

УДК 621.891

DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2022.97.0.58

## ДОСЛІДЖЕННЯ РОЗПОДІЛУ ЗНАЧЕНЬ МІКРОТВЕРДОСТІ ХРОМОНІКЛЕВОЇ СТАЛІ ЗА ДОПОМОГОЮ СТАТИСТИЧНИХ МЕТОДІВ

Дьяконенко Н. Л.<sup>1,2</sup>, Хацько Н. Е.<sup>2,3</sup>, Хацько К. О.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Харківський національний автомобільно-дорожній університет

<sup>2</sup> Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

<sup>3</sup> Харківський національний університет радіоелектроніки

*Анотація.* У роботі досліджуються розподіли мікротвердості фазових складових у сталі 14X17H2 за допомогою статистичних методів. Отримані результати підтверджуються експериментальними вимірюваннями, що дає можливість їх практичного використання для визначення зносостійкості вузлів тертя.

*Ключові слова:* мікротвердість, сталь 14X17H2, структура, математичне моделювання.

### Вступ

Використання статистичних методів у фізичних експериментах набуває поширення завдяки розвитку комп'ютерних технологій. Математичні статистичні методи використовуються для вирішення проблем матеріалознавства. Наприклад, у процесі механічних випробувань або у важких експлуатаційних умовах можуть утворюватися нові фази, притаманні тільки цьому виду зовнішнього впливу [1]. За наявності багатофазної структури використання методу мікротвердості дає можливість отримати результати вимірювань, які не завжди відповідають кількісному та якісному фазовому складу. Тому моделювання розподілення мікротвердості фазових складових має не здійснює не тільки практичну, але й наукову функцію, оскільки дозволяє отримати непрямі дані щодо процесів, які відбуваються.

### Аналіз публікацій

Зміну структури та фазового складу матеріалів спричинюють процеси, що відбуваються у вузлах тертя [2]. Зносостійкість, довговічність і надійність пар тертя визначаються сформованою в процесі припрацювання структурою металу.

Можна визначити три основні фактори, які викликають зміну фазового складу робочої поверхні [23]:

1 локальне підвищення температури в зоні контакту на сотні градусів;

2 великі динамічні напруги, які виникають під дією зовнішнього навантаження та як результат прослизання в парі тертя;

3 взаємодія матеріалу з навколишнім середовищем і з матеріалом контртіла.

У процесі тертя можуть утворюватися нові фази, притаманні тільки цьому виду ви-

пробування матеріалів: мартенсит тертя й аустеніт тертя. Специфіка фазових перетворень під час тертя зумовлена тим, що поведінка матеріалів за умови імпульсних навантажень і різких коливань температури істотно відрізняється від їхньої поведінки за звичайного статистичного навантаження та постійної температури. У таких умовах визначення закономірностей впливу кожного з перерахованих факторів ускладнюється, оскільки ці процеси є швидкоплинними.

Проблема тертя у вакуумі є актуальною через необхідність роботи механізмів у космосі [9]. Особливістю тертя за умови зниженого тиску є те, що матеріал під час цього процесу оголюється, оскільки на ньому не встигає відновитися спрацьована захисна плівка, яка негайно відновлюється за звичайного атмосферного тиску.

Під час відносного ковзання двох тіл у ділянці контактування відбувається майже миттєве виділення тепла. Швидкість нагріву окремих мікронерівностей є досить великою, дослідники називають цей процес «температурним спалахом». Після виходу з контакту температура мікровиступів швидко знижується внаслідок відведення тепла вздовж поверхні тертя та вглиб металу, випромінювання в навколишнє середовище й конвективного теплообміну. Через деякий час, який визначається швидкістю ковзання, цей мікровиступ вступає в новий контакт і його температура знову зростає. Швидке відведення тепла й різкі температурні коливання в зоні контактів сприяють утворенню в цьому підшарі структур загартування, зокрема нерівноважної високонапруженої структури типу «білої зони», які мають високу твердість, але низьку втомну міцність [4]. У підшарі, що знаходиться нижче, де в процесі тертя збері-

гається постійний рівень температури 200–300°C, можливе утворення структур відпуску.

Таким чином, на поверхні тертя є спектр температур, починаючи з мінімальної, яка мало впливає на структуру поверхневих шарів металу, і до критичних температур, які викликають істотні зміни мікроструктури, пов'язані з явищами високого відпуску, первинного та вторинного загартування.

