.

(Отримано 15 лютого 2016 р.; остаточн. варіант — 13 серпня 2016 р.)

1. ВСТУП

Аустенітна хромоманганова сталь відноситься до зносостійких сталей в яких метастабільний аустеніт в процесі експлуатації зазнає фазове перетворення з утворенням ε -мартенситу [1–4]. Однак в жорстких умовах інтенсивних навантажень при гідроабразивному зношуванні в різних корозійних середовищах, наприклад, як у випадку деталей гідрозатворної арматури із хромоманганової сталі, виникає проблема підвищення експлуатаційних характеристик [5–7]. Ефективним методом є застосування хеміко-термічного оброблення (ХТО) з використанням бору та інших насичувальних елементів. ХТО уможливорює створити на поверхні матеріалу структуру, яка складається із високотвердих боридних фаз [8–10]. Проте багатоконпонентне дифузійне борування є досить енергозатратним

процесом, тому для зменшення енергозатратності необхідно застосовувати методи для інтенсифікації процесу насичення. Одним із методів є застосування зовнішнього магнетного поля (ЗМП), так зване магнетотермохімічне оброблення [11].

Для вирішення цієї задачі в роботі застосовували дифузійне комплексне насичення поверхневого шару сталі 40X15Г8САФ бором чи бором та міддю при одночасній дії ЗМП.

Метою даної роботи було дослідження дифузійних боридних та бороміднених покриттів на сталі 40X15Г8САФ, одержаних в різних фізико-хімічних умовах, а саме, проведення насичення без застосування зовнішнього магнетного поля (ЗМП) та при його одночасному накладанні.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Процеси насичення сталей бором чи бором і міддю проводили в порошкових сумішах на основі технічного карбіду бору B_4C з додаванням порошоків Cu_2O чи Cu_3P , як джерела міді, фторопласту в якості активуючої добавки, у спеціальному контейнері за температури $975^\circ C$ протягом 2, 5 та 6 годин з використанням плавких затворів.

Для створення магнетного поля застосовували соленоїд, який складався із 635 витків шини алюмінійового стопу, розміром 10×20 мм; сила струму — 60 А; магнетна індукція — 35 мТл.

Для магнетотермохімічного оброблення в соленоїд поміщали високотемпературну піч з тиглями із запакованою в них насичувальною сумішшю для борування чи бороміднення та зразками сталі 40X15Г8САФ наступного складу: С — 0,42, Cr — 15,4, Mn — 8,2, Si — 0,66, S — 0,008, P — 0,007, V — 0,22, Al — 0,065, N — 0,265.

Дослідження структури боридних покриттів на сталі 40X15Г8САФ проводили на шліфах підданих високотемпературному щавленню за температури $400^\circ C$ при витримці 30 хв в печі СНОЛ-1,6.2,5.1/9 з наступним охолодженням до кімнатної температури на повітрі. Теплове щавлення, яке засноване на хімічній активності фаз залежно від їх складу, зумовило появу кольорового забарвлення фаз і уможливило визначити їх розташування в структурі покриттів. Слід зазначити, що чутливість теплового щавлення до осередків зародження фаз значно вища, ніж у звичайного хімічного щавлення [12].

Мікроструктурні дослідження покриттів та вимірювання товщини дифузійних шарів проводили на металографічному мікроскопі Axio Observer A1m, Zeiss в інтервалі збільшення 100–1000 разів.

Визначення мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 не менше, ніж у 15–20 полях зору при навантаженні 0,49–0,98 Н з точністю $\pm 0,3$ ГПа.

Дослідження хімічного складу покриттів проводили мікрорент-

геноспектральною аналізою на електронному растровому мікроскопі РЕМ 106И при збільшенні до 2000 раз з точністю 0,01% мас.

Фазовий склад, кількісну аналізу фаз, періоди кристалічної ґратниці, об'єм елементарних ґратниць фаз, області когерентного розсіяння в боридних покриттях аналізували на рентгенівському дифрактометрі Ultima IV, компанії Rigaku (Японія), в монохроматичному випромінненні $\text{CuK}\alpha$.

Випробування покриттів на зносостійкість проводили на машині тертя (рис. 1).

Робота здійснюється наступним чином. Обертання від двигуна постійного струму (7) передається за допомогою зубчатої передачі (10) на шатун 3 та одночасно на датчик для реєстрації обертів 6. Шатун переміщує за зворотньо-поступальним механізмом рухому платформу 8. Вона рухається на шарнірах по направляючих. На платформі знаходиться фіксувальний механізм, в який поміщається зразок для випробування (5). Зразок контактує з контртілом 4 за допомогою навантажувального механізму, що складається з важеля 9 та гири 1. Контртіло фіксується на важелі. Основною частиною установки є вузол тертя 11, розміщений на станині (2) установки.

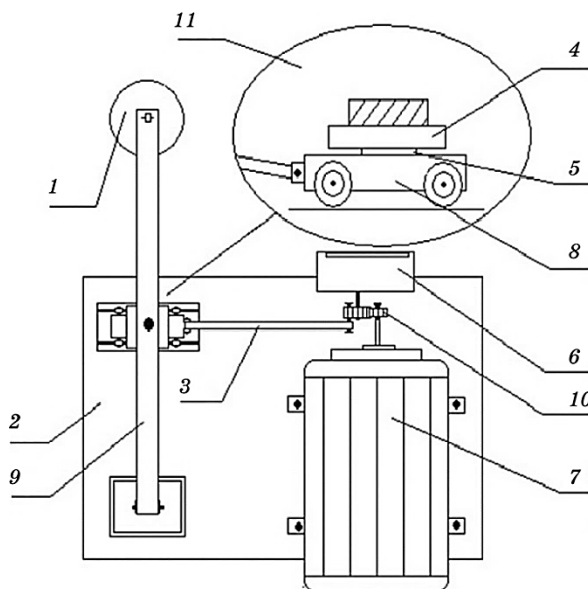


Рис. 1. Схема машини тертя: 1 — гиря, 2 — станина, 3 — шатун, 4 — контртіло, 5 — зразок, 6 — датчик для реєстрації обертів, 7 — електродвигун, 8 — платформа, 9 — важіль, 10 — зубчата передача, 11 — вузол тертя.

