

В.Г. КАПЛУН, В.А. ГОНЧАР, Т.В. ДОНЧЕНКО, П.В. МАТВІЙШИН
Хмельницький національний університет

ВПЛИВ ІОННОГО АЗОТУВАННЯ ТА ЗАЛИШКОВОГО АУСТЕНІТУ НА ДОВГОВІЧНІСТЬ СТАЛІ ПРИ ТЕРТІ КОЧЕННЯ

Досліджено довговічність при терті кочення в мастилi 1-20 сталі X12M. Випробовувалися на контактну витривалість зразки цієї сталі без термічної обробки, після гартування, з застосуванням хіміко-термічної технології іонного азотування в безводневих насичуючих середовищах та комплексної технології нітрогартування. Випробування проводилися при точковому та лінійному контактах. Досліджено вплив температури гартування сталі на вміст залишкового аустеніту в її структурі та на твердість основи в композиції «дифузійне покриття-основа». Встановлено, що контактна витривалість композиції «дифузійне покриття-основа» залежить від вмісту залишкового аустеніту в структурі сталі і зростає прямопропорційно до підвищення твердості основи.

Ключові слова: іонне азотування, довговічність, тертя кочення, твердість, покриття, основа.

P. V. KAPLUN, V. A. HONCHAR, T. V. DONCHENKO, P. V. MATVIICHIN
Khmelnytskyi National University

INFLUENCE OF IONIC NITRIDING AND REMAINING AUSTENITE ON LONGEVITY PERMANENT AT FRICTION WOUBLING

The durability of gravity rolling in 1-20 lubrication steel X12M is investigated. The samples of this steel, without heat treatment, after quenching, with the use of chemical-thermal ion nitriding technology in anhydrous saturated environments and the complex nitro-coagulation technology, were tested for contact durability. Tests were made at point and line contacts. The comparative tests of contact durability of samples show the prospect of applying anhydrous ionic nitrogen technology to increase the durability of structural elements from steel X12M with friction rolling. It was established that the durability of steel samples without heat treatment after ion nitriding in non-aqueous media is 50% higher than non-irradiated samples. The durability of nitrogen samples after quenching from a temperature of 920°C is an order of magnitude higher than its value compared to samples without heat treatment due to high hardness. The highest durability of steel is after nitro-halting at a temperature of 930°C, which is 2.1 times its value for tempered specimens. This is due to the alloying of steel with nitrogen and its compounds and high physical-mechanical properties and presence of residual compressive stresses. The influence of the tempering temperature on the content of residual austenite in its structure and the hardness of the base in the composition "diffusion coating-base" is investigated. It has been established that the contact durability of the "diffusion coating-base" composition depends on the content of residual austenite in the steel structure and increases directly in proportion to the increase of the hardness of the base.

Key words: ion nitriding, durability, rolling friction, hardness, coating, basis.

Вступ

В техніці велика кількість деталей машин і вузлів (підшипники кочення, колеса поїздів та кранів, зубчасті колеса, подавальні вальці, накатні ролики тощо) працюють при терті кочення. Підвищення їх довговічності є актуальною проблемою. Вихід з ладу більшості конструкційних елементів при цьому відбувається від викришення поверхні від втоми матеріалу. Дослідженням процесів контактної втоми при терті кочення присвячено багато праць [1–15], в більшості яких розглядається робота однорідних матеріалів [1–5], що мають певні обмежені можливості з підвищення контактної витривалості при коченні.

В основі явищ контактної втоми лежать ті ж процеси, що і при всякому іншому виді втоми [5, 7]. Разом з тим, в явищах втоми при змінному контактному навантаженні беруть участь і процеси, що не зустрічаються в інших видах втоми. До цих специфічних процесів втоми слід віднести явища тертя, зношування, окислення при терті, теплові процеси. Ці додаткові специфічні процеси можуть суттєво вплинути на процес контактної втоми. Втомне викришення і відшаровування робочих поверхонь кілець і тіл кочення обумовлюється результатом розвитку мікротріщин, що утворюються через повторні мікропластичні зсуви перенапруженого матеріалу. Втомні пошкодження локалізуються в місцях концентрації напружень на поверхні і в підповерхневих шарах. В більшості випадків руйнування починається з поверхні [8, 9]. Утворення підповерхневих тріщин, що зв'язані з контактною втомою металу при дії контактних напружень, спостерігається в матеріалів з неоднорідною структурою (азотованих, цементованих і з поверхневим гартуванням) і пояснюється додатковим впливом залишкових напружень [10, 11]. Великий вплив на втому при змінному контактному навантаженні матеріалів має середовище і водень [12, 13, 15].