Під час тертя нагрівання поверхневого шару здійснюється зі швидкістю, яка може досягати  $10^5$  град/с і більше. Це значно впливає на кінетику фазових перетворень в активному шарі. Наприклад [8], у процесі швидкісного електронагрівання вуглецевих і хромистих сталей відбувається повне пригнічення ефекту розпаду аустеніту в області температур, нижче  $A_{c1}$ , коли швидкість нагрівання складала 40–5000 град/с.

Швидкість нагрівання може істотно змінювати температуру початку  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  перетворення в загартованих і деформованих сталях [3]. Під час помітно швидкого нагрівання у вуглецевих сталях спостерігається зниження точки  $A_{c1}$  на декілька десятків градусів. А під час швидкого нагрівання (сотні градусів у секунду і вище) для цих сталей початок аустенізації завжди лежить в області температур, вище  $A_{c1}$ . Тільки в процесі повільного нагрівання (1–2 град/с) утворення аустеніту відбувається за температури, яка відповідає точці  $A_{c1}$  на діаграмі стану, оскільки за малих швидкостей нагрівання в деформованих сталях відбувається процес рекристалізації ще до нагрівання до точки  $A_{c1}$ .

У разі збільшення швидкості нагрівання температура рекристалізації підвищується і все більше зсувається в субкритичну область. У цьому випадку спостерігається утворення аустеніту за температури, що є нижче  $A_{c1}$ . Такий аустеніт є метастабільним і за тривалої витримки в цьому інтервалі температур розпадається.

За великих швидкостей нагрівання температура аустенізації починає підвищуватися зі збільшенням його швидкості, оскільки  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  перетворення є дифузійним процесом, а це пов'язано з визначеним інтервалом часу.

Якщо швидкість нагрівання достатньо велика, то перебудова ОЦК-решітки  $\alpha$ -фази на ГЦК-решітку  $\gamma$ -фази може здійснюватися за зсувним механізмом, аустенізація сталі відбувається за температури, що є нижче  $A_{c1}$ . Для сталей з 30 % Ni це відбувається за швидкості нагрівання 150 град/с [2].

Крім швидкості нагрівання, для формування структури активного шару велике значення має пластична деформація. Вона істотно впливає на кінетику фазових перетворень, які відбуваються за дифузійним механізмом. Водночас спостерігається зниження критичних точок через прискорення процесів дифузійної перебудови решітки [5,6]. Максимальний ефект спостерігається біля шару контактів, де деформація металу є великою. А під дією пластичної деформації фазові перетворення, які здійснюються за зсувним механізмом (мартенситне перетворення), відбуваються за температур, коли за звичайних умов аустеніт ще стабільний. Так, на поверхні тертя під дією зовнішнього навантаження спостерігається утворення  $\epsilon$ -фази – мартенситу деформації.

Таким чином, на поверхні тертя відбуваються процеси, які призводять до утворення фаз, що навіть іноді не властиві сталям цього хімічного складу.

Зміни фазового складу поверхні тертя досліджуються за допомогою методу мікротвердості. Найбільш ґрунтовне дослідження сталей за допомогою методу мікротвердості наведено в монографії [7].

Для сталі 20 мікротвердість мартенситних ділянок під час гартування від температури  $A_{c1}$  складає 740 кг/мм<sup>2</sup>. Це свідчить про низький вміст вуглецю в мартенситі і підтверджується наявністю нерозчинених до кінця платівок цементиту. Подальше підвищення температури гартування призводить до зростання мікротвердості мартенситних ділянок до 1000–1050 кг/мм<sup>2</sup>. Цьому відповідає повне розчинення пластинок цементиту всередині мартенситних ділянок та вміст вуглецю, що дорівнює евтектоїдному.

За більш високих температур нагрівання під час гартування відбувається зростання аустенітних ділянок внаслідок фериту з утворенням кайми маловуглецевого м'якого мартенситу та зниженням вмісту вуглецю і мікротвердості внутрішніх частин мартенситних ділянок. Мікротвердість мартенситу за температур початку плавлення знижується до 42 кг/мм<sup>2</sup>.