Fig. 1. Scheme of friction machine: 1—weight, 2—frame, 3—rod, 4—counterbody, 5—sample, 6—sensor for recording revolutions, 7—electric motor, 8—platform, 9—lever, 10—gear, 11—friction unit.

В дослідженні зносостійкості за матеріал контртіла слугувала сталь У8 після гартування та низького відпуску із твердістю 52 НРС.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктурною аналізою встановлено (рис. 2), що після дифу-

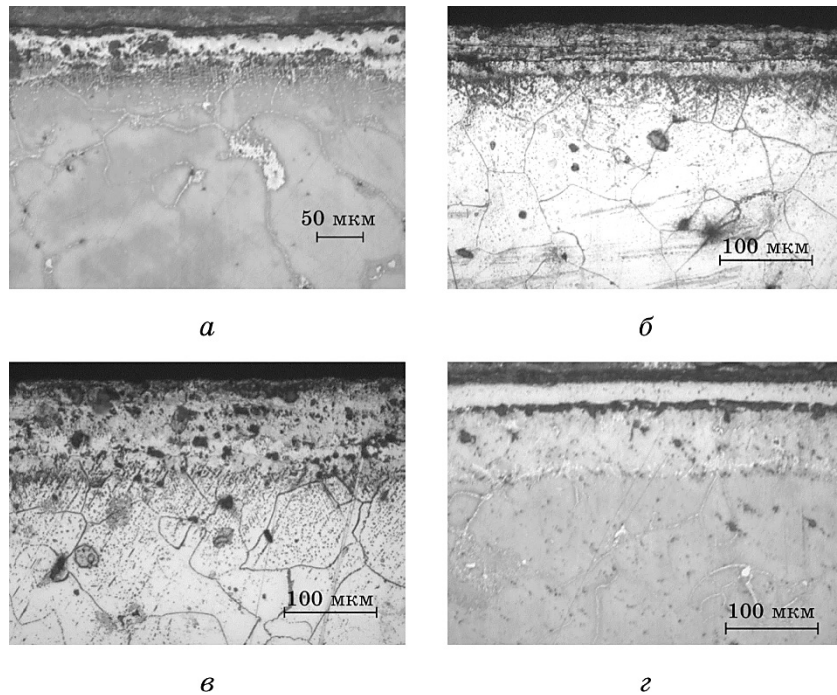


Рис. 2. Мікроструктури комплексних боридних покриттів на сталі 40X15Г8САФ, одержаних в різних фізико-хімічних умовах: борування без накладання ЗМП (тривалість насичення 5 годин, $\times 200$) (*а*); борування в ЗМП (тривалість насичення 2 години, $\times 200$) (*б*); комплексне насичення бором та міддю без дії ЗМП (тривалість насичення 5 годин, $\times 200$) (*в*); комплексне насичення бором та міддю при одночасній дії ЗМП (тривалість насичення 2 години, $\times 200$) (теплове щавлення) (*г*).

Fig. 2. Microstructures of complex boride coatings on Cr–Mn–N steel obtained in different physical and chemical conditions: boriding without EMF action, the duration of saturation—5 hours, $\times 200$ (*a*); boriding with simultaneous EMF action, the duration of saturation—2 hours, $\times 200$ (*б*); complex saturation with boron and copper without EMF action, the duration of saturation—5 hours, $\times 200$ (*в*); complete saturation with boron and copper with simultaneous EMF action, the duration of saturation—2 hours, $\times 200$ (thermal etching) (*г*).

зійного насичення сталі 40X15Г8САФ в борувальній суміші протягом 5 годин формуються дифузійні шари товщиною до 50 мкм (рис. 2, а), а при комплексному насиченні бором та міддю за 5 годин дифузійного насичення — до 75 мкм (рис. 2, в). Накладання ЗМП при боруванні протягом 2 годин приводить до збільшення дифузійного боридного шару в 1,8 рази (до 90 мкм) (рис. 2, б), та в 1,3 рази при комплексному насиченні бором та міддю (до 100 мкм) (рис. 2, г).

Мікроструктура боридного шару, представлена на рис. 2, а, б, має шарувату будову та неоднорідний розподіл фаз по перерізу окремого шару через наявність вкраплень іншої фази, які мають вигляд локальних темних зон в структурі шару. Покриття складається із різних фаз з розмірами зерен 1–2 мкм багатогранної чи краплеподібної форми дещо витягнутих в напрямку фронту дифузії насичуючих елементів. Характерним для боридного покриття є наявність дифузійних мікропор орієнтованих вздовж підповерхневого шару (рис. 2, б). Структура боридного шару, сформованого при комплексному насиченні бором та міддю в умовах дії ЗМП, має більш виражений шаруватий характер із більшою однорідністю в межах окремого прошарку та меншою кількістю мікропор (рис. 2, г).