В даний час є велика кількість технологій для нанесення покриттів, кожна з яких має свої переваги і недоліки і забезпечує певні з названих вище факторів. Але немає однієї технології, що забезпечує всі ці фактори. Тому перспективним є застосування в технологічному процесі інтегральних технологій з використанням кількох одинарних технологій, які в комплексі забезпечують всі названі вище фактори. Найбільш поширеними в даний час для підвищення довговічності при змінному контактному навантаженні є технології ХТО – цементації та нітроцементації [6]. Але вони високотемпературні і застосовують водневомісткі насичуючі середовища, що негативно впливає на характеристики міцності і довговічності матеріалів. Альтернативою цим технологіям при підвищенні контактної витривалості деталей машин при терті кочення є застосування технології іонного азотування в безводневих насичуючих середовищах та комплексних технологій з її використанням.

Методика експериментальних досліджень.

Експериментальні дослідження довговічності при циклічному контактному навантаженні сталей проводилися на універсальній установці [16], що дозволяє проводити випробування зразків при терті кочення з точковим і лінійним контактами. Дослідження проводилися на торцевій поверхні плоских діаметром 40 мм зразках із сталі Х12М з дифузійними покриттями та без покриттів. Зразки мали різну термічну обробку та дифузійні покриття. Дифузійні покриття наносили методами іонного азотування в безводневих середовищах, а також за комплексною технологією нітрогартування. Іонне азотування проводилося за оптимальним режимом (температура дифузійного насичення $T = 570^{\circ}\text{C}$, тиск в вакуумній камері $P = 240$ Па, насичуюче середовище $75\text{об.}\% \text{N}_2 + 25\text{об.}\% \text{Ar}$, час дифузійного насичення $\tau = 480$ хв), який забезпечує максимальну твердість та значну товщину азотованого шару. Оптимальний режим визначався методом планування експериментів (4-х факторний план Хартлі) [17], при якому технологічні параметри процесу азотування змінювалися в певних інтервалах (табл. 1). Технологія нітрогартування включала: іонне азотування в безводневому середовищі за оптимальним режимом; термоактивування при температурах гартування (від 900 до 1120°C табл.1) протягом 7 хв; гартування в масилі з наступним відпуском при температурі 160°C протягом 90 хв. Перед випробуваннями зразки шліфувалися ($R_a = 0,125$ мкм). Тілами кочення були кульки діаметром 7,14 мм при точковому контакті, які мали твердість HRC 63 і рухалися по колу діаметром 30 мм. Випробування проводилися при максимальному тиску на площадці контакту 2140 МПа в середовищі мастила I-20 до появи пітингу на доріжках кочення. Дослідження впливу залишкового аустеніту та твердості основи на довговічність при коченні проводилися на зразках після нітрогартування від різних температур (табл. 2), які мали вміст залишкового аустеніту від 20 до 90% і, відповідно, твердість основи, що змінювалася в інтервалі від 7960 до 5280 МПа. Методами металографії визначалися структура, товщина і мікротвердість по товщині азотованого шару з використанням мікроскопів МІМ-9 і ПМТ-3. Фазовий склад на поверхні азотованих шарів визначали з використанням ДРОН-3М. Залишкові напруження стиску в азотованих шарах визначалися за методикою [13]. Вимірювання вмісту залишкового аустеніту в досліджуваних зразках проводилися за допомогою аустинометра МАК-2М. Градієнт твердості по товщині азотованого шару є змінною величиною. Тому в дослідженнях для порівнянь застосовувалася його величина, що визначалася за формулою (1).

$$\text{Grad} = (H_{\max} - H_0)/h, \quad (1)$$

де H_{\max} – максимальна твердість в азотованому шарі в МПа; H_0 – твердість основи в МПа; h – товщина азотованого шару в мкм.

Результати досліджень.

В табл. 1 наведені результати досліджень товщини та твердості азотованого шару після іонного азотування в безводневих середовищах сталі Х12М за різними режимами відповідно до плану Хартлі [17]. На основі одержаних даних отримані математичні залежності твердості (2) та товщини (3) азотованого шару від технологічних параметрів процесу азотування.

