

УДК 621.785

**В. Г. ХИЖНЯК, М. В. АРШУК, О. В. ХИЖНЯК, М. М. БОБІНА,
Т. В. ЛОСКУТОВА**

Національний технічний університет України «КПІ», Україна

**БУДОВА ТА АБРАЗИВНА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ
АЗОТОТИТАНОАЛІТОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА
ТВЕРДОГО СПЛАВУ ВК8**

Досліджено фазовий, хімічний склади, будова та абразивна зносостійкість, особливості нанесення азототитаноалітованих покриттів на технічному залізі, сталі 12Х18Н10Т, сталі ШХ15, сталі У8А, твердому сплаві ВК8.

Ключові слова: *технічне залізо, сталь 12Х18Н10Т, сталь ШХ15, сталь У8А, твердий сплав ВК8, азототитаноалітування.*

Вступ. Захисні покриття на інструментах та деталях машин широко використовують в теперішній час з метою підвищення працездатності виробів [1-3]. Дослідження останніх років направлені на покращення властивостей відомих та створення нових видів покриттів та технологій їх нанесення, розширення номенклатури матеріалів для поверхневої обробки.

Відомі процеси [1, 4-6] хромоалітування, титаноалітування конструкційних та інструментальних сталей, твердих сплавів дозволяють підвищити жаростійкість, корозійну стійкість та зносостійкість виробів. Покриття за участю титану та алюмінію на сталях мають у складі малоефективні з точки зору експлуатації фазові складові. На конструкційних сталях (технічне залізо, ШХ15, 12Х18Н10Т), інструментальних сталях (У8А, 9ХС, ХВГ) на внутрішній стороні титаноалітованого покриття присутній шар значної товщини і невеликої твердості на основі легованого α -заліза [1, 7, 8]. Утворення цього шару відбувається в процесі насичення при розчиненні алюмінію в аустеніті і протіканні $\text{Fe}_\gamma \rightarrow \text{Fe}_\alpha$ перетворення.

Досвід останніх років щодо експлуатації виробів з покриттями, дозволив узагальнити отримані дані, визначити яка з властивостей покриття є визначальною за впливом на стійкість виробів; і в результаті коректно підійти до розробки покриттів нового покоління.

Відомо, що захисні властивості покриттів значно зростають при наявності в структурі одного або кількох бар'єрних шарів [10-12]. Один з бар'єрних шарів може бути розташований зовні, другий – на границі з матрицею. Основна задача бар'єрних шарів полягає в гальмуванні під час експлуатації дифузійного перерозподілу хімічних елементів покриття з матрицею та зовнішнім середовищем і навпаки. Таким чином зменшується дифузійний знос покриттів в умовах тертя ковзання, залишаються на необхідному рівні захисні властивості покриттів при випробуваннях на жаростійкість. Структура з двома бар'єрними шарами реалізована в покриттях TiC, TiN, Al_2O_3 на твердих сплавах, в жаростійких покриттях на тугоплавких металах та вуглецевих сталях [10-12].

При виборі матеріалу бар'єрного шару треба враховувати його стабільність існування впродовж довгого часу при високій температурі в запропонованій композиції, а також технологічні можливості отримання в якості покриття.

В роботі [13] наведено результати досліджень фазового складу та будови багат шарових покриттів за участю бар'єрів на основі карбідів та нітридів

титану, ванадію, хрому. Технологія хіміко-термічної обробки (ХТО) поєднувала два процеси. Під час першого процесу сплави азотували традиційним методом в середовищі аміаку. При наступному процесі зразки піддавали дифузійній металізації в закритому реакційному просторі. Таким чином на поверхні сталі У8А утворюється після азототитанування багатошарова композиція за участю сполук титану, алюмінію, заліза.

Мета роботи полягає в отриманні на досліджених в роботі сплавах багатошарових покриттів, до складу яких входять карбід та нітрид титана, сполуки збагачені алюмінієм, встановити їх будову та властивості. Слід зазначити, що певна комбінація шарів, наприклад TiC, TiN, може утворювати бар'єри, що підвищить комплекс властивостей сплавів: зносостійкість, жаростійкість, корозійну стійкість.