Дослідження розподілу мікротвердості по перерізу дифузійного боридного шару на сталі 40X15Г8САФ представлено на рис. 3. Показано, що борування уможливорює одержати дифузійні покриття із

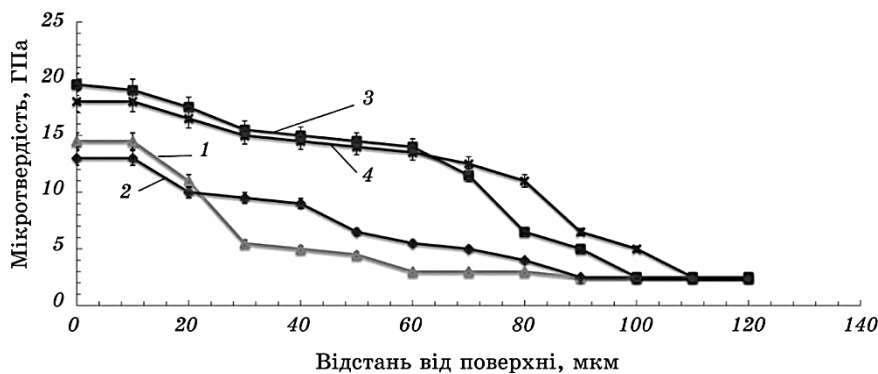


Рис. 3. Зміна мікротвердості по товщині дифузійного боридного покриття на сталі 40X15Г8САФ, одержаного в різних фізико-хімічних умовах: 1 — борування без ЗМП, 2 — комплексне насичення бором та міддю без ЗМП, 3 — борування при одночасній дії ЗМП, 4 — комплексне насичення бором та міддю при одночасній дії ЗМП.

Fig. 3. Change of microhardness along the thickness of diffusion boride coatings on Cr–Mn–N steel obtained in different physical and chemical conditions: 1—boriding without EMF, 2—complex saturation with boron and copper without EMF, 3—boriding with simultaneous EMF action, 4—complex saturation with boron and copper with simultaneous EMF action.

мікротвердістю поверхневого підшару до 14,5 ГПа, а формування боридних шарів в умовах дії ЗМП сприяє підвищенню мікротвердості поверхневого підшару до 19–19,5 ГПа. Мікротвердість бороміднених поверхневих шарів на сталі 40X15Г8САФ становила 13,0 ГПа, а таких шарів, одержаних в умовах дії ЗМП — 18,0 ГПа (рис. 3).

Таким чином після борування з одночасною дією ЗМП на поверхні сталі 40X15Г8САФ одержуємо боридні шари, мікротвердість яких в 1,4 рази вища ніж мікротвердість боридного покриття, одержаного без накладання ЗМП, та в 6,5 разів вища, ніж мікротвердість основи (2,5–3 ГПа). При комплексному насиченні хромоманганової сталі 40X15Г8САФ бором та міддю при одночасній дії ЗМП, спостерігаємо формування більш пластичних дифузійних боридних шарів з меншою в 1,1 рази мікротвердістю порівняно із боруванням в умовах дії ЗМП (рис. 3). Поряд з цим застосування бороміднення з одночасною дією ЗМП приводить до зростання мікротвердості в 1,4 рази порівняно із боромідненням без впливу ЗМП та в 6 разів порівняно з матеріалом основи. Застосування ЗМП уможливорює підвищити мікротвердість боридних покриттів на 3–4 ГПа, порівняно з боридними покриттями одержаними без дії ЗМП. Розподіл мікротвердості в покритті в залежності від відстані від поверхні має східчастий характер і вказує на різний фазовий склад по перерізу дифузійного боридного шару (рис. 3). При цьому максимальна твердість формується в поверхневому шарі фази FeV товщиною у 10–15 мкм.

Дослідження розподілу елементів по перерізу дифузійного шару на зразках сталі 40X15Г8САФ після борування та бороміднення в різних фізико-хімічних умовах наведено в табл. 1–4 та рис. 4, 5. Точковою рентгеноспектральною аналізою (за лініями K-серії) боридного покриття виявлено, що хром, який є основним легувальним елементом у сталі 40X15Г8САФ із вмістом до 15% мас., нерів-

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад дифузійного шару на сталі 40X15Г8САФ, одержаного після борування без застосування ЗМП.

TABLE 1. Chemical composition of diffusion layer on Cr–Mn–N steel obtained after boriding without EMF action.

Елементи	Позиція								
	+1	+2	+3	+4	+5	+6	+7	+8	+9
	% мас.								
Si(K)	0,00	0,14±0,03	0,66±0,07	0,00	0,00	1,91±0,09	0,00	0,07±0,06	0,20±0,04
V(K)	0,00	0,08±0,03	0,37±0,07	0,00	0,08±0,06	0,67±0,11	0,00	0,00	0,00
Cr(K)	0,70±0,05	0,68±0,05	7,82±0,25	17,63±0,43	18,70±0,49	19,25±0,43	19,80±0,49	14,65±0,37	5,91±0,20
Mn(K)	0,12±0,04	0,12±0,04	1,25±0,31	1,61±0,07	1,78±0,36	2,30±0,38	1,69±0,34	1,73±0,29	1,85±0,28
Fe(K)	99,18±3,25	98,98±0,07	89,90±1,63	80,76±1,25	79,44±1,40	75,87±1,64	78,51±1,32	83,55±1,23	92,04±1,29

ТАБЛИЦЯ 2. Хемічний склад дифузійного шару на сталі 40X15Г8САФ, одержаного після борування при накладанні ЗМП.**TABLE 2.** Chemical composition of diffusion layer on Cr–Mn–N steel obtained after boriding with simultaneous EMF action.

Елементи	Позиція						
	+1	+2	+3	+4	+5	+6	+7
% мас.							
Si (K)	0,00	0,00	0,00	0,00	0,04±0,02	0,02±0,01	0,89±0,06
V (K)	0,23±0,04	0,18±0,03	0,43±0,08	0,47±0,08	0,28±0,05	0,39±0,07	0,08±0,03
Cr (K)	9,87±0,36	6,23±0,22	16,91±0,42	17,80±0,43	18,91±0,39	23,78±0,63	1,71±0,35
Mn (K)	8,88±0,34	7,84±0,21	4,02±0,18	6,65±0,20	7,00±0,24	7,70±0,32	4,34±0,19
Fe (K)	81,02±1,23	85,75±1,29	78,64±1,63	75,08±1,24	73,77±1,38	68,11±1,30	92,98±1,29

ТАБЛИЦЯ 3. Хемічний склад дифузійного шару на сталі 40X15Г8САФ, одержаного після комплексного насичення бором та міддю без застосування ЗМП.**TABLE 3.** Chemical composition of the diffusion layer on Cr–Mn–N steel obtained after complex saturation with boron and copper without EMF action.