Таблиця 1

Залежність товщини та мікротвердості поверхні азотованого шару від режимів іонного азотування

№ режиму азотування	Значення факторів режиму азотування				Товщина азотованого шару h_n , мкм	мікротвердість поверхні H_{100} , МПа
	T, °C	P, Па	τ , хв.	об. % Ag, в суміші з азотом		
1	570	320	185	57	323	7360
2	510	320	185	57	252	6964
3	570	160	185	19	341	8106
4	510	160	185	19	218	7918
5	570	320	75	19	264	7750
6	510	320	75	19	169	6980
7	570	160	75	57	247	7759
8	510	160	75	57	172	6717
9	480	240	130	38	165	6530
10	600	240	130	38	342	9230
11	540	80	130	38	204	8380
12	540	400	130	38	290	6860
13	540	240	20	38	128	7625
14	540	240	240	38	312	6995
15	540	240	130	0	304	7050
16	540	240	130	76	293	6890
17	540	240	130	38	298	7800

$$H_{100} \text{ (МПа)} = 9290 + 1200 x_1 - 889 x_2 - 471 x_3 - 238 x_4 - 2070 x_1^2 - 469 x_2^2 - 1940 x_3^2 - 2340 x_4^2 - 825 x_1 x_2 + 7 x_1 x_3 - 435 x_1 x_4 - 443 x_2 x_3 + 1630 x_2 x_4 + 48 x_3 x_4; \quad (2)$$

$$h_n \text{ (мкм)} = 268 + 126 x_1 + 65 x_2 + 203 x_3 - 35 x_4 - 58 x_1^2 - 58 x_2^2 - 95,5 x_3^2 - 58,0 x_4^2 + 57,5 x_1 x_2 + 67,5 x_1 x_3 - 67,5 x_1 x_4 + 62,5 x_2 x_3 - 198,0 x_2 x_4 - 163,0 x_3 x_4; \quad (3)$$

де x_1, x_2, x_3, x_4 – незалежні змінні величини (фактори), що визначаються відповідно методиці [17] в залежності від технологічних параметрів режиму азотування за формулами (4):

$$x_1 = \frac{(T - 540)}{60}; x_2 = \frac{(P - 240)}{160}; x_3 = \frac{(\tau - 130)}{110}; x_4 = \frac{(Ar - 38)}{38}. \quad (4)$$

За отриманими формулами (1) і (2) можна визначити величини твердості а товщини азотованого шару для будь-якого режиму іонного азотування та визначити оптимальні режими азотування, що забезпечують максимальні значення цих характеристик. Використовуючи рівняння (1), отримано оптимальний режим іонного азотування (температура $T = 570^\circ\text{C}$, тиск $P = 240$ Па, час дифузійного насичення $\tau = 480$ хв, насичуюче середовище $75\text{об.}\%N_2 + 25\text{об.}\%Ar$), що забезпечив максимальну мікротвердість азотованого шару ($H_{100} = 9580$ МПа) та значну товщину азотованого шару ($h_n = 350$ мкм). На рис. 1 показано вплив технологічних параметрів іонного азотування на твердість азотованого шару, з якого видно, що їх зміна дозволяє змінювати твердість поверхні в значних межах.

Після гартування та нітрогартуванні сталі X12M від різних температур в структурі матеріалу утворюється значна кількість залишкового аустеніту, яка зростає з підвищенням температури гартування і досягає 90% при температурі 1120°C . Це приводить, відповідно, до зменшення мікротвердості матеріалу від $H_{100} = 8520$ до 5280 МПа при гартуванні та від 9340 до 7230 МПа при нітрогартуванні рис. 2, табл. 2.

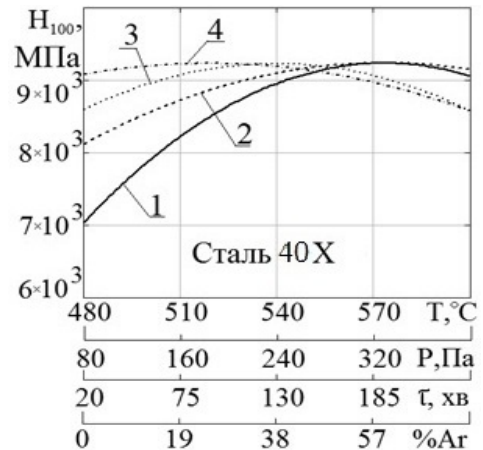


Рис. 1. Залежність твердості азотованого шару від технологічних параметрів іонного азотування сталі X12M за оптимальним режимом: 1 – температури, $T, ^\circ\text{C}$; 2 – тиску, $P, \text{Па}$; 3 – часу дифузійного насичення, $\tau, \text{хв}$; 4 – вмісту $Ar, \%$