Дослідження мікротвердості та об'єму фаз у сталях після швидкого нагрівання струмами високої частоти демонструє, що аустеніт, який утворився за швидкого нагрівання до температури  $A_{c1}$ , є ознакою неповного розчинення карбідної фази, а отже, під час гартування дає мартенсит з невисокою

мікротвердістю, що свідчить про низький вміст у ньому вуглецю [7].

У сталях 20, 30, У7 та чавуні такий мартенсит має будову, подібну до початкового пластинчатого перліту. А в сталях ШХ15, Х12М та 1Х18, структура яких до гартування є зернистим перлітом, він відрізняється лише меншою травимістю. У вуглецевих сталях та чавуні, де дифузійні процеси відбуваються швидше, ніж у легованих сталях, мікротвердість цього низькотемпературного мартенситу є вищою, ніж у легованих сталях 20ХН та ШХ15.

У високолегованих сталях Х12М та 1Х18 мікротвердість має найнижчі значення.

Зміна мікротвердості мартенситу в межах одного зерна удоевтектоїдної сталі може бути досить велика. За температури гартування, що близька до  $A_{c1}$ , мартенсит сталі марок 20 та 30 утворюється з перлітних ділянок, які мають евтектоїдний склад вуглецю. Такий мартенсит протравлюється рівномірно [7].

Дослідження демонструють, що мікротвердість фериту в углецевій сталі змінюється від 125 до 315 кг/мм<sup>2</sup>. Нижня межа належить до фериту м'якої відпаленої сталі 08, а верхня відповідає мікротвердості фериту сталей марок 20, 30 та У7. В останній наявні дисперсні карбідні вміщення, що пояснює підвищену твердість.

Мікротвердість зернистого перліту левованої сталі знаходиться в межах 215–340 кг/мм<sup>2</sup>, а мікротвердість пластинчатого перліту вуглецевої сталі в межах 275–365 кг/мм<sup>2</sup>.

Мікротвердість карбідів у хромистих сталях Х12 та Х12М знаходиться в межах 900–1300 кг/мм<sup>2</sup>.

Мікротвердість аустеніту була досліджена у неіржавкої хромонікелевої сталі Х18Н10Т та високохромистої сталі Х12М. У неіржавкої сталі, яка містить 0.1 % С, вона дорівнює 175 кг/мм<sup>2</sup>. Це вище за твердість левованого аустеніту литої сталі Х12М.

Дослідження мікротвердості евтектичних систем доводять, що твердість механічної суміші кристалів не складається адитивно з твердостей компонентів. Визначальною є міжфазна поверхня, яка найбільше розвинена в евтектиці.

Відомо, що зі зменшенням розмірів зерен внаслідок збільшення питомої поверхні між ними, де деформація ускладнена, спостерігається підвищення твердості. Межі зерен мають більшу мікротвердість, ніж самі зерна. Також зміцнення спостерігається на міжфаз-

них межах, які створюють бар'єр для дислокацій, що рухаються.

### Мета та постановка задачі

Метою роботи є дослідження за допомогою статистичних методів розподілення мікротвердості фазових складових сталі 14Х17Н2 у початковому стані, загартованому після випробувань на тертя в атмосфері вуглекислого газу за тиску 0.01 Па, та порівняння з експериментальними результатами.

### Результати досліджень

Як об'єкт експериментальних досліджень використовували зразки корозійностійкої, жароміцної сталі 14Х17Н2 у початковому загартованому стані (нагрівання до 1050 °С, витримка протягом однієї години та охолодження в масло) та після випробувань на тертя в атмосфері вуглекислого газу за тиску 0,01 П. За мікроструктурою у рівноважному стані та вмістом вуглецю за 20°С вона належить до мартенситно-феритного класу й застосовується для виготовлення дисків тертя, робочих лопаток, валів, шестерень та інших деталей, що працюють у важких експлуатаційних умовах.

Оскільки процес тертя неоднорідний, то на ділянках робочої поверхні одні й ті самі структурні складові можуть отримувати різний ступінь деформації. У зв'язку з цим напружений стан цієї фази визначається не тільки середнім значенням мікротвердості, але й діапазоном можливих значень, тобто кривою розподілення.

Дослідження розподілів експериментальних даних значень мікротвердості хромонікелевої сталі у початковому загартованому стані та після механічних випробувань на тертя здійснювалось за допомогою математичних методів програмного пакету Microsoft Excel [8].