Елементи	Позиція							
	+1	+2	+3	+4	+5	+6	+7	+8
% мас.								
Si (K)	0,04±0,02	0,06±0,02	0,03±0,01	0,08±0,03	0,00	0,03±0,01	0,00	0,70±0,06
V (K)	0,37±0,07	0,54±0,03	0,37±0,07	0,26±0,05	0,32±0,06	0,28±0,05	0,30±0,05	0,12±0,03
Cr (K)	14,99±0,45	12,68±0,44	11,49±0,37	11,58±0,37	11,96±0,37	19,41±0,39	20,09±0,42	1,61±0,16
Mn (K)	1,38±0,15	3,86±0,19	3,32±0,18	1,16±0,14	5,34±0,21	5,35±0,22	5,43±0,22	3,38±0,18
Fe (K)	81,58±1,41	81,90±1,55	83,25±1,29	86,64±1,31	81,80±1,24	74,55±1,22	74,00±1,22	94,19±1,34
Cu (K)	1,64±0,34	0,96±0,05	1,54±0,31	0,28±0,04	0,58±0,06	0,38±0,05	0,18±0,02	0,00

номірно розподілений по перерізу дифузійного шару.

Основна концентрація хрому зосереджена в центральній та прилеглій до матриці частині боридного покриття. Оскільки товщина боридних покриттів залежала від умов насичення та складу насичуючого середовища, то в борованих шарах при загальній товщині покриття 45–50 мкм максимальний вміст хрому 18–20% мас. виявлено на глибині 15–30 мкм. За межами боридного шару вміст хрому різко зменшується до 6% мас. (рис. 4, а, табл. 1).

Для боридних шарів товщиною 85–90 мкм, одержаних в умовах дії ЗМП, основна частина хрому із вмістом від 17% до 24% мас. зосе-

ТАБЛИЦЯ 4. Хемічний склад дифузійного шару на сталі 40X15Г8САФ, одержаного після комплексного насичення бором та міддю при одночасній дії ЗМП.

TABLE 4. Chemical composition of the diffusion layer on Cr–Mn–N steel obtained after complex saturation with boron and copper with simultaneous EMF action.

Еле- менти	Позиція							
	+1	+2	+3	+4	+5	+6	+7	+8
% мас.								
Si (К)	0,03±0,01	0,64±0,05	0,43±0,07	0,08±0,05	0,03±0,01	0,00	2,53±0,13	0,21±0,06
V (К)	0,00	0,00	0,16±0,05	0,18±0,05	0,22±0,08	0,25±0,09	0,39±0,10	0,67±0,13
Cr (К)	0,54±0,06	0,39±0,05	3,28±0,15	12,92±0,29	13,10±0,94	25,77±0,52	26,57±0,50	50,62±0,84
Mn (К)	0,84±0,07	0,84±0,06	3,32±0,18	13,53±0,44	6,46±0,42	5,44±0,40	13,42±0,49	4,40±0,45
Fe (К)	2,70±0,09	2,17±0,08	56,82±0,91	70,70±0,94	79,79±1,24	68,09±1,12	54,86±0,93	44,10±1,03
Cu (К)	95,89±1,70	95,96±1,83	35,99±1,59	2,59±0,24	0,40±0,19	0,45±0,25	2,23±0,30	0,00

реджується на глибині 30–65 мкм боридного шару (рис. 4, б, табл. 2).

При боромідненні розподіл хрому по перерізу дифузійного шару більш рівномірний та має вищу концентрацію — 12–14% мас. із максимальним вмістом хрому до 20% мас. у межах зоні між боридним шаром і матрицею. За межами дифузійного шару в матриці

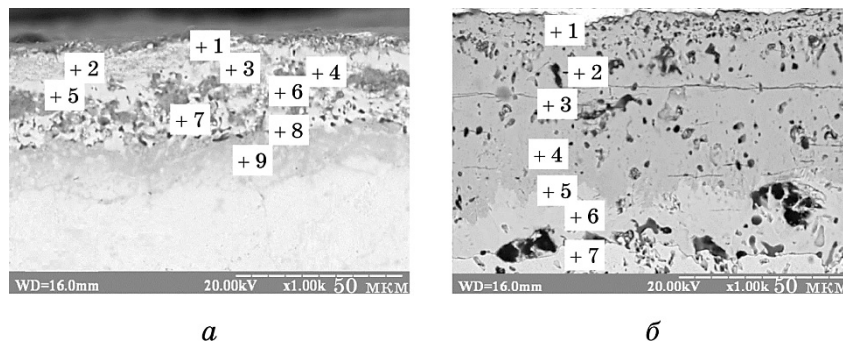


Рис. 4. Структура поперечного шліфа з борованими шарами на сталі 40X15Г8САФ: борування без ЗМП (тривалість насичення 5 годин) (а), борування при одночасній дії ЗМП (тривалість насичення 2 години) (б) (хемічна аналіза проводилася в точках +1, +2, +3, +4, +5, +6, +7, +8, +9).

Fig. 4. The structure of cross section with boride layers on Cr–Mn–N steel: boriding without EMF, the duration of saturation—5 hours (a), boriding with simultaneous EMF action, the duration of saturation—2 hours (b) (chemical analysis was determined in the points +1, +2, +3, +4, +5, +6, +7, +8, +9).