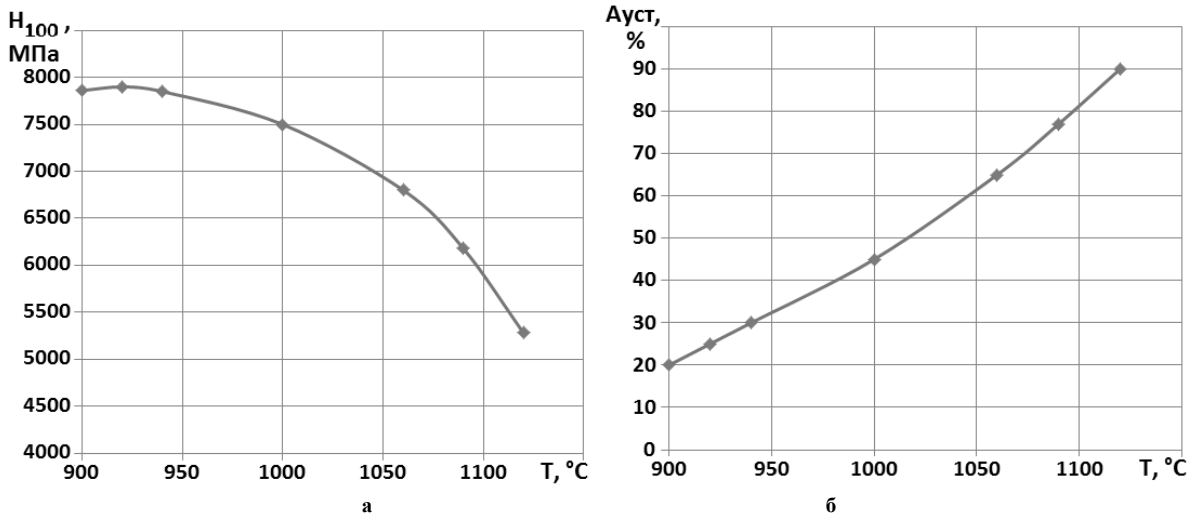


Рис. 2. Вплив температури гартування сталі X12M на мікротвердість поверхні (а) та вміст залишкового аустеніту (б) в структурі матеріалу

Таблиця 2

Кількість аустеніту та мікротвердість зразків після гартування

№ п/п	Температура гартування, $^\circ\text{C}$	Кількість залишкового аустеніту до випробування, %	Мікротвердість зразка до випробування $H_{100}, \text{МПа}$
1	900	20	7860
2	920	25	7900
3	940	30	7850
4	1000	46	7500
5	1060	65	6800
6	1090	77	6180
7	1120	90	5280

В процесі нітрогартування в період термоактивування від температур гартування на протязі певного часу відбувається розпад вищих нітридних фаз на нижчі та дифузія їх всередину металу, що викликає перерозподіл концентрації азоту в азотованому шарі, зменшення твердості поверхні по глибині покриття (табл. 3) та збільшення його товщини (табл. 4).

**Вміст азоту та фазовий склад в азотованому шарі сталі X12
після іонного азотування та нітрогартування за оптимальним режимом**

№ шару	Товщина послідовно вилученого шару, мкм	Сумарна величина вилученого шару, мкм	Вміст азоту в шарі по масі, %		Фази на поверхні	
			після азотування	після нітрогартування	після азотування	після нітрогартування
1	0	0	8,45	7,40	$\epsilon + \gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
2	5	5	7,95	7,35	$\epsilon + \gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
3	10	15	4,18	5,24	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
4	10	25	2,91	3,39	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
5	20	45	1,65	2,12	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
6	30	75	0,35	0,75	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\gamma + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
7	30	105	0,17	0,20	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
8	60	165	0,12	0,15	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
9	60	225	0,08	0,10	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
10	60	285	0,006	0,008	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$
11	60	345	0,004	0,006	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$	$\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$

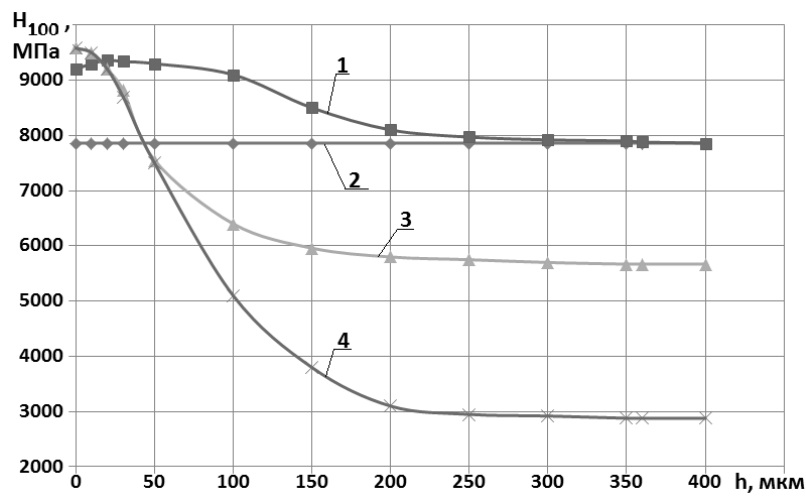


Рис. 3. Розподіл мікротвердості по товщині азотованого шару при: 1 – нітрогартуванні, 2 – гартуванні, 3 – азотуванні після гартування, 4 – азотуванні сталі без термообробки

