

PACS numbers: 61.46.Hk, 62.20.F-, 62.20.Qp, 62.23.St, 62.25.De, 64.70.kd, 81.40.Pq

Формування зносостійкого ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу на поверхнях тертя хромистих криць. Ч. 1. Механізм формування та фізико-механічні властивості

В. В. Тихонович

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Досліджено механізм самоорганізації на поверхнях контакту тіл, що труться, зносостійких наддрібнодисперсних покриттів, завдяки яким в водно-повітряному середовищі контактна пара криця 130X17–криця 20X13 переходить в стаціонарний режим роботи з мінімальними зносом і коефіцієнтом тертя. Показано, що самоорганізовані зносостійкі покриття складаються з окремих шарів і є продуктом багаторазового нашарування на поверхні тертя мікроставів металу, які утворюються в результаті адгезійної взаємодії контактувальних тіл під час приробки вузлів тертя. Шари тертя складаються з якісно нового наддрібнотермічного матеріалу, який може містити до 25% атомів Оксигену і Карбону, більшість з яких не утворюють хемічних сполук з атомами вихідних металів. Встановлено, що в умовах імпульсних високоенергетичних впливів деформація мікрооб'єктів металу, що нашаровуються на поверхні тертя, відбувається завдяки виникненню динамічних систем, механізм деформації яких пов'язаний з колективними формами руху дефектів кристалічної ґратки. Через це шари тертя складаються з ультрадисперсних систем з просторово дезорієнтованими зернами, межі яких утворені розгалуженими дислокаційними скупченнями і мають просторово протяжну форму. Показано, що у випадку, коли інтенсивність зов-

Corresponding author: Viktor Vadymovych Tykhonovych
E-mail: tvv@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. V. Tykhonovych, Formation of Wear-Resistant Superdispersed and Nanostructured Material on Friction Surfaces of Chromium Steels. Pt. 1. Mechanism of Formation and Physical–Mechanical Properties, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 12: 1595–1627 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.12.1595](https://doi.org/10.15407/mfint.44.12.1595)

нішніх імпульсних впливів є такою, що колективні форми руху дефектів кристалічної ґратниці не здатні забезпечити подальшу швидкісну деформацію металу шарів тертя, відбувається фазовий перехід насичених киснем і вуглецем ультрадисперсних систем в квазірідкий структурно-нестійкий стан. Наслідком цього є поява кристалоаморфного наноструктурованого матеріалу в кінцевій частині деяких шарів тертя. Наноструктурований матеріал має чітку межу з ультрадисперсним металом, містить максимальну кількість атомів Оксигену і відрізняється великою твердістю та пружністю.

Ключові слова: тертя ковзання, зносостійкість, наноструктурований матеріал, ультрадисперсна структура, пластична деформація, дефекти кристалічної ґратниці, поверхневі шари тертя, масоперенос.

The mechanism of self-organization on the contact surfaces of rubbing bodies of wear-resistant over finely dispersed coatings is investigated. Thanks to these coatings, in an air-water environment, the contact pair of steel 130Cr17–steel 20Cr13 goes into a stationary mode of working with minimal wear and a coefficient of friction. The study shows that wear-resistant over finely dispersed coatings consist of separate layers. These layers are the result of the layering of metal microprotrusions on the friction surface. These microprotrusions are formed during the breaking-in of friction units because of the local metal destruction and its transfer between bodies due to strong adhesive interaction between friction surfaces. Friction layers consist of a qualitatively new over fine-grained material that can contain up to 25% oxygen and carbon atoms, most of which do not form chemical compounds with the atoms of the initial metals. As established, under conditions of high-energy impulse impacts, the deformation of metal microvolumes layering on the friction surface occurs due to the collective forms of motion of crystal lattice defects. Therefore, the friction layers consist of over finely dispersed systems with spatially disoriented grains. Their boundaries are formed by branched dislocation clusters and have a spatially extended shape. It has been shown that in the case of a high intensity of impulse thermomechanical influences, when the collective forms of motion of crystal lattice defects cannot provide further rate deformation of metal microvolumes, there is a phase transition of over finely dispersed systems saturated with oxygen and carbon into a quasi-liquid structurally unstable state. This is evidenced by the appearance of an amorphous nanostructured material in the final part of some layers of friction. The nanostructured material has a clear boundary with ultradispersed metal, contains the maximum quantity of oxygen atoms and is characterized by high hardness and elasticity.