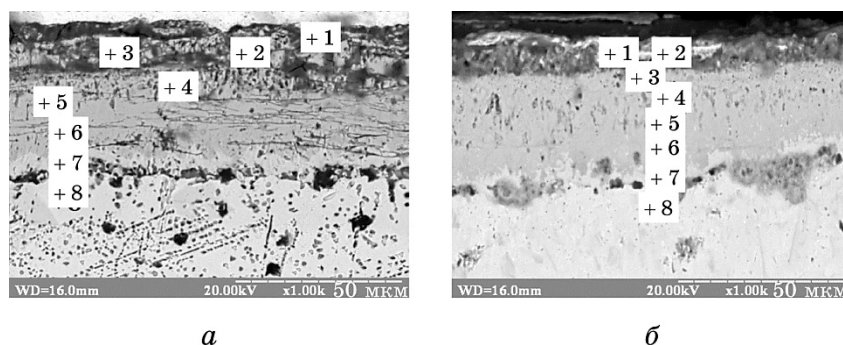


Рис. 5. Структура поперечного шліфа з боридними шарами на сталі 40X15Г8САФ: бороміднення без ЗМП (тривалість насичення 5 годин) (а), бороміднення при одночасній дії ЗМП (тривалість насичення 2 години) (б) (хемічна аналіза проводилася в точках +1, +2, +3, +4, +5, +6, +7, +8).

Fig. 5. The structure of cross section boride layers on Cr–Mn–N steel: complex saturation with boron and copper without action EMF, the duration of saturation 5 hours (a), complex saturation with boron and copper with simultaneous action EMF, the duration of saturation 2 hours (b) (chemical analysis determined in the points +1, +2, +3, +4, +5, +6, +7, +8).

стопу вміст хрому різко знижується до 1,6% мас. Такий розподіл хрому добре корелює із фазовою рентгеноструктурною аналізою, оскільки високий вміст хрому відповідає розташуванню фази (Fe,Cr)V, а максимальний вміст хрому відповідає фазі CrV.

Рентгеноспектральною аналізою встановлено дискретний розподіл міді по перерізу боридного покриття та зосередження окремих крапель міді в приповерхневих ділянках боридних фаз (рис. 5, табл. 3, 4). Концентрація міді в окремих зонах поверхневого підшару товщиною до 15 мкм досягає 96% мас., тому на рентгенограмах фіксується фаза міді.

В основному мідь знаходиться в поверхневій фазі FeV. За межами крапель міді виявлено плавне зменшення її концентрації по перерізу боридного шару від 1,64% мас. в приповерхневій зоні до 0,18% мас. на межі з основою, а в самій основі мідь не виявлено.

Результати аналізу розподілу хрому по перерізу боридного покриття на сталі 40X15Г8САФ представлено на рис. 6. При боруванні сталі 40X15Г8САФ максимальна кількість хрому 19% мас. в боридному покритті зосереджується на глибині 15–25 мкм, а при боромідненні — на глибині 45 мкм в кількості 20%. Одержані результати розподілу хрому по перерізу покриття корелюють із товщиною прошарків різного фазового складу, який визначено рентгеноструктурними дослідженнями. Таким чином, виявлено незначну кількість хрому в поверхневому шарі, який відповідає фазі FeV. Формування боридних покриттів при боромідненні в умовах дії ЗМП сприяє рос-

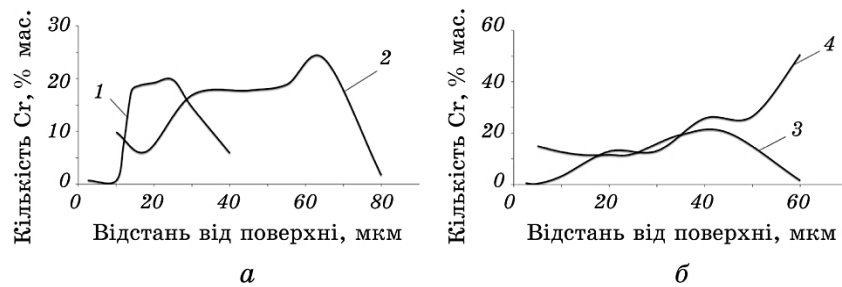


Рис. 6. Розподіл хрому по перерізу дифузійного боридного шару на сталі 40X15Г8САФ, одержаного в різних фізико-хімічних умовах: 1 — борування без застосування ЗМП, 2 — борування при одночасній дії ЗМП (а); 3 — бороміднення без дії ЗМП, 4 — бороміднення при одночасній дії ЗМП (б).

Fig. 6. Chromium distribution in cross section of the diffusion boride layers on Cr–Mn–N steel obtained in different physical and chemical conditions: 1—boriding without using EMF, 2—boriding with simultaneous EMF action (a); 3—complex saturation with boron and copper without EMF action, 4—complex saturation with boron and copper with simultaneous EMF action (b).

ту товщини окремих фазових прошарків і загалом всього покриття. Так, фаза CrB поширюється на глибину до 100 мкм і на відстані 60 мкм від поверхні вміст Cr в покритті сягає 50,6% мас. (рис. 6, б).

Рентгенофазовою аналізою сталі 40X15Г8САФ з дифузійним по-

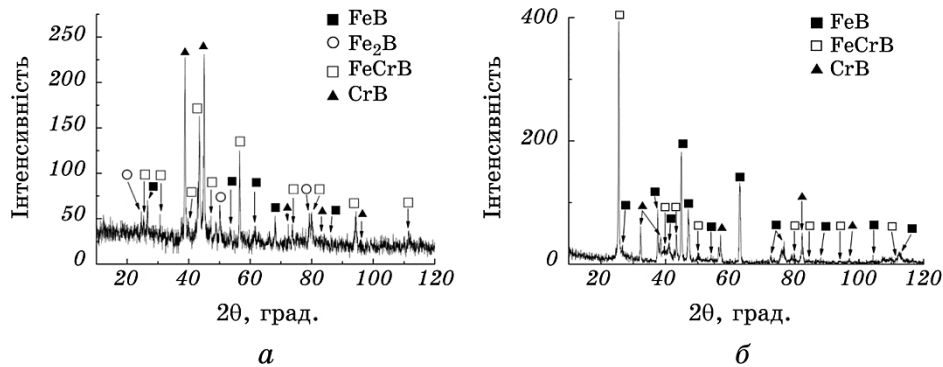


Рис. 7. Дифрактограми, зняті з поверхні сталі 40X15Г8САФ з боридними покриттями, одержаними після: борування без дії ЗМП (тривалість насичення 5 годин) (а), борування із застосуванням ЗМП (тривалість насичення 2 години) (б).