Оброблення розподілення вимірювань мікротвердості здійснювалось у такій послідовності:

1) задавали необхідні характеристики статистичного ряду: середнє значення, середнє квадратичне відхилення, проміжок генерації значень;

2) згенерували декілька випадкових чисел з нормальним розподілом. Водночас використовували вбудовані функції бібліотеки Excel;

3) підготували таблицю, в якій задали проміжки значень мікротвердості і частоту потрапляння вимірювань до них. За її допо-

могою побудували гістограму випадкового ряду;

4) побудували криву нормального розподілу ймовірності випадкового ряду з використанням раніше визначених імовірнісних характеристик ряду. Як параметри використовували такі характеристики: межі інтервалів, середнє значення, стандартне відхилення;

5) криву нормального розподілу й гістограму побудували на одній діаграмі для порівняння.

Результати дослідження за допомогою статистичних методів розподілу мікротвердості сталі 14X17H2 наведено в табл. 1 та 2.

Таблиця 1 – Дослідження за допомогою статистичних методів розподілу мікротвердості сталі 14X17H2 у початковому стані та після гартування

Стан	Початковий	Гартування
Середнє, кг/мм <sup>2</sup>	336	510
Станд. відхилення	29	47
Мінімум	277,3202	399,0654
Максимум	402,0386	617,8706
Крок	3	3
Кількість категорій	43	74

Таблиця 2 – Дослідження за допомогою статистичних методів розподілу мікротвердості сталі 14X17H2 у початковому стані та після випробувань на тертя в атмосфері вуглекислого газу за тиску  $P = 0.01\text{Па}$

Стан	Випробування	
Середнє, кг/мм <sup>2</sup>	571	1070
Станд. відхилення	107	80
Мінімум	360,714	791,3856
Максимум	828,373	1224,2225
Крок	15	15
Кількість категорій	33	30

Мікротвердість формованих поверхневих шарів визначалася за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,49 Н.

Криві розподілу мікротвердості за експериментальними даними для зразків після випробувань на тертя окремо для феритно-мартенситної матриці та білої зони визначалися такими параметрами [9]:

$\langle H \rangle$  – середнє арифметичне значення мікротвердості цієї фази;

$S$  – дисперсія або середнє квадратичне відхилення;

$A$  – асиметрія кривої.

Ці параметри порівнювались з аналогічними параметрами кривих розподілення зна-

чень мікротвердості зразків сталі у початковому стані та після гартування, як подано на рис. 1 та 2.

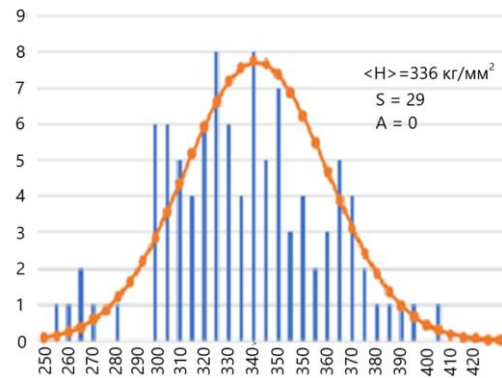


Рис. 1. Теоретичний розподіл значень мікротвердості та експериментальні дані середнього значення мікротвердості, дисперсії та асиметрії сталі 14X17H2 у початковому стані

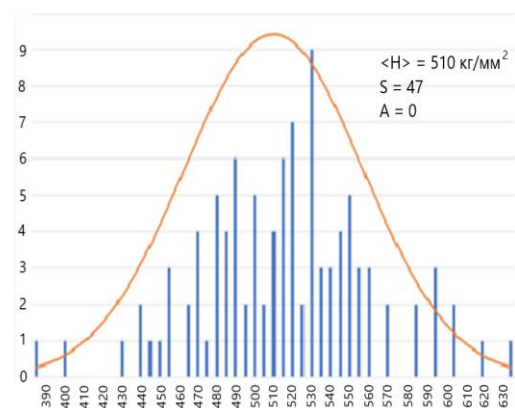


Рис. 2. Теоретичний розподіл значень мікротвердості та експериментальні дані середнього значення мікротвердості, дисперсії та асиметрії сталі 14X17H2 після гартування: нагрівання – 1050 °С, витримка – 1 година, охолодження в масло

Результати демонструють, що як у початковому, так і в загартованому станах набір значень мікротвердості феритно-мартенситної матриці описується кривою нормального розподілення ( $A = 0$ ).