Key words: sliding friction, wear resistance, nanostructured material, ultradispersed structure, plastic deformation, crystal lattice defects, surface layers of friction, mass transfer.

(Отримано 26 вересня 2022 р.)

1. ВСТУП

В багатьох випадках ефективність застосування машин і технологі-

чного обладнання в значній мірі визначається характеристиками підшипників ковзання, що входять до їх складу. Вони визначають технічні характеристики виробів, коефіцієнт їх корисної дії та довговічність. У більшості випадків для виготовлення підшипників ковзання застосовуються пари тертя криця–стопа на основі міді (бронзи або латуні). Проте використання подібних пар тертя обмежується високою вартістю мідних стопів і їх нездатністю працювати при високих навантаженнях в агресивних середовищах. Для надійної роботи вузлів тертя в абразивних і агресивних середовищах при наявності великих питомих навантажень повинні використовуватися пари тертя, що мають високу міцність і відповідні триботехнічні властивості. Тому для вузлів тертя важко навантаженого устаткування енергетичної, будівельної, нафто- і гірничодобувної промисловості були розроблені пари тертя на базі хромистих криць. Високохромисті криці зарекомендували себе як зносостійкі матеріали, що володіють комплексом необхідних механічних і спеціальних властивостей. Вибір хемічного складу криць зумовлювався умовами їх експлуатації [1–7]. Але трибологічні характеристики цих криць все ж таки поступаються спеціальним бронзам і латуням. У зв'язку з цим актуальним є науковий пошук і обґрунтування технічних рішень, що забезпечать поліпшення антифрикційних властивостей стопів на основі заліза і хрому, які застосовуються в екстремальних умовах роботи.

Практично будь-яка дія на матеріал вузлів тертя передається через робочу поверхню, тому властивості її поверхневих шарів, як правило, визначають поведінку та експлуатаційні характеристики всього виробу. Незважаючи на велику кількість наукових праць в галузі трибології, сьогодні відсутня достатня кількість фундаментальних знань про фізико-хемічні процеси, що відбуваються в поверхневих шарах металів при терті. Це пов'язано з тим, що мікрооб'єми металу, прилеглі до плям контакту взаємодійних поверхонь, піддаються інтенсивним імпульсним зовнішнім термомеханічним впливам. Тому структурно-фазові перетворення в зоні контакту тіл, що труться, можуть докорінно відрізнятися від традиційних механізмів фізико-хемічних взаємодій металів в умовах близьких до рівноважних. У роботах [8, 9] було показано, що одним із перспективних способів високоенергетичного імпульсного механічного впливу на поверхні металів з метою одержання на них наддрібнозернистих матеріалів з незвичайними властивостями може бути інтенсивна пластична деформація тертям.

Виходячи з вищесказаного, комплексне дослідження мікроструктури, хемічного та фазового складу, атомної будови та електронної структури, фізико-механічних і трибологічних властивостей матеріалу, що формується в поверхневих шарах стопів на основі заліза і хрому при терті в активних середовищах може мати велике значен-

ня як для розвитку наших знань в галузі фундаментальної та прикладної фізики, так і для науково-обґрунтованого вибору трибосистем при заданих умовах експлуатації. Це дасть змогу розробити фізичні основи одержання на поверхнях контакту вузлів тертя якісно нових зносостійких наноструктурованих і ультрадисперсних стопів, які забезпечать в екстремальних умовах експлуатації 2–3 кратне пониження величини зносу та коефіцієнту тертя.