Методика і техніка експерименту. В якості об'єктів для нанесення покриттів було обрано технічне залізо, інструментальні сталі У8А, 9ХС, конструкційні сталі 12Х18Н10Т, ШХ15 та твердий сплав ВК8. Азототитаноалітування проводили у два етапи: сплави азотували в середовищі аміаку при температурі 560 °С впродовж 20 годин, на другому – титаноалітування азотованих зразків здійснювали в суміші порошків титану, алюмінію, хлористого амонію та оксиду алюмінію за умов зниженого тиску. Оксид алюмінію використовували в якості інертної добавки, яка попереджала спікання порошкової суміші. Титаноалітування проводили при температурі 1050 °С, впродовж 4 годин. Зразки з покриттями були досліджені методами сучасного матеріалознавства: рентгеноструктурним, мікрорентгеноспектральним, металографічним, дюрOMETричним. Абразивну зносостійкість визначали за методикою [2], за якою в якості абразиву використовували порошок карбід бору.

Експериментальні результати та їх обговорення. Результати досліджень фазового складу, товщини, мікротвердості, вмісту хімічних елементів на зовнішній стороні зони сполук наведені в таблиці 1.

Слід зазначити, що за прийнятих умов дифузійного насичення попередньо азотованих сплавів на поверхні формуються шари на основі сполук Ti_4Fe_2O ,

Таблиця 1

Фазовий і хімічний склад азототитаноалітованих покриттів на сталях і твердому сплаві ВК8. Азотування проводили при $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 20$ годин; титаноалітування: $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4$ години, в суміші складу: $Ti = 50\text{ }\%$, $Al = 10\text{ }\%$, $Al_2O_3 = 36\text{ }\%$, $NH_4Cl = 4\text{ }\%$ мас.

Марка сплаву, вид ХТО	Зони покриття	Фазо-вий склад*	Параметри кристалічної ґратки, нм	Товщина покриття, мкм	Хімічний склад покриття, % мас. **			
					Ti	Al	Fe	N
технічне залізо, азототитаноалітування	зона сполук	Ti_4Fe_2O	$a = 1,1291$	14,0	52,8	8,4	34,1	2,6
		Fe_2Ti	$a = 0,4703$ $c = 0,7666$	18,0	29,6	4,2	64,4	1,8
	гетерогенна зона	Fe_2Ti	$a = 0,4795$ $c = 0,7865$	8,5	21,9	1,9	75,5	0,7
		$Fe_{\alpha}(Ti,Al)$	$a = 0,2880$		2,0	1,2	96,4	0,4
	нітрид титану	TiN	$a = 0,4252$	0,5-1,5	79,4	0,2	0,6	19,8
	перехідна зона	$Fe_{\alpha}(Ti,Al)$	$a = 0,2877$	80,0	2,0	1,3	86,7	-

Продовження таблиці 1

сталь 12X18H10T, азототитаноалітування	зона сполук	Ti ₄ Fe ₂ O	a = 1,1267	2,0- 2,5	42,5	17,0	20,0	1,8
		Fe ₂ Ti	a = 0,4825 c = 0,7840	4,0- 4,5	40,0	22,5	24,0	0,2
	нітрид титану	TiN	a = 0,4261	5,0	81,5	1,5	0,5	18,1
	основа	Fe ₇ (Cr,Ni,Ti)	a = 0,3584	-	0,5	0,8	62,8	-
сталь У8А, титаноалітування	зона сполук	Ti ₄ Fe ₂ O	a = 1,1290	20,5	70,5	10,6	21,5	-
		Fe ₂ Ti	a = 0,4795 c = 0,7865	10,0	21,0	18,1	59,9	-
	карбід титану	TiC	a = 0,4320	13,0	78,8	0,3	3,7	-
	перехідна зона	Fe ₆ (Ti,Al)	a = 0,2873	58,0	-	6,8	90,7	-
сталь У8А, азототитаноалітування	зона сполук	Ti ₄ Fe ₂ O	a = 1,1297	18,0	63,5	15,1	20,3	1,1
	карбід титану	TiC	a = 0,4306	5,5	80,4	0,5	1,0	0,1
	нітрид титану	TiN	a = 0,4235	6,5	75,5	1,3	2,3	19,3
сталь ШХ15, азототитаноалітування	зона сполук	Ti ₄ Fe ₂ O	a = 1,1292	21,0	63,5	13,5	22,4	1,4
	карбід титану	TiC	a = 0,4326	5,0	80,8	0,3	1,4	0,2
	нітрид титану	TiN	a = 0,4257	6,0	72,6	4,8	2,6	19,0
твердий сплав ВК8, азототитаноалітування	зона сполук	AlCoTi ₂	a = 0,2951	11,0	51,1	16,0	-	1,9
	карбід титану	TiC	a = 0,4324	3,5	81,1	0,2	-	0,1
	нітрид титану	TiN	a = 0,4221	3,0	78,6	0,4	-	20,6

*На поверхні виявлені сліди Al₂O₃

**Хімічний склад наведено для центральних зон покриттів

Fe₂Ti, AlCoTi₂, TiC, TiN, а також твердих розчинів за участю титану, алюмінію, азоту (табл. 1).