Однак крива розподілення для загартованого зразка має більшу дисперсію (у початковому стані – 29, у загартованому – 47). Цей факт зумовлений тим, що лише частина зерен випробовує мартенситне перетворення внаслідок гартування та їхня мікротвердість зростає. Інша частина зерен зберігає структуру фериту, невелике збільшення мікротвердості якого пояснюється фазовим наклепом.

Середнє значення зростає від  $336 \text{ кг/мм}^2$  у початковому стані до  $510 \text{ кг/мм}^2$  у загартованому.

Зовсім інший вид мають криві розподілення значень мікротвердості зразків, які пройшли випробування на тертя (рис. 3).

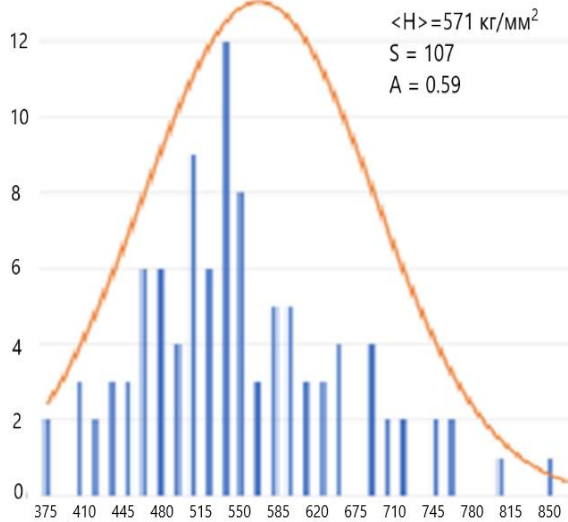


Рис. 3. Теоретичний розподіл значень мікротвердості та експериментальні дані середнього значення мікротвердості, дисперсії та асиметрії сталі 14X17H2 після випробувань на тертя

На кривих розподілення з'являється яскраво виражена асиметрія. У цьому випадку для феритно-мартенситної матриці асиметрія позитивна ( $A = 0,59$ ), а для білої зони (рис. 4) – негативна ( $A = -0,59$ ). Це свідчить про те, що утворенню білої зони передують підвищення напруженого стану матриці до певного рівня.

Збільшення середнього значення мікротвердості матриці вказує на зростання кількості мартенситу внаслідок утворення мартенситу тертя, про що також свідчить і зростання дисперсії.

Асиметрія кривої розподілення обумовлена появою ділянок поверхні тертя з підвищеною мікротвердістю  $750\text{--}950 \text{ кг/мм}^2$ , тоді як у загартованого зразка вона складає лише  $510 \text{ кг/мм}^2$ . Це можна пояснити утворенням мартенситу в більшій кількості, ніж це можливо для сталі цього хімічного складу.

Якщо кількість таких ділянок збільшується, асиметрія кривої розподілу буде зменшуватись, тобто крива зсувається в бік більших значень мікротвердості.

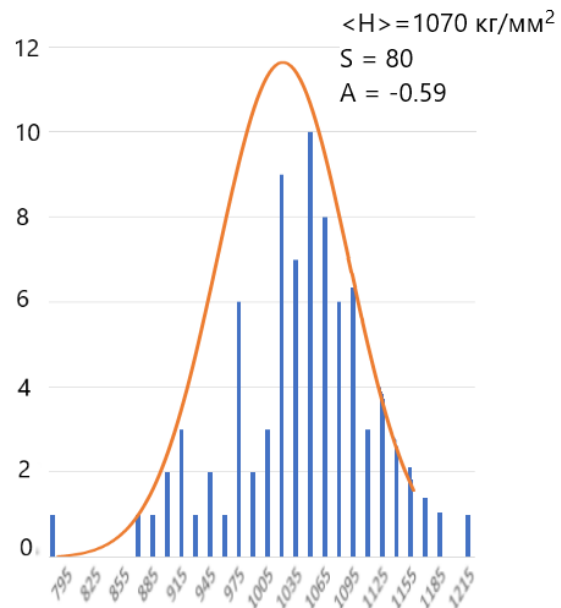


Рис. 4. Теоретичний розподіл значень мікротвердості та експериментальні дані середнього значення мікротвердості, дисперсії та асиметрії «біла зона» у ферито-мартенситній матриці сталі 14X17H2 після випробувань на тертя

Крім того, збільшується кількість ділянок білої зони. Таким чином, спостерігається залежність кількості білої зони від ступеня зміцнення феритно-мартенситної матриці.