Таблиця 4

Властивості азотованого шару сталі X12M після іонного азотування та нітрогартування від різних температур за оптимальним режимом

№ п/п	Вид термічної та хіміко-термічної обробки	Мікротвердість H_{100} , МПа		Товщина покриття $h_{\text{ш}}$, мкм	Гradient твёрдості МПа/мкм	Залишкові напруження, σ_z , МПа
		поверхні	основи			
1	азотування без термообробки	9580	2800	350	19,65	629
2	гартування від 920°C + азотування	9580	5670	357	11,23	615
3	нітрогартування від 900°C	9250 max	7930	357	3,13	530
4	нітрогартування від 920°C	9340 max	7860	357	3,30	480
5	нітрогартування від 940°C	9300 max	7720	360	3,55	450
6	нітрогартування від 1000°C	8680 max	7660	360	2,27	370
7	нітрогартування від 1060°C	8160 max	7270	362	2,45	285
8	нітрогартування від 1090°C	7860 max	6320	365	4,21	260
9	нітрогартування від 1120°C	7120 max	5280	366	5,02	250
10	гартування від 920°C	7860	7860	–	–	–

На рис. 3 наведені графіки розподілу мікротвердості по товщині азотованого шару від температури при азотуванні, гартуванні та нітрогартуванні. З рисунка видно, що при нітрогартуванні твердість поверхні нижча, а товщина азотованого шару та твердість основи більші в порівнянні з азотуванням. Це зумовлює значне зменшення градієнта твердості по товщині азотованого шару при нітрогартуванні від температури 920°C, що менший в 6 разів в порівнянні з азотуванням сталі без термообробки та в 3,4 рази менший в порівнянні з її азотуванні після гартування (табл. 4).

В табл. 4 наведені фізико-механічні властивості азотованого шару сталі X12M після різних видів термічної та хіміко-термічної обробок. З таблиці видно, що після іонного азотування сталі без термічної обробки отримано азотований шар високої твердості на поверхні при малій твердості основи, великі залишкові напруження стиску та високий градієнт твердості по глибині азотованого шару. Іонне азотування після попереднього гартування сталі приводить до більшої твердості основи в порівнянні з азотованою сталлю без термообробки. Це привело до зменшення градієнта твердості по глибині покриття. При нітрогартуванні сталі від різних температур відбувається зменшення твердості поверхні азотованого шару та основи, зниження залишкових напружень та значне зменшення грієнта твердості по глибині покриття. Ці властивості композиції «азотоване покриття-основа» мають значний вплив на довговічність сталі при терті кочення.

В табл. 5 та на рис. 4 наведені результати випробувань на довговічність при терті кочення зразків гартованої та нітрогартованої сталі X12M з різним вмістом залишкового аустеніту. З таблиці видно, що при гартуванні максимальну довговічність $25,53 \cdot 10^6$ циклів мали зразки з вмістом в структурі сталі 30% залишкового аустеніту, при якому була максимальна твердість матеріалу. При збільшенні залишкового аустеніту відбувається значне зменшення довговічності зразків і при вмісті залишкового аустеніту 90% вона складала всього $10,28 \cdot 10^6$ циклів навантаження, що в 2,5 рази менше в порівнянні з максимальним значенням. При нітрогартуванні залежність довговічності від вмісту легованого азотом залишкового аустеніту в поверхневому шарі аналогічна. Максимальна довговічність зразків $47,26 \cdot 10^6$ та мінімальна $21,28 \cdot 10^6$ циклів навантаження досягаються відповідно при 30% та 90% вмістах залишкового аустеніту в сталі, що в 2,2 рази менше в порівнянні з максимальним значенням. В процесі циклічного навантаження при коченні відбувається деформування поверхневих шарів матеріалу, що приводить до розпаду залишкового аустеніту і перетворення його в мартенсит. Це викликає підвищення твердості деформованих шарів матеріалу і тим більше, чим більше було мартенситного перетворення. Вплив мартенситного перетворення на підвищення твердості та довговічності при терті кочення можна оцінювати з допомогою коефіцієнта повноти мартенситного перетворення K_M (відношення кількості остаточного аустеніту, що розпався, до його початкового значення), які зростають з його підвищенням. Для сталі X12M після гартування $K_M = 0,28 - 0,3$, а після нітрогартування $K_M = 0,37 - 0,4$. В процесі мартенситного перетворення відбувається часткове поглинання енергії деформування, що разом з підвищенням твердості деформованого шару сприяє підвищенню довговічності сталі.