Fig. 7. X-ray diffraction patterns taken from the surface of the Cr–Mn–N steel with boride coatings obtained after: boriding without EMF action, the duration of saturation—5 hours (a); boriding with simultaneous EMF action, the duration of saturation—2 hours (b).

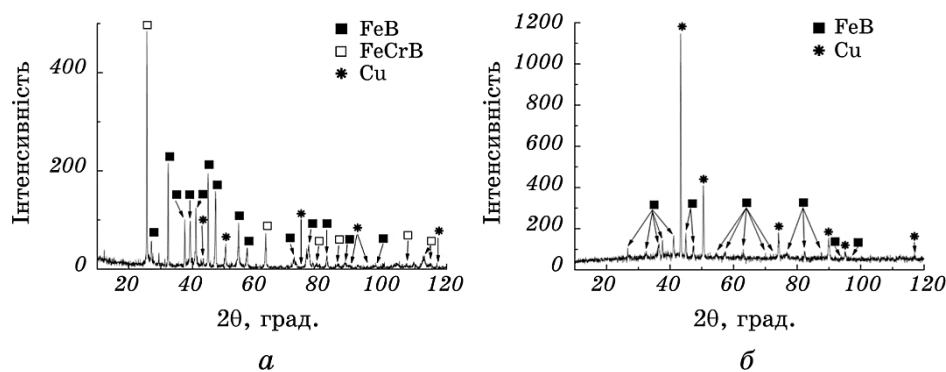


Рис. 8. Дифрактограми, зняті з поверхні сталі 40X15Г8САФ з боридними покриттями, одержаними після комплексного насичення бором та міддю без дії ЗМП (тривалість насичення 5 годин), (а) та після комплексного насичення бором і міддю із застосуванням ЗМП (тривалість насичення 2 години) (б). Дифракційні максимуми Cu відповідають кристалографічним площинам: (111), (200), (220), (311), (222).

Fig. 8. X-ray diffraction patterns taken from the surface of the Cr–Mn–N steel with boride coatings obtained after complex saturation with boron and copper without EMF action, the duration of saturation 5 hours (a), and after complex saturation with boron and copper with simultaneous EMF action, the duration of saturation 2 hours (b). Diffraction peaks of Cu correspond to crystallographic planes: (111) (200) (220) (311) (222).

криттям встановлено (рис. 7, 8), що при боруванні без застосування ЗМП в поверхневому шарі до 15–20 мкм формуються фази FeB, Fe₂B, (Fe,Cr)B та CrB (рис. 7, а), а при боромідненні без дії ЗМП — фази FeB, (Fe,Cr)B та Cu (рис. 8, а).

При накладанні ЗМП спостерігається збільшення товщини боридного покриття і, зокрема, прошарку фази FeB. В результаті цього на дифрактограмах поверхневих шарів боридних покриттів, одержаних після борування в умовах дії ЗМП фіксується наявність фаз FeB, (Fe,Cr)B та CrB (рис. 7, б). Після комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, оскільки формуються покриття більшої товщини, ніж при боруванні, на дифрактограмах фіксуються фази FeB та Cu (рис. 8, б).

Накладання ЗМП приводить до зростання окремих прошарків боридних фаз і перерозподілу кількісного співвідношення боридних фаз в поверхневих шарах та зміни періодів кристалічної ґратки (табл. 5). При комплексному насиченні бором і міддю об'ємна частка міді в поверхневому шарі за результатами рентгеноструктурних досліджень становила 2%, а при ХТО із накладанням ЗМП кількість мідної складової в поверхневій фазі FeB збільшилася до 5%.

Боридні фази, що формуються в умовах дії магнетного поля, ма-

ТАБЛИЦЯ 5. Параметри кристалічних ґратниць фаз та кількісний фазовий аналіз поверхні сталі 40X15Г8САФ після борування та бороміднення в різних фізико-хімічних умовах.

TABLE 5. Parameters of phase crystalline lattices and quantitative phase analysis of the Cr–Mn–N steel surface after boriding and complex saturation with boron and copper in different physical and chemical conditions.

Процес насичення	Фаза	Параметри кристалічної ґратниці, Å			Об'єм елементарної кристалічної ґратниці, Å ³	Вміст фаз, %	Області когерентного розсіяння, Å
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>			
Борування без ЗМП	FeB	4,176	5,554	3,007	70	19	1214 ± 27
	Fe ₂ B	5,118	5,118	4,225	110	1	128 ± 23
	FeCrB	14,619	7,287	4,213	449	11	122 ± 10
	CrB	2,994	7,820	2,895	68	69	174 ± 35
Борування + ЗМП	FeB	4,106	5,558	2,947	67	24	554 ± 14
	FeCrB	14,537	7,316	4,211	448	20	37,3 ± 8
	CrB	2,959	7,664	2,951	67	56	113,5 ± 8
Бороміднення без ЗМП	FeB	4,105	5,540	2,950	67	76	1251 ± 41
	FeCrB	14,520	7,370	4,142	443	22	255 ± 9
	Cu	3,615	3,615	3,615	47	2	–
Бороміднення + ЗМП	FeB	4,086	5,504	2,950	66	95	197 ± 15
	Cu	3,614	3,614	3,614	47	5	572 ± 81

ють менші об'єми елементарних комірок кристалічних ґратниць (табл. 5) та областей когерентного розсіяння. Зменшення параметрів блочної структури боридних фаз спричиняє зростання мікротвердості дифузійних шарів на 3–4 ГПа (рис. 3), що обумовлено зростанням протяжності меж блоків, які блокують рух дислокацій.