2. ОБ'ЄКТИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В якості об'єкта дослідження була обрана контактна пара тертя криця 130X17 (колодка)–криця 20X13 (диск). Її вибір був зумовлений тим, що підшипники ковзання, зроблені з цих криць, добре зарекомендували себе в умовах великих навантажень і агресивних середовищ. Доцільність вибору такого складу криць обґрунтована в роботах [10, 6, 4]. Метал для досліджень був одержаний в відкритій індукційній печі ємністю 12 кг. В якості шихти використовувались маловуглецева висічка, електродний бій та ферохром. В якості шлакоутворювальних застосовувались вапно та плавиковий шпат. Від кожного топлення відбирались проби металу на хемічну аналізу. Кількість вуглецю аналізувалась методом спалювання в потоці кисню, кількість легувальних елементів — на рентгенівському флюоресцентному квантометрі. Результати хемічної аналізи криць наведені в табл. 1.

Досліджувані стопи в литому стані мають металеву матрицю з переважно аустенітною структурою. Відомо [4], що така структура не завжди є оптимальною з точки зору зносостійкості і механічного оброблення різанням. Є широкі можливості шляхом термічного оброблення змінити структуру металеві матриці стопів і, як наслідок, одержати бажані фізико-механічні властивості. Тому одержані після лиття стопи піддавались додатковому термічному обробленню. Криця 130X17 піддавалась термічному обробленню, яке полягало в наступному: нагрів до температури 950°C (витримка 2 години), охолодження до температури 680°C (витримка 2 години), охолодження в печі, гарт в маслі від температури 1020°C і наступний високотемпературний відпуск за температури 600°C протягом 1 години. Термічне оброблення криці 20X13 складалося з нагріву до температури 1020°C (витримка 45 хвилин), загартування в маслі і відпуску за температури 520°C протягом 1 години.

Випробовування контактної пари криця 130X17 (колодка)–криця 20X13 (диск) на тертя проводилось у водно-повітряному середовищі на стандартній машині тертя 2070СМТ-1 в умовах тертя ковзання при нормальному навантаженні $5 \cdot 10^6$ Н/м² та швидкості ковзання 1 м/с за схемою колодка–диск (рис. 1). Відношення площі колодки до площі диска (коефіцієнт взаємного перекриття) $k \approx 0,08$.

ТАБЛИЦЯ 1. Середній хемічний склад криць 130X17 і 20X13.

TABLE 1. The average chemical composition of steels 130Cr17 and 20Cr13.

	Криця 130X17		Криця 20X13	
	% мас.	ат. %	% мас.	ат. %
Fe	80,47	75,57	86,30	84,37
Cr	17,23	17,37	12,42	13,04
Si	0,36	0,68	0,50	0,97
Mn	0,51	0,49	0,41	0,41
Ti	0,01	0,02	0,01	0,01
Cu	0,06	0,05	0,09	0,08
P	0,02	0,03	0,02	0,04
S	0,02	0,03	0,02	0,04
C	1,32	5,76	0,23	1,04

Сума концентрацій інших домішок не перевищувала 0,05% мас.

Середньоквадратичні похибки вимірів вагового зносу криць не перевищували $5 \cdot 10^{-6}$ Г/м.

Морфологія та хемічний склад поверхневих шарів тертя досліджувались за допомогою сканувального електронного мікроскопу JSM-6490LV компанії JEOL Ltd., який був додатково обладнаний енергодисперсійним спектрометром (ЕДС) INCA Energy 350 Premium з кремнієвим дрейфовим детектором, спектрометром з

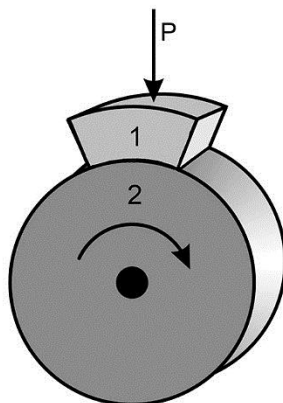

Рис. 1. Схема випробовування матеріалів на тертя. 1 — колодка; 2 — диск.