Це дозволяє прийти до висновку, що на довговічність зразків із сталі X12M з структурою залишкового аустеніту при терті кочення впливають не тільки зміна мікротвердості поверхні зразка та кількість залишкового аустеніту, що розпався, але й здатність матеріалу до релаксації мікронапружень та розсіювання енергії.

Таблиця 5

Результати випробувань на довговічність зразків із сталі X12M після гартування та нітрогартування з різним вмістом залишкового аустеніту

№ п/п	Кількість залишкового аустеніту до випробування, об. %	Мікротвердість до випробування Н ₁₀₀ , МПа		Мікротвердість доріжки кочення після випробувань Н ₁₀₀ , МПа	Кількість залишкового аустеніту, що розпався, об. %	Довговічність зразка, N·10 ⁶ циклів
		поверхні	основи			
гартування						
1	20	7860	7860	7940	6	25,51
2	25	7980	7980	8160	8	27,32
3	30	7960	7960	8190	9	27,53
4	45	7600	7600	7770	15	25,25
5	65	6800	6800	7000	20	20,66
6	80	6000	6000	6220	24	16,3
7	90	5280	5280	5520	28	12,28
нітрогартування						
8	20	9250	7860	9330	8	46,22
9	25	9360	7980	9480	10	48,26
10	30	9350	7960	9520	12	49,37
11	45	9100	7600	9360	17	48,41
12	65	8460	6800	8950	26	41,19
13	80	7760	6000	8460	31	32,62
14	90	7230	5280	8000	35	24,54

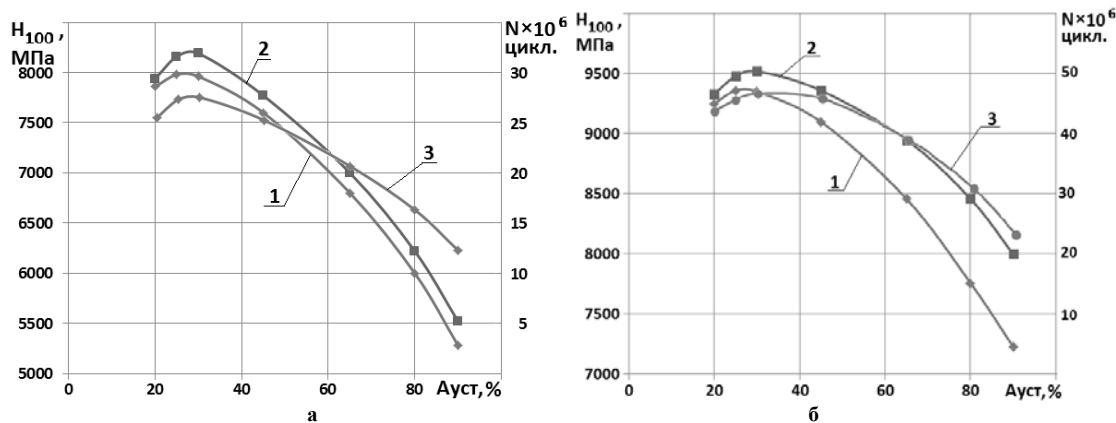


Рис. 4. Залежність довговічності зразків із сталі Х12М після гартування (а) та нітрогартування (б) з різним вмістом залишкового аустеніту: 1 – мікротвердість до випробувань; 2 – мікротвердість після випробувань; 3 – довговічність

В таблиці 6 наведені результати порівняльних випробувань на довговічність при терті кочення зразків сталі Х12М при різних видах термічної та хіміко-термічної обробок. Випробування показали, що довговічність зразків без термічної обробки після іонного азотування на 50% вища, а після азотування з попереднім гартуванням в 9,3 рази більша в порівнянні з не азотованою сталлю. Довговічність цієї сталі після нітрогартування в 1,8–2,1 рази більша в порівнянні з гартованими зразками. Це обумовлено легуванням сталі азотом та його сполуками (табл. 3) і вищими фізико-механічними властивостями та наявністю залишкових напружень стиску (табл. 5) в поверхневому шарі. Крім того насичення аустеніту азотом сповільнює рух дислокацій, утворення і ріст мікротріщин. Все це приводить до значного підвищення довговічності сталі після нітрогартування.