Основні бар'єрні властивості мав шар TiN, що підтверджено експериментально будовою, фазовим та хімічним складами отриманих покриттів. Позитивною характеристикою покриттів на сталях 12X18H10T, У8А, ШХ15, 9ХС є те що, в структурі азототитаноалітованих на відміну від титаноалітованих відсутній шар легованого α-заліза.

Встановлено, що сформовані на сталях при азототитаноалітуванні шари TiC, TiN практично повністю гальмують проникнення титану та алюмінію в основу, перешкоджають таким чином формуванню шару легованого α-заліза, знижують потік елементів основи в покриття. Слід зазначити, що можливість утворення шарів TiC, TiN, твердого розчину зумовлена присутністю в основі вуглецю та

азоту, потужністю джерела титану, а час утворення фаз проникнення визначається дифузійною рухливістю атомів азоту, вуглецю, титану, алюмінію.

Відповідно до сучасних уявлень [14, 15] формування дифузійних покриттів на основі фаз проникнення відбувається на поверхні зразка шляхом хемосорбційної фіксації перехідного металу (титан, цирконій, ванадій, тощо) хімічно екстрагуємими з основи азотом та вуглецем, або кожним з цих елементів окремо. Швидкість росту композиції шарів TiC, TiN складає кілька нанометрів за одну секунду.

Час формування шару нітриду титану TiN при хіміко-термічній обробці підбирався таким, щоб практично повністю запобігти проникненню титану та алюмінію в сталеву основу і виключити можливість утворення шару $Fe_n(Ti, Al)$. Слід зазначити, що загальною ознакою азототитаноалітованих покриттів є наявність шару нітриду титану TiN, максимальна товщина якого становить на сталях У8А, 9ХС, ШХ15 – 6,0-6,5 мкм, а мінімальна – 2,5-3,5 мкм – на технічному залізі та твердому сплаві ВК8. В роботі встановлено, що після титаноалітування весь азот азотованої основи зосереджено в нітриді титану TiN і в меншій мірі в зоні сполук. Лише в сплаві ВК8 азот після титаноалітування частково залишається в основі в кобальтовій зв'язці.

Періоди кристалічних ґраток шарів фаз проникнення TiC та TiN близькі до періодів ґраток стехіометричних сполук, а відмінність їх значень зумовлена вірогідніше за все присутністю в покриттях насичуючих елементів, азоту, вуглецю, кисню. Відомо [16], що кисень при розчиненні в нітриді TiN сприяє збільшенню параметру ґратки. Крім того, в покриттях TiC, TiN на сталях та твердому сплаві ВК8 розчиняються залізо, алюміній та, відповідно, кобальт. Вміст алюмінію та заліза в шарі TiN виявився більшим ніж в шарі TiC (табл. 1). Крім того, відповідно до результатів досліджень азот присутній в значній кількості в сполуках Ti_4Fe_2O , Fe_2Ti .

Результати мікроструктурного аналізу показали, що характер будови покриттів на різних сплавах має багато спільного. Загальною рисою є наявність в досліджених покриттях шару TiN з характерним для сполуки жовто-золотавим кольором. Відомо, що колір нітриду титану TiN залежить від вмісту азоту, кисню, вуглецю. Саме жовто-золотавий колір характерний для нітриду TiN, близького по вмісту азоту до стехіометричного, без значних домішок кисню та вуглецю.

Слід зазначити, що шар нітриду TiN розташований на внутрішній стороні покриття безпосередньо на границі з основою. Із зовнішньої сторони знаходяться шари карбіду TiC та сполук Ti_4Fe_2O , Fe_2Ti або сполуки $AlCoTi_2$ на твердому сплаві. Вказані сполуки на шліфах мають світлий, світло-сірий колір. Границя розділу шар TiN-основа, границі між окремими шарами в більшості випадків слаборозвинені, практично прямі лінії в площині шліфа.