Fig. 1. Scheme of friction testing of materials. 1—pad; 2—disk.

хвильовою дисперсією INCA Wave 500 та детектором дифракції відбитих електронів HKL Channel 5 EBSD виробництва OXFORD Instruments Analytical Ltd. (Великобританія). Дослідження проводилися за пришивидшувальної напруги у 20 кВ та струмі пучка 7 нА. Для дослідження структури поверхонь тертя реєструвались зображення у режимі вторинних електронів. Розрахунок концентрацій елементів за одержаними спектрами проводився методом матричних виправлень. Використовувалася найбільш сучасна схема корекції матричних ефектів XPP компанії OXFORD Instruments Analytical Ltd., розроблена Pouchou і Pichoir. Метода корекції XPP була обрана завдяки хорошій точності розрахунків, особливо для випадків сильного поглинання, таких як аналіза легких елементів у важкій матриці. Це дало змогу підвищити точність визначення концентрації Карбону й Оксигену в поверхневих шарах тертя криць.

Локальний хемічний склад зносостійких поверхневих шарів тертя і структурних складових вихідного металу криць додатково вимірювався за допомогою рентгенівського мікрозонду MS-46 фірми «САМЕСА», Франція. Кількісна аналіза хемічного складу робилася на косих шліфах по крапкам при режимі зонду 20 кВ, 13 нА. Для розрахунку концентрацій застосовувалась програма ZOND [11], яка обчислювала поправки на поглинання, флюоресценцію та атомний номер. Сумарна похибка розрахунку концентрацій металевих компонентів в шарах тертя не перевищувала 0,2% мас.

Металографічні дослідження проводились на оптичному мікроскопі Neophot-30. Для захисту поверхневого шару тертя від можливих ушкоджень при приготуванні торцевих шліфів на поверхні тертя попередньо електролітично осаджувався шар нікелю товщиною біля 300 мкм. При цьому застосовувався сульфаміновий електроліт. Осаджування тривало 6–7 годин при щільності струму 5 А/дм² і температурі електроліту 50–60°C.

Трансмісійні електронно-мікроскопічні дослідження мікроструктури та фазового складу вихідних металів і зон контактної взаємодії криць проводились на електронному мікроскопі JEM-200CX (JEOL Ltd.) за пришивидшувальної напруги у 200 кВ. Для приготування тонких фольг, що дозволяють вивчати метал по всій глибині зони контактної взаємодії криць, використовувалась спеціально розроблена методика докладно описана в роботі [12]. Для виключення забруднення об'єкту вуглецевою плівкою, що є продуктом розкладу пари дифузійної олії, застосовувався охолоджений рідким азотом екран.

Вимірювання твердості за Роквеллом проводилися на приладі УТ 5011 відповідно до Держстандарту 9013-59 (ІСО 6508-86). Вимірювання мікротвердості — на мікротвердомірі ПМТ-3 відповідно до Держстандарту 2999-75. Використовувався алмазний наконеч-

ник Віккерса. Навантаження на індентор дорівнювало 0,5 Н.

Мікромеханічні випробування матеріалу зон контактної взаємодії криць проводились методом динамічного проникнення індентора на приладі УМП-11. Використовувалась методика з реєстрацією діаграм проникнення в координатах: навантаження на індентор P — взаємне зближення h індентора та зразка, що одержала розвиток в роботах [13–15]. Взаємне зближення індентора та зразка здійснювалось з постійною швидкістю 1 м/с. Для можливості порівняння розрахованих з діаграм значень мікротвердості по величині діагоналі залишкового пластичного відтиску з даними вимірів на приладі ПМТ-3, максимальне навантаження на індентор в обох випадках обиралось рівним 0,5 Н. З відношення площ під гілками розвантаження і навантаження діаграм проникнення індентора визначалась доля роботи пружної деформації $A_{\text{пр}}$ в загальній роботі пружно-пластичної деформації A матеріалу при проникненні індентора.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунках 2 і 3 наведені залежності коефіцієнту тертя та вагового зносу контактної пари криця 130X17 (колодка)–криця 20X13 (диск) від пройденого шляху тертя. Видно, що процес тертя умовно можна розділити на два етапи: початковий етап приробки вузла те-