Таблиця 6

Результати порівняльних випробувань на довговічність при терті кочення зразків сталі Х12М при різних видах термічної та хіміко-термічної обробок (тиск на площадці контакту 2140 МПа)

№ п/п	Вид термічної та хіміко-термічної обробки	Мікротвердість H_{100} , МПа		Товщина покриття h_p , мкм	Гradient твердості МПа/мкм	Довговічність зразка, $N \times 10^6$ циклів
		поверхні	основи			
1	без термообробки	2800	2800	–	–	2,83
2	азотування без термообробки	9580	2800	350	19,65	2,75
3	гартування від 920°C	7860	7860	–	–	24,72
4	гартування від 920°C + азотування	9580	5670	357	11,23	25,54
5	нітрогартування від 920°C	9360	7900	357	3,30	46,76

Висновки

Іонне азотування в безводневих середовищах змінює фізико-механічні характеристики, фазовий склад та залишкові напруження стиску в широких межах, які можна оптимізувати за певними критеріями, що має значний вплив на довговічність сталі при терті кочення.

При гартуванні сталі Х12М від різних температур в її структурі утворюється різна кількість залишкового аустеніту (від 20 до 90%), яка має великий вплив на її довговічність. В процесі циклічного навантаження при коченні відбувається деформування поверхневих шарів матеріалу, що приводить до розпаду залишкового аустеніту і перетворення його в мартенсит. Це сприяє підвищенню твердості поверхні та контактної витривалості матеріалу.

Встановлено, що при різних видах термічної та хіміко-термічної обробок найвища довговічність при терті кочення досягається при технології нітрогартування, яка в 1,8–2,1 рази більша в порівнянні з гартованими зразками.

Це обумовлено: легуванням сталі азотом, що сповільнює рух дислокацій та утворення і ріст мікротріщин; великою твердістю основи; високими фізико-механічними властивостями азотованого шару; малим gradientом твердості по товщині та наявністю залишкових напружень стиску в поверхневому шарі.

Література

1. Ковальський Б. С. Расчет деталей на местное сжатие / Ковальський Б. С. –Харьков : ХВКИУ, 1967. – 222 с.
2. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия / [пер. с англ. В.Э. Наумова, А.А. Спектора].

- М. : Мир, 1989. – 510 с.
3. Пинегин С. В. Работоспособность деталей подшипников / Пинегин С. В. – М. : Машгиз, 1949. – 168 с.
 4. Перель, Л.Я. Подшипники качения: Расчет, проектирование и обслуживание опор : справочник / М. : Машиностроение, 1983. – 543 с.
 5. Трубин Г.К. Контактная усталость материалов для зубчатых колес / Трубин Г.К. – М. : Машгиз, 1962. – 403 с.
 6. Зинченко В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки / Зинченко В.М. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 303 с.
 7. Сосновский Л. А. О развитии представлений об усталости металлов при объемном нагружении и трении / Л. А. Сосновский, Н. А. Махутов, В. Т. Трощенко // Тр. VI-го Международного симпозиума по трибофатике (ISTF 2010), 25 октября - 1 ноября 2010 г., Минск (Беларусь). – Минск : БГУ, 2010. – Т. 1. – С. 77-84.
 8. Грозин Б.Д. Износ в зубчатых передачах / Б.Д. Грозин, Б.И. Костецкий // Вестник машиностроения. – 1947. – № 12. – 236 с.
 9. Осипян А.В. Экспериментальное исследование питтинговых разрушений в зубчатых передачах / А.В. Осипян // Труды НАТИ. – Машгиз, 1945. – Вып. 43. – 215 с.
 10. Пинегин С.В. Контактная прочность и сопротивление качению / Пинегин С.В. – М. : Машиностроение, 1969. – 245 с.
 11. Каплун П. В. Визначення залишкових напружень в азотованих шарах після іонного азотування за показниками мікротвердості / П. В. Каплун, Б. А. Ляшенко // Проблеми міцності. – 2016. – № 6. – С. 56–63.
 12. Каплун П.В. Контактна витривалість сталі 40X в різних середовищах після іонного азотування та нітрогартування / П.В. Каплун, О.В. Диха, В.А. Гончар // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – Львів, 2017. – № 4. – С. 42–47.
 13. Похмурський В.І. Корозійна втома металів і сплавів / Похмурський В.І., Хома М.С. – Львів : СПОЛОМ, 2008. – 304 с.
 14. Каплун П. В. Підвищення зносостійкості та довговічності підшипників кочення іонним азотуванням / П. В. Каплун, Б. А. Ляшенко // Проблеми трибології. – 2016. – № 2. – С. 15–20.
 15. Каплун П.В. Вплив водню на контактну витривалість сталей при іонному азотуванні / П.В. Каплун // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – Львів, 2017. – № 6. – С. 68–72.
 16. Патент № 106181 UA. МПК (2006.01):G01L 1/00. Спосіб випробувань на контактну витривалість при коченні з проковзуванням / Каплун П.В., Гончар В.А., Паршенко А.В. – Опубліковано 25.04.2016, бюл. № 8.
 17. Красовский Г.И. Планирование эксперимента / Красовский Г.И., Филаретов Г.Ф. – Минск : Изд. БГУ, 1982. – 302 с.