Борування та бороміднення уможливило підвищити зносостійкість хромоманганової сталі 40X15Г8САФ, як при дії ЗМП, так і без його впливу (рис. 9). Так, швидкість зношування хромоманганової сталі 40X15Г8САФ без покриття за першу годину становила $2,15 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), тоді як при боруванні без дії ЗМП швидкість зношування становила $1,67 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), а при боромідненні — $1,39 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с). Застосування борування при одночасній дії ЗМП призводить до зменшення швидкості зношування за першу годину до $0,86 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), а бороміднення — до $0,65 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с). З приведених даних видно, що найменша швидкість зношування по завершенню періоду припрацювання властива боридним покриттям одержаним при комплексному насиченні бором та міддю при одночасній дії ЗМП. При цьому швидкість зношування насичених міддю шарів, одержаних при одночасній дії ЗМП, в 4 рази менша ніж без покриття.

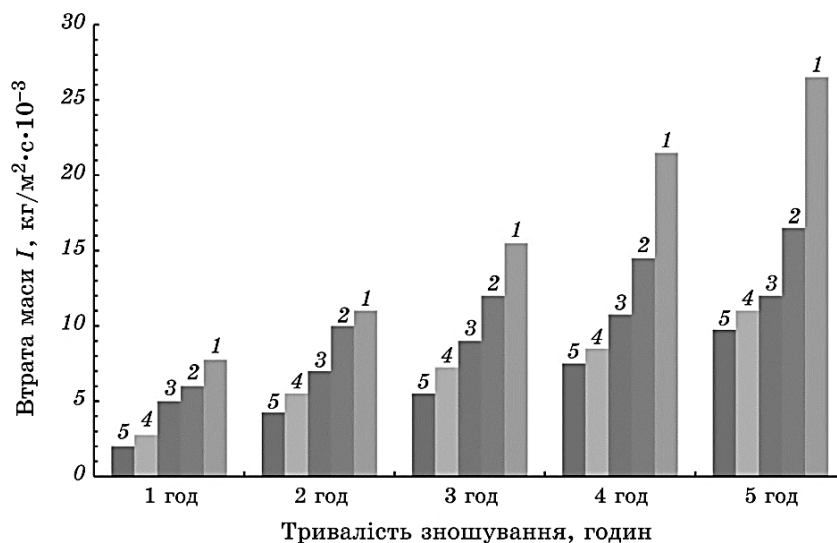


Рис. 9. Гістограма зношування боридних покриттів на сталі 40X15Г8САФ, одержаних в різних фізико-хімічних умовах: 1 — без захисного покриття, 2 — борування без ЗМП, 3 — комплексне насичення бором та міддю без ЗМП, 4 — борування при одночасній дії ЗМП, 5 — комплексне насичення бором та міддю при одночасній дії ЗМП.

Fig. 9. Histogram of wear resistance of boride coatings on Cr–Mn–N steel obtained in different physical and chemical conditions: 1—Cr–Mn–N steel without coatings, 2—boriding without action EMF, 3—complex saturation with boron and copper without EMF action, 4—boriding with simultaneous EMF action, 5—complex saturation with boron and copper with simultaneous EMF action.

Продовження зношування до двох годин показало, що швидкість спрацювання поверхневих шарів за цей термін становила: сталь 40X15Г8САФ без насичення — $1,53 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), борування без дії ЗМП — $1,39 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), бороміднення без дії ЗМП — $0,97 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), борування при дії ЗМП — $0,78 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), бороміднення при дії ЗМП — $0,59 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с). На етапі зношування 5 годин швидкість спрацювання дифузійних шарів була відповідно: сталі без насичення — $1,47 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), борування без дії ЗМП — $0,92 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), бороміднення без дії ЗМП — $0,67 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), борування при дії ЗМП — $0,61 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с), бороміднення при дії ЗМП — $0,51 \cdot 10^{-6}$ кг/(м²·с).

Зносостійкість сталі 40X15Г8САФ після борування зростає в 1,6 разів при коефіцієнті тертя у 0,53, а дифузійні боридні шари, одержані при накладанні ЗМП, підвищують зносостійкість сталі в 2,4 рази при коефіцієнті тертя у 0,48.

Застосування бороміднення приводить до підвищення зносостій-

кости сталі 40X15Г8САФ в 2,2 рази при коефіцієнті тертя у 0,42. Боридні шари, сформовані на сталі 40X15Г8САФ в умовах дії ЗМП при боромідненні, уможливають підвищити її зносостійкість в 2,7 рази при коефіцієнті тертя у 0,41.

На всіх етапах зношування найменша швидкість спрацювання виявлена в боридних шарах, одержаних при комплексному насиченні бором та міддю при одночасній дії ЗМП (рис. 9).

4. ВИСНОВКИ

Формування дифузійних боридних покриттів на сталі 40X15Г8САФ в умовах дії ЗМП уможлиблює в 1,5–2 рази зменшити тривалість насичення деталей заданої товщини покриття та одержати більш однорідну структуру боридного шару, який складається із фаз FeV, (Fe,Cr)V, CrV та Fe₂V високої твердості та зносостійкості, а при боромідненні додатково утворюється фаза Cu.

При боруванні без застосування ЗМП на сталі 40X15Г8САФ в поверхневому дифузійному шарі до 15–20 мкм формуються фази FeV, Fe₂V, (Fe,Cr)V та CrV, а при боромідненні без дії ЗМП — фази FeV, (Fe,Cr)V та Cu.

Застосування зовнішнього магнетного поля приводить до зростання прошарків боридних фаз в покритті. Спостерігається збільшення кількісного вмісту фази FeV і на дифрактограмах поверхневих шарів боридних покриттів, одержаних після борування в умовах дії ЗМП, фіксуються фази FeV, (Fe,Cr)V та CrV, а після комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП — FeV та Cu.