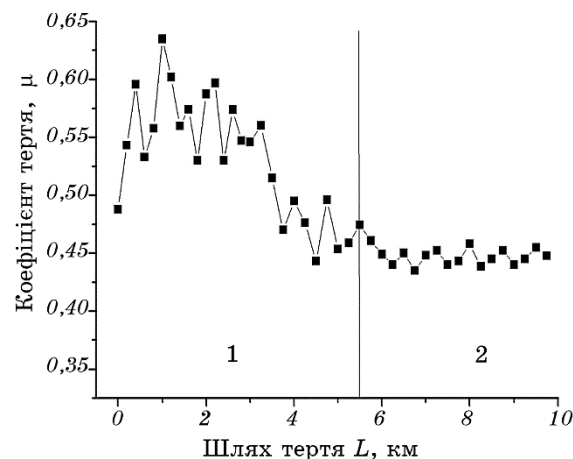


Рис. 2. Залежність коефіцієнту тертя від шляху тертя для контактної пари криця 130X17–криця 20X13. 1 — етап приробки вузла тертя; 2 — етап стаціонарного режиму роботи.

Fig. 2. Dependence of friction coefficient on friction path for contact pair steel 130Cr17–steel 20Cr13. 1—the stage of breaking-in of the friction unit; 2—the stage of stationary mode of operation.

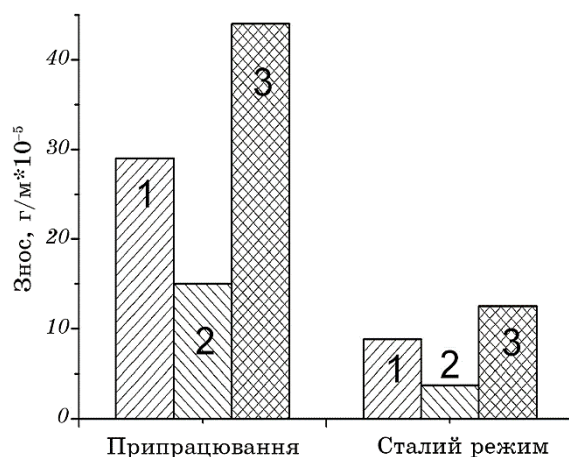


Рис. 3. Ваговий знос контактної пари криця 130X17–криця 20X13 на етапі припрацювання і в сталому режимі тертя. 1 — знос колодки (криця 130X17); 2 — знос диска (криця 20X13); 3 — сумарний знос вузла тертя.

Fig. 3. Weight wear of contact pair steel 130Cr17–steel 20Cr13 at the stage of breaking-in and in constant friction mode. 1—pad wear (steel 130Cr17); 2—disc wear (steel 20Cr13); 3—total wear of the friction unit.

ртя (ділянка 1 на рис. 2) і етап стаціонарного режиму роботи контактної пари з мінімальними зносом і коефіцієнтом тертя (ділянка 2 на рис. 2).

Аналіза під час тертя динаміки структурно-фазових перетворень в зонах контактної взаємодії криць свідчить про те, що перехід пари тертя в стаціонарний режим роботи з мінімальними зносом і коефіцієнтом тертя відбувається тільки після самоорганізації на робочих поверхнях зносостійких покриттів в кількості, достатній для повного екранування під час роботи деформованих на етапі приробки вихідних металів. Самоорганізовані зносостійкі покриття утворюються в результаті фізико-хімічних процесів, що відбуваються в зоні контакту тіл на стадії приробки і займають від 45 до 90 відсотків робочої поверхні кожного з тіл, що труться.