Незначне збільшення середньої мікротвердості білої зони обумовлено тим, що ця фаза має більш високу твердість ( $1100 \text{ кг/мм}^2$ ) і може отримувати наклеп тільки внаслідок взаємодії з елементами поверхні, що мають таку саму міцність.

Область перехідних структур є набором станів мартенситу тертя, ступінь викривлення якого збільшується по мірі наближення до поверхні. Отже, можна зазначити, що «біла зона» є наступною стадією еволюції мартенситу тертя.

Результати моделювання розподілу мікротвердості відповідають значенням експериментальних вимірювань, що дає можливість для подальшого використання методів математичної статистики для аналізу фазових перетворень. Отримані результати можна використовувати для визначення зносостійкості вузла тертя, яка значною мірою залежить від структури матеріалу пар, які труться. Під час вибору матеріалів для пар тертя вже недостатньо враховувати тільки вихідну структуру металу, оскільки під дією сили тертя у важконавантажених вузлах відбуваються процеси, які призводять до істотної зміни структу-

ри та фазового складу матеріалів. Водночас зносостійкість, довговічність і надійність пар тертя визначаються структурою металу, яка сформувалася в процесі приробітки.

### Висновки

Аналіз вимірювань мікротвердості фазових складових у сталі 14X17H2 демонструє, що в початковому стані середнє значення мікротвердості становить 336 кг/мм<sup>2</sup>, дисперсія – 29, асиметрія – 0; у загартованому стані – 510 кг/мм<sup>2</sup>, 47, 0.

Після випробувань на тертя в атмосфері вуглекислого газу за тиску  $P = 0,01$  Па феритно-мартенситна матриця має середнє значення мікротвердості – 571 кг/мм<sup>2</sup>, дисперсія – 107, асиметрія – 0,59; а «біла зона» – 1070 кг/мм<sup>2</sup>; 80 та 0,59.

Прогнозування значень розподілу мікротвердості за допомогою статистичних методів підтверджується експериментальними вимірюваннями.

Отримані результати розподілу мікротвердості можна використовувати для визначення зносостійкості вузлів тертя.

### Література

1. Чичинадзе А. В. Основы трибологии (трение, износ, смазка): учебник для технических вузов. Москва: Машиностроение, 2001. 664 с.
2. Антипенко А. М., Белас О. М., Войтов В. А. Основы трибологии: підручник. Харків: ХНТУСГ, 2008. 342 с.
3. Трибология в космосе. / Дроздов Ю. Н. и др. Трение и смазка в машинах и механизмах. 2009. № 2. С.41–46.
4. Rogers H. C. Adiabatic plastic deformation. Rev. Mater. Sci. 1979. N9. P. 283–311.
5. Горбач В. Г., Металлофизика. Киев: Наукова думка, 1970. С. 5.
6. Металлофизика / Гриднев В. Г. та ін. Київ: Наукова думка, 1973. 46 с.
7. Григорович В. К. Твердость и микротвердость металлов. Москва: Наука, 1976. 230 с.
8. Борздова Т. В. Основы статистического анализа и обработка данных с применением Microsoft Excel: учебное пособие. Минск: ГИУСТ БГУ, 2011. 75 с.
9. Калоша В. К., Лобко С. И., Чикова Т. С. Математическая обработка результатов эксперимента. Минск: Высш. шк., 1991. 164 с.

### References

1. Chichinadze A. V. Fundamentals of tribology (friction, wear, lubrication): a textbook for technical universities. Moskva: Mashinostroenie, 2001. 664 p.