Суттєвою відмінністю структури азототитаноалітованих сталей від титаноалітованих є відсутність в структурі перших шару $Fe_n(Ti, Al)$, або зони з підвищеним вмістом алюмінію та кисню на твердих сплавах [7, 9]. Можна передбачити, що покриття з комбінацією шарів TiC, TiN буде мати переваги над покриттями на сталях з шаром $Fe_n(Ti, Al)$ в умовах контактної взаємодії. Зумовлені ці переваги високою твердістю композиції TiC, TiN, а також відсутністю шару $Fe_n(Ti, Al)$.

Таким чином в роботі встановлено, що утворений при титаноалітуванні азотованих сплавів шар TiN виконує роль бар'єру, що гальмує під час ХТО дифузійне проникнення титану, алюмінію, кисню в основу, а елементів основи в покриття.

Можна вважати, що сформована в покриттях композиція за участю бар'єрних шарів TiC, TiN буде позитивно впливати на властивості сталей та твердих сплавів.

Мікротвердість азототитаноалітованих покриттів на технічному залізі, сталях У8А, ШХ15, 12Х18Н10Т, твердому сплаві ВК8 наведено в таблиці 2.

Таблиця 2

Мікротвердість азототитаноалітованих покриттів на сплавах

Фазовий склад покриттів	Мікротвердість сплавів, ГПа					
	технічне залізо	сталь 12Х18Н10Т	сталь У8А	сталь 9ХС	сталь ШХ15	твердий сплав ВК8
Ti ₄ Fe ₂ (O,N)	12,5-14,0	11,5-12,5	12,0-15,0	-	12,0-15,0	-
Fe ₂ Ti	8,2-9,1	-	-	-	-	-
TiC	-	-	37,6	35,1-37,1	33,0-37,0	29,6
TiN	24,0	24,2	26,0	24,6	25,9	21,1-24,5
AlCoTi ₂	-	-	-	-	-	11,1-12,4

Аналіз отриманих даних показав, що за прийнятих умов азототитаноалітування найвищу мікротвердість в отриманих покриттях мають шари на основі нітриду титану TiN (21,1-27,0 ГПа) та карбіду титану TiC (29,6-37,6 ГПа). В той же час мікротвердість полікристалічних монокристалічних об'єктів з нітриду титану TiN, карбіду титану TiC виявилася набагато меншою за мікротвердість плівкових агрегатів. Вважають, що висока твердість шарів TiC, TiN зумовлена значною дефектністю структури, сприятливим характером розподілу залишкових напружень, наявністю аксіальної кристаліграфічної структури [2, 7, 16, 18].

Як вже зазначали, титаноалітування азотованих сплавів супроводжується перерозподілом елементів поверхні і, в першу чергу, азоту. Частина азоту була використана на утворення шару нітриду титану TiN, частина присутня в сполуках Ti₄Fe₂ON та Fe₂Ti. В роботі встановлено, що мікротвердість цих сполук з азотом майже в два рази вища за мікротвердість сполук після звичайного титаноалітування за тих самих технологічних параметрів [7, 8].

В роботі проведені дослідження абразивної зносостійкості шарів з покриттями (рис. 1).

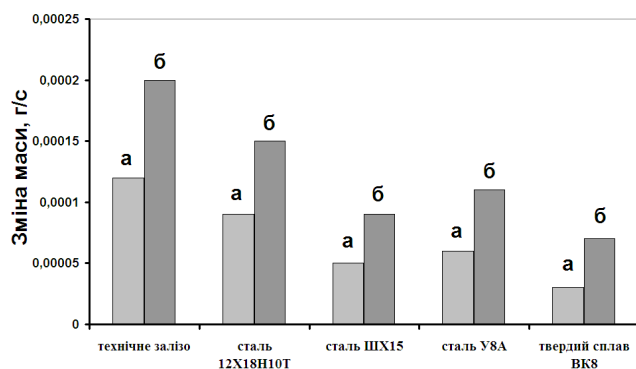


Рис. 1. Гістограма стійкості в умовах абразивного зношування технічного заліза, сталей У8А, ШХ15, 12Х18Н10Т, твердого сплаву ВК8 у вихідному стані (б) та після азототитаноалітування (а)

Отримані результати підтверджують літературні дані щодо позитивного впливу карбідних та нітридних покриттів на зносостійкість сплавів [1, 2, 17]. Встановлено, що в порядку підвищення зносостійкості досліджені сплави можна розташувати в наступному ряду: технічне залізо, сталь 12X18H10T, сталь ШХ15, сталь У8А, твердий сплав ВК8. Як вже зазначали в результаті нанесення покриттів на сплавах формується багатошарова структура з високою мікротвердістю, хорошою адгезією з основою, стабільністю властивостей при високих температурах. В роботі показано, що мікротвердість і товщина отриманих в роботі покриттів не збільшуються в наведеному вище ряду. Самі високі показники зносостійкості покриттів на сплаві ВК8 зумовлені, вірогідніше за все, властивостями композиції покриття-основа.