На рисунку 4 наведені фотографії торцевих шліфів зон контактної взаємодії криць після випробувань на тертя. Самоорганізованим зносостійким покриттям на фотографіях відповідають зони А. Вони розташовані над деформованим вихідним металом криць (зони В), мають з ним чітку межу і відрізняються ступенем щавлення. Зонам С на рисунку відповідає недеформований вихідний метал, розташований в глибині тіл.

Більш детальне дослідження структури зносостійких самоорганізованих покриттів (зон А) робилося на косих шліфах зразків під кутом 30 градусів до поверхні тертя (рис. 5). У обох криць ці пок-

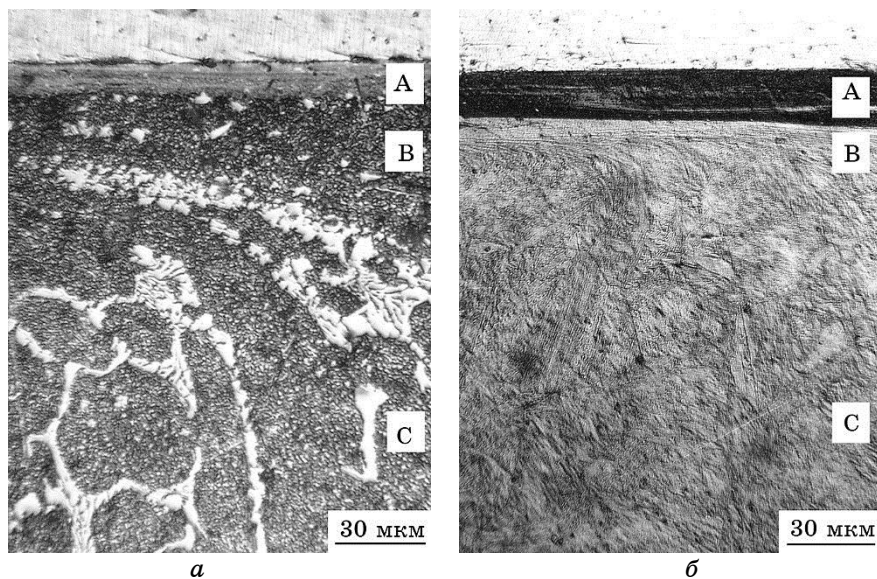


Рис. 4. Структура зони контактної взаємодії криць 130X17 (*а*) і 20X13 (*б*) після випробувань на тертя. Торцевий шліф. А — зносостійкі самоорганізовані покриття, В — деформований вихідний метал, С — недеформований вихідний метал.

Fig. 4. The structure of the contact interaction zone of steels 130Cr17 (*a*) and 20Cr13 (*б*) after friction test. Cross-section. A—wear-resistant self-organizing coatings, B—deformed initial metal, C—undeformed initial metal.

риття складаються з окремих шарів тертя з чіткою границею між ними, загальна кількість яких змінюється уздовж робочої поверхні. Після відповідного щавлення косих шліфів растрова електронна мікроскопія дає змогу спостерігати зменшення розмірів зерен при русі вздовж окремих шарів в напрямку тертя. Кінцева частина багатьох шарів тертя складається з ділянок, які не піддаються щавленню (рис. 6).

Дослідження за допомогою сканувальної електронної мікроскопії морфології робочих поверхонь підтверджують зроблені вище висновки. На рисунку 7 представлені типові ділянки робочих поверхонь криць 130X17 і 20X13 після переходу пари тертя в сталий режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зносом. Структура бокових границь зносостійких самоорганізованих покриттів (зона А, рис. 7) свідчить про те, що у обох крицях вони складаються з окремих шарів і є результатом багаторазового нашарування на поверхні тертя мікрооб'ємів металу.