2. Antipenko A. M., Bulas O. M., Voitov V. A. Basics of tribology: pidruchnik. Kharkiv: KhNTUSG, 2008. 342 p.
3. Tribology in space / Drozdov Yu. N. and other. Friction and lubrication in machines and mechanisms. 2009. No. 2. P.41–46.
4. Rogers H. C. Adiabatic plastic deformation. Rev. Mater. Sci. 1979. N 9. P. 283–311.
5. Gorbach V. G. Metallophysics. Kiev: Naukova Dumka, 1970. Vol. 27. P. 5.
6. Metallophysics / Gridnev V. G. that in. Kiev: Naukova Dumka, 1973. Vol. 48. 46 s.
7. Grigorovich V. K. Hardness and microhardness of metals. Moskva: Nauka, 1976. 230 p.
8. Borzdova T. V. Fundamentals of statistical analysis and data processing using Microsoft Excel: textbook. Minsk: GIUST BSU, 2011. 75 p.
9. Kalosha, V. K., Lobko S. I., Chikova T. S. Mathematical processing of the experimental results. Minsk: Higher. shk., 1991. 164 p.

**Дьяконенко Ніна Леонідівна**, к.ф.м.н., доцент кафедри технології металів та матеріалознавства, тел. +38-057-707-37-30,

e-mail: [dnina490@gmail.com](mailto:dnina490@gmail.com). Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, м. Харків, 2561002, Україна,

**Хацько Наталія Євгенівна**, к.т.н., доцент кафедри інформаційних систем та технологій, тел. +38-057-707-69-21, e-mail: [n.khatzko@gmail.com](mailto:n.khatzko@gmail.com) Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Кирпичова, 2, м. Харків, Україна.

**Хацько Кирилл Олександрович**, асистент кафедри інформаційних систем та технологій, тел. +38-057-707-69-21, e-mail: [bm13kk@gmail.com](mailto:bm13kk@gmail.com) Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Кирпичова, 2, м. Харків, Україна.

### Studying the values of distribution of chromium-nickel steel microhardness using statistical methods

**Problem.** *Mathematical statistical methods are used to solve material science problems. New phases may be formed that are inherent only in this type of external action in the process of mechanical tests. In the presence of a multiphase structure, the use of the microhardness method provides measurement results that do not always correspond to the phase composition. In this regard, modeling the distribution of microhardness of phase components is of interest, since it allows obtaining indirect data on the processes that occur. The simulation of the experimental data on the microhardness values of chromium-nickel steel in the initial, hardened state and after mechanical friction tests were carried out using mathematical methods of the Microsoft Excel software package. Calculations have shown that both in the initial and quenched states, the set of micro hardness values of the ferrite – martensite matrix is described by a nor-*

mal distribution curve ( $A = 0$ ). However, the distribution curve for the hardened sample has a large dispersion (in the initial state 29 in the hardened – 47). This experiment can be explained by the fact that only a part of the grains undergoes martensitic transformation because of hardening, and their microhardness increases. Another part of the grains retains the ferrite structure. The average value increases from 336 kg / mm<sup>2</sup> in the initial state to 510 kg / mm<sup>2</sup> in the hardened state. Distribution curves of microhardness values of specimens that have passed mechanical friction tests have a completely different form. For them, the distribution curves of microhardness values have some asymmetry. In this case, for ferrite-martensite matrices, the asymmetry is positive ( $A = 0.59$ ), and for the white zone it is negative ( $A = -0.59$ ). This indicates that the formation of the white zone is preceded by an increase in the stress state of the matrix to a certain level. The obtained results of modeling the distribution of microhardness can be used to determine the wear resistance of the friction unit, which largely depends on the metal structure formed during the running-in process.

**Key words:** microhardness, steel 14X17H2, structure, statistical methods

**Diakonenko Nina Leonidivna**, Ph.D., Associate Professor of the Department of Metal Technology and Material Science tel. + 38-057-707-37-30, e-mail: [dnina490@gmail.com](mailto:dnina490@gmail.com).

Kharkiv National Automobile and Road University, 61002, Ukraine, Kharkiv, st. Yaroslav the Wise, 25, **Khatsko Natalia Evgenievna**, Ph.D., Associate Professor of the Department Associate Professor of the Department of Information Systems and Technical Sciences.

Tel. + 38-057-707-69-21, e-mail [n.khartzko@gmail.com](mailto:n.khartzko@gmail.com) National Technical University " Kharkiv Polytechnic Institute" Ukraine, Kharkov, st. Kirpichova, 2,

**Khatsko Kirill Aleksandrovich**, Assistant of the Department of Information Systems and Technical Sciences. Tel. + 38-057-707-69-21,

e-mail [n.khartzko@gmail.com](mailto:n.khartzko@gmail.com) National Technical University " Kharkiv Polytechnic Institute" Ukraine, Kharkov, st. Kirpichova, 2.

---