Отримані на сталях та твердому сплаві покриття за своїм складом, структурою можна вважати перспективними, щодо підвищення працездатності виробів в умовах абразивного зношування, тертя ковзання без змащування, дії високих температур, агресивних середовищ.

Висновки:

1. Показана можливість отримання на сталях і твердому сплаві багатошарових покриттів шляхом поєднання двох методів ХТО: азотування в середовищі аміаку з наступним титаноалітуванням за умов зниженого тиску в порошковій суміші титану, алюмінію, хлористого амонію, оксиду алюмінію.

2. Встановлено що за прийнятих умов насичення на поверхні технічного заліза, конструкційних сталей ШХ15, 12X18H10T інструментальних сталей У8А, 9ХС, твердого сплаву ВК8 формується покриття, до складу якого входить бар'єрний шар нітриду титану TiN . Крім того, до складу покриттів на сталях входять сполуки Ti_4Fe_2O , Fe_2Ti ; на твердому сплаві сполука $AlCoTi_2$; шар TiC присутній на всіх сплавах крім технічного заліза та сталі 12X18H10T. Бар'єрні властивості шару TiN полягають в гальмуванні при ХТО дифузійного проникнення титану та алюмінію в основу, а елементів основи в покриття.

3. Максимальну мікротвердість на сплавах мають шари на основі TiC – 29,6-37,6 ГПа, на основі TiN – 21,1-26,0 ГПа. Мікротвердість шарів сполук $Ti_4Fe_2(ON)$, Fe_2Ti , $AlCoTi_2$ становить 8,2-15,0 ГПа.

4. Абразивна зносостійкість азототитаноалітованих технічного заліза, сталей 12X18H10T, ШХ15, У8А та твердого сплаву ВК8 зросла в порівнянні з вихідною в 1,6-2,2 рази.

Список літератури

1. Борисенко Г.В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
2. Лоскутов В.Ф. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницкий, М.В. Кинарачук. – К.:Тэхника, 1991. – 168 с.
3. Хижняк В.Г. Диффузионные покрытия с участием хрома и алюминия на стали 12X18H10T с барьерным слоем нитрида титана / В.Г. Хижняк, М.В. Аршук // Известия высших учебных заведений Черная металлургия. – 2012. – № 3. – С. 69 – 70.
4. Кайдаш Н.Г. Повышение окалинстойкости сталей путем химико-термической обработки / Н.Г. Кайдаш, П.П. Частоколенко, Л.Н.Частоколенко, П.И.Луценко, И.А. Семенов // Жаростойкие покрытия для защиты конструкционных материалов. – 1977. – С.195 – 199.
5. Hishimoto T. Two-sten Cr and Al diffusion on TiAl at high temperatures / T. Hishimoto, T. Jzumi, S. Hayashi, T. Narita // Intermetallies. – 2003. – № 11. – P.225 – 235