Аналіза під час тертя структури торцевих шліфів зони контактної взаємодії криць свідчить про те, що кожен з шарів тертя зі скла-

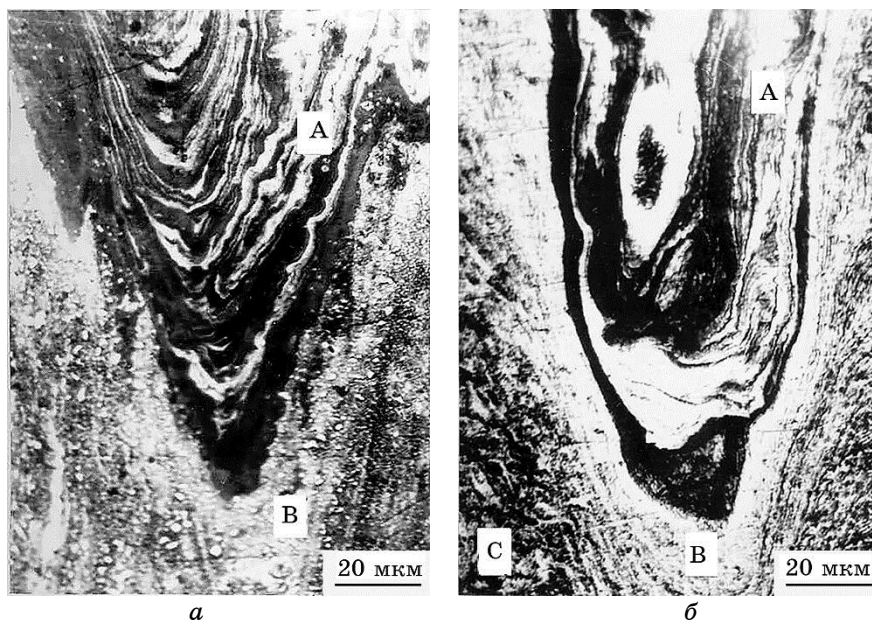


Рис. 5. Структура зони контактної взаємодії криць 130X17 (а) і 20X13 (б) після випробувань на тертя. Косий шліф під кутом 30°. А — зносостійкі самоорганізовані покриття, В — деформований вихідний метал, С — недеформований вихідний метал.

Fig. 5. The structure of the contact interaction zone of steels 130Cr17 (a) and 20Cr13 (б) after friction test. Oblique section at an angle of 30°. A—wear-resistant self-organizing coatings, B—deformed initial metal, C—undeformed initial metal.

ду самоорганізованих зносостійких покриттів є продуктом нашарування на поверхні тертя мікровиступів металу, які утворюються при адгезійній взаємодії контактувальних тіл на етапі приробки вузлів тертя. При терті криць у водно-повітряному середовищі на робочих поверхнях утворюються плівки оксидів Fe_2O_3 , товщина яких не перевищує 0,2 мкм.

В умовах даної роботи фізико-механічні властивості вихідного та деформованого металів обох криць не здатні забезпечити пружний контакт взаємодійних поверхонь. Тому інтенсивна пластична деформація тіл на етапі приробки пари тертя викликає руйнування плівки оксидів і утворення безпосереднього контакту їх ювенільних поверхонь. Це спричиняє виникнення на окремих ділянках робочих поверхонь сильних адгезійних зв'язків, які приводять до нашарування на поверхні тертя мікрооб'ємів металу, прилеглих до плям контакту, або викликають локальне руйнування металу і його перенесення між тілами. В подальшому ці мікровиступи піддають-