Показано, що мікротвердість поверхневих шарів сталі 40X15Г8САФ після борування становила 14,5 ГПа, а при боруванні в умовах дії ЗМП вона підвищилася до 19,5 ГПа. Мікротвердість бороміднених поверхневих шарів на сталі 40X15Г8САФ становила 13,0 ГПа, а таких шарів, одержаних в умовах дії ЗМП, — 18,0 ГПа. Таким чином, борування та бороміднення в умовах дії ЗМП уможлиблює підвищити мікротвердість поверхневих боридних шарів в 1,4 рази, що зумовлено подрібненням блочної структури зерен боридних фаз.

Найкращу зносостійкість в умовах сухого тертя мають боридні фази, сформовані при комплексному насиченні сталі 40X15Г8САФ бором та міддю за одночасної дії ЗМП, при цьому їх зносостійкість підвищується в 2,7 рази порівняно із сталлю 40X15Г8САФ без покриття та в 1,7 рази порівняно зі сталлю 40X15Г8САФ з боридним покриттям, нанесеним без дії ЗМП. Це пояснюється зміною кількісного співвідношення фазового складу, морфології, збільшенням мікротвердості дифузійного покриття та наявністю окремих скупчень міді в поверхневих зонах боридних шарів, які виконують роль твердого мастила.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. С. М. Чернега, І. Ф. Кірчу, А. П. Величко, *Вісник Національного технічного університету України «КПІ»*, **2**, № 61: 152 (2011).
2. Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, *Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии* (Харьков: ННЦ ХФТИ: 2007).
3. Wantang Fu, *J. Mater. Sci. Technol.*, **16**, No. 5: 546 (2000).
4. S. Takaki, K. Fukunaga, J. Syarif, and T. Tsuchiyama, *Materials Transactions*, **45**, No. 7: 2245 (2004).
5. C. Müller-Bollenhagen, M. Zimmermann, and H. J. Christ, *Proc. Engineering*, **2**, No. 1: 1663 (2010).
6. S. J. Pawlak, *J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **22**, No. 2: 91 (2007).
7. Л. С. Малинов, В. И. Коноп, К. Н. Соколов, *Тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции «Новые стали и сплавы в машиностроении»* (Ижевск: 1975), с. 31.
8. Н. Г. Кухарева, С. Н. Петрович, Н. А. Галынская, В. Ф. Протасевич, Т. Н. Смирнова, *Наука и техника*, № 5: 11 (2012).
9. A. Mateo, A. Zapata, and G. Fargas, *Improvement of Mechanical Properties on Metastable Stainless Steels by Reversion Heat Treatments. IOP Conf. Series, Materials Science and Engineering* (Bristol, UK: IOP Publishing Ltd.: 2013).
10. В. И. Похмурский, В. Б. Далисов, В. М. Голубец, *Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий* (Киев: Наукова думка: 1980).
11. М. Л. Бернштейн, В. Н. Пустовой, *Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле* (Москва: Машиностроение: 1987).
12. *Справочник по металлографическому травлению* (Ред. И. Н. Фридляндер, Ф. И. Квасов, Г. Б. Строганов) (Москва: Металлургия: 1979).

REFERENCES

1. S. M. Chernega, I. F. Kirchu, and A. P. Velychko, *Visnyk Natsional'noho Tekhnichnoho Universytetu Ukrayiny 'KPI'*, **2**, No. 61: 152 (2011) (in Ukrainian).
2. L. S. Malinov and V. L. Malinov, *Ekonomnolegirovannyye Splavy s Martensitnymi Prevrashcheniyami i Uprochnyayushchie Tekhnologii* [Savings Alloyed Alloys with Martensitic Transformations and Hardening Technologies] (Kharkiv: National Scientific Centre 'Kharkiv Institute of Physics and Technology': 2007) (in Russian).
3. Wantang Fu, *J. Mater. Sci. Technol.*, **16**, No. 5: 546 (2000).
4. S. Takaki, K. Fukunaga, J. Syarif, and T. Tsuchiyama, *Materials Transactions*, **45**, No. 7: 2245 (2004).
5. C. Müller-Bollenhagen, M. Zimmermann, and H. J. Christ, *Proc. Engineering*, **2**, No. 1: 1663 (2010).
6. S. J. Pawlak, *J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **22**, No. 2: 91 (2007).
7. L. S. Malinov, V. I. Konop, and K. N. Sokolov, *Abstracts of the National*

- Scientific and Technical Conference 'New Steels and Alloys in Mechanical Engineering'* (Izhevsk: 1975), p. 31 (in Russian).
8. N. G. Kukhareva, S. N. Petrovich, N. A. Galynskaya, V. F. Protasevich, and T. N. Smirnova, *Nauka i Tekhnika*, No. 5: 11 (2012) (in Russian).
 9. A. Mateo, A. Zapata, and G. Fargas, *Improvement of Mechanical Properties on Metastable Stainless Steels by Reversion Heat Treatments. IOP Conf. Series, Materials Science and Engineering* (Bristol, UK: IOP Publishing Ltd.: 2013).
 10. V. I. Pokhmurskiy, V. B. Dalisov, and V. M. Golubets, *Povyshenie Dolgovechnosti Detaley Mashin s Pomoshch'yu Diffuzionnykh Pokrytiy* [Increased of Durability of Machine Parts Using Diffusion Coatings] (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
 11. M. L. Bernshtein and V. N. Pustovoy, *Termicheskaya Obrabotka Stal'nykh Izdeliy v Magnitnom Pole* [Heat Treatment of Steel Parts in the Magnetic Field] (Moscow: Mashinostroenie: 1987) (in Russian).
 12. *Spravochnik po Metallograficheskomu Travleniyu* [Manual for Metallographic Etching] (Eds. I. N. Fridlyander, F. I. Kvasov, and G. B. Stroganov) (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).