6. Jung H. Effect of Cr addition on the properties of aluminide coating layers formed on TiAl alloys / H.Jung, D. Ju. Jung, K.Y. Kim // Surface and Coatings technology. – 2002. – № 154. – P.75 – 81.
7. Хижняк В.Г. Титаноалітування технічного заліза в закритому реакційному просторі в середовищі хлору / В.Г. Хижняк, М.В. Аршук, Д.В. Лесечко, Т.В. Лоскутова // Наукові вісті НТУУ «КПІ». – 2009. – № 4. – С. 92 – 96.
8. Хижняк В.Г. Структура та властивості твердого сплаву ВК8 з комплексними покриттями за участю азоту, титану та алюмінію. Аршук М.В., Лоскутова Т.В., Пересенчук Т.Л. // Проблеми тертя та зношування. – 2010. – №54. С. 106 – 112.
9. Bergmann E. PVD titanium nitride coating to improve tool performance and reduce wear/ E. Bergmann, I. Vogel, R. Brink, R. Ballier/ / Carbide and Tool Journal – 1989. – V 20 № 5. – P. 12 – 17
10. Wick C. Coatings improve tool life, increase productivity / C. Wick – Manufacturing Engineering. № 97. – 1986. – P. 26 – 31
11. Похмурский В.И. Влияние никелевого подслоя на стабильность покрытия и жаростойкость алитированной среднеуглеродистой стали / В.И. Похмурский, В.С. Пих // Защитные покрытия на металлах. – № 15 – 1981. – С. 55 – 58.
12. Бурыкина А.Л. Применение боридных покрытий в качестве диффузионных барьеров для тугоплавких металлов / А.Л. Бурыкина, Ю.В. Дзядикевич, А.П. Эпик., Л.А. Сосновский // Неорганические и органосиликатные покрытия. – 1975. – С. 195 – 203.
13. Хижняк В.Г. Будова та зносостійкість карбідних та нітридних покриттів титану, ванадію та хрому на сталі У8А / В.Г. Хижняк, Н.А. Курило, М.М. Шахрайчук // Наукові вісті НТУУ «КПІ». – 2007. – № 3. – С. 105 – 109
14. Федосеев Д.В. Гетерогенная кристаллизация из газовой фазы Вопросы кинетики и численное моделирование / Д.В. Федосеев, Р.К. Чужко, А.Г. Гривцов. М.: Наука, 1978. – 100 с.
15. Новаковский В.М. Теоретическая оценка возможности смыкания карбидной фазы в поверхностных слоях диффузионно хромированной стали / В.М. Новаковский, Л.О. Чуняева // Защита металлов. – 1992. – № 6, 28. – С. 883 – 993.
16. Тот Л. Карбиды и нитриды переходных металлов / Тот Л. М.: Мир. 1974. – 295с.
17. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник) / Г.В. Самсонов, И.М. Виницкий. М.: Металлургия, 1976. – 506 с.
18. Андриевский Р.А. Синтез и свойства пленок фаз внедрения. Успехи химии, 1997, № 66. С. 57 – 77.

*V. G. KHYZHNIAK, M. V. ARSHUK, O. V. KHYZHNIAK, M. N. BOBINA,
T. V. LOSKUTOVA*

STRUCTURE AND ABRASIVE WEAR RESISTANCE NITROGEN-TITANIUM-ALUMINIZED STEEL AND CARBIDE BK8

The phase, chemical composition, structure and abrasive wear resistance features nitrogen-titanium-aluminized applying coatings on technical iron, steel 12X18H10T, steel ШХ15, steel У8А, hard alloy BK8.

It was established that under the assumed conditions of saturation on the surface of commercial iron, structural steel ШХ15, 12X18H10T, instrum-experimental steels У8А, 9ХС, BK8 carbide coating is formed in the w_c rav which includes a barrier layer of titanium nitride TiN. Nitrogen source involved in forming titanium nitride are nitrogen remaining in the material after nitriding. The barrier properties of the layer are TiN in the can-valued at chemical heat treatment diffusion of titanium and aluminum in the framework, and elements of the framework in the coating.

Suggested coatings increase abrasive wear resistance of all the proposed alloys 1.6-2.2 times. Can be regarded as such coatings-governmental prospects for improving the properties of complex machine parts and tools.

Key words: technical iron, steel 12Cr18Ni10Ti ШХ15 steel, steel У8А, hard alloy BK8, nitrogen-titanium-aluminized.

Хижняк Віктор Гаврилович – д.т.н., професор, професор кафедри металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут», вул. Політехнічна, 35, корп. № 9, м. Київ, Україна, 03056, тел.: +38 044 454 95 45, E-mail: marina351@rambler.ru.

Аршук Марина Віталіївна – асистент кафедри металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут», вул. Політехнічна, 35, корп. № 9, м. Київ, Україна, 03056, тел.: +38 093 767 52 32, E-mail: marina351@rambler.ru.

Хижняк Олег Вікторович – інженер кафедри металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут», вул. Політехнічна, 35, корп. № 9, м. Київ, Україна, 03056, тел.: +38 044 454 95 45, E-mail: marina351@rambler.ru.

Бобіна Марина Миколаївна – к.т.н., доцент кафедри металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут», вул. Політехнічна, 35, корп. № 9, м. Київ, Україна, 03056, тел.: +38 044 454 95 45, E-mail: marina351@rambler.ru.

Лоскутова Тетяна Володимирівна – к.т.н., доцент кафедри металознавства та термічної обробки інженерно-фізичного факультету, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут», вул. Політехнічна, 35, корп. № 9, м. Київ, Україна, 03056, тел.: +38 044 454 95 45, E-mail: LoskTV@bigmir.net.