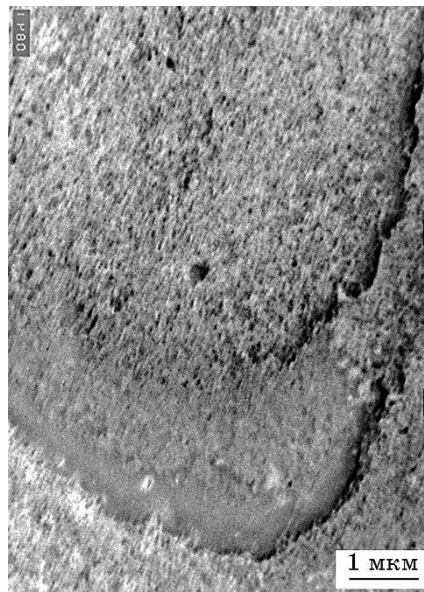


Рис. 6. Структура шарів тертя зносостійких самоорганізованих покриттів криці 130X17. Косий шліф під кутом 30°.

Fig. 6. The structure of the friction layers of wear-resistant self-organizing coatings of steel X130Cr17. Oblique section at an angle of 30°.

ся багаторазовій прокатці між колодкою та диском. Так як мікрорівності металу, що нашаровуються на поверхні контакту, можуть формуватися з матеріалу різних тіл, то самоорганізовані зносостійкі покриття кожного з тіл складаються з шарів тертя, утворених різними крицями.

На рисунку 8 наведена структура зони контактної взаємодії криць 130X17 і 20X13 на початку і в середині етапу припрацювання пари тертя. Структура торцевого шліфа криці 130X17 (рис. 8, а) була одержана після того як робоча пара пройшла шлях тертя 0,5 км. Видно як на поверхню шару 1, утвореного в результаті локального руйнування металу і його перенесення між тілами, нашаровується прилеглий до нього метал криці 130X17, який утворює шар 2. Структура торцевого шліфа криці 20X13 (рис. 8, б) була одержана після того, як робоча пара пройшла шлях тертя 2,5 км. Видно, що в цьому випадку самоорганізовані зносостійкі покриття (зони А, рис. 8) складаються з більшої кількості шарів тертя. Частина з яких (шари 1) утворена з металу криці 130X17, внаслідок його локального руйнування і перенесення між тілами з подальшою прокаткою між диском і колодкою. Інша частина (шари 2) — з металу криці 20X13 в результаті нашарування матеріалу тіла на його поверхню

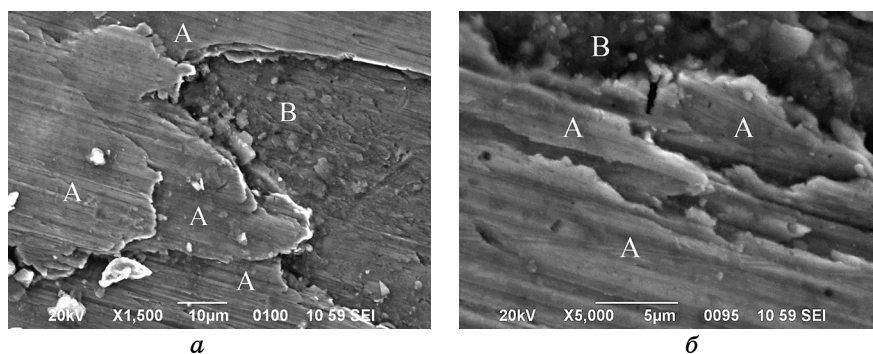


Рис. 7. Структура поверхонь тертя криць 130X17 (*a*) і 20X13 (*б*). А — зносостійкі самоорганізовані покриття, В — деформований вихідний метал.

Fig. 7. The structure of the friction surfaces of steels 130Cr17 (*a*) and 20X13 (*б*). A—wear-resistant self-organizing coatings, B—deformed initial metal.

тертя. Також є шари (шари 3), що складаються з матеріалу обох тіл. Вони утворюються при перемішуванні матеріалу мікроступів, які утворені з металу різних криць, при їх прокатці між диском і колодкою.

Кожен з шарів тертя, що входить до складу самоорганізованих зносостійких покриттів, є результатом окремого акту нашарування металу на робочу поверхню тіл. Тому для розуміння фізичної при-