References

1. Koval'skij B. S. Raschet detalej na mestnoe szhatie / Koval'skij B. S. –Har'kov : HVKIU, 1967. – 222 s.
2. Dzhonson K. Mehanika kontaktного vzaimodejstvija / [per. s angl. V. Je. Naumova, A.A. Spektora]. – М. : Mir, 1989. – 510 s.
3. Pinegin S. V. Rabotosposobnost' detalej podshpnikov / Pinegin S. V. – М. : Mashgiz, 1949. – 168 s.
4. Perel', L. Ja. Podshpniki kachenija: Raschet, proektirovanie i obsluzhivanie опор : spravochnik / М. : Mashinostroenie, 1983. – 543 s.
5. Trubin G. K. Kontaktnaja ustalost' materialov dlja zubchatih kales / Trubin G. K. – М. : Mashgiz, 1962. – 403 s.
6. Zinchenko V. M. Inzhenerija poverhnosti zubchatih koles metodami himiko-termicheskoj obrabotki / Zinchenko V. M. – М. : Izd-vo MGTU im. N. Je. Baumana, 2001. – 303 s.
7. Sosnovskij L. A. O razvitii predstavlenij ob ustalosti metallov pri ob'emnom nagruzenii i trenii / L. A. Sosnovskij, N. A. Mahutov, V. T. Troshhenko // Tr. VI-go Mezhdunarodnogo simpoziuma po tribofatike (ISTF 2010), 25 oktjabrja - 1 nojabrja 2010 g., Minsk (Belarus'). – Мinsk : BGU, 2010. – Т. 1. – С. 77-84.
8. Grozin B. D. Iznos v zubchatyh peredachah / B. D. Grozin, B. I. Kosteckij // Vestnik mashinostroenija. – 1947. – № 12. – 236 s.
9. Osipjan A. V. Jeksperimental'noe issledovanie pittingovyh razrushenij v zubchatyh peredachah / A. V. Osipjan // Trudy NATI. – Mashgiz, 1945. – Vyp. 43. – 215 s.
10. Pinegin S. V. Kontaktnaja prochnost' i soprotivlenie kacheniju / Pinegin S. V. – М. : Mashinostroenie, 1969. – 245 s.
11. Kaplun P. V. Vyznachennia zalyshkovykh napruzhen v azotovanykh sharakh pislia ionnoho azotuvannia za pokaznykamy mikrotverdsti / P. V. Kaplun, B. A. Liashenko // Problemy mitsnosti. – 2016. – № 6. – С. 56–63.
12. Kaplun P. V. Kontaktna vytryvalist stali 40Kh v riznykh seredovyshchakh pislia ionnoho azotuvannia ta nitrohartuvannia / P. V. Kaplun, O. V. Dykha, V. A. Honchar // Fyzyko-khimichna mekhanika materialiv. – Lviv, 2017. – № 4. – С. 42–47.
13. Pokhmurskyi V. I. Koroziiina vtoma metaliv i splaviv / Pokhmurskyi V. I., Khoma M. S. – Lviv : SPOLOM, 2008. – 304 s.
14. Kaplun P. V. Pidvyshchennia znosostiikosti ta dovhovichnosti pidshpnykiv kochennia ionnym azotuvanniam / P. V. Kaplun, B. A. Liashenko // Problemy trybolohii. – 2016. – № 2. – С. 15–20.
15. Kaplun P. V. Vplyv vodniu na kontaktnu vytryvalist staley pry ionnomu azotuvanni / P. V. Kaplun // Fyzyko-khimichna mekhanika materialiv. – Lviv, 2017. – № 6. – С. 68–72.
16. Patent № 106181 UA. MPK (2006.01):G01L 1/00. Sposib vyprobuvan na kontaktnu vytryvalist pry kochenni z prokovzuvanniam / Kaplun P. V., Honchar V. A., Parshenko A. V. – Opublikovano 25.04.2016, biul. № 8.
17. Krasovskiy H. Y. Planirovanye eksperimenta / Krasovskiy H. Y., Fylaretov H. F. – Minsk : Izd. BHU, 1982. – 302 s.

Рецензія/Peer review : 20.01.2019 р.

Надрукована/Printed : 21.02.2019 р.

Стаття рецензована редакційною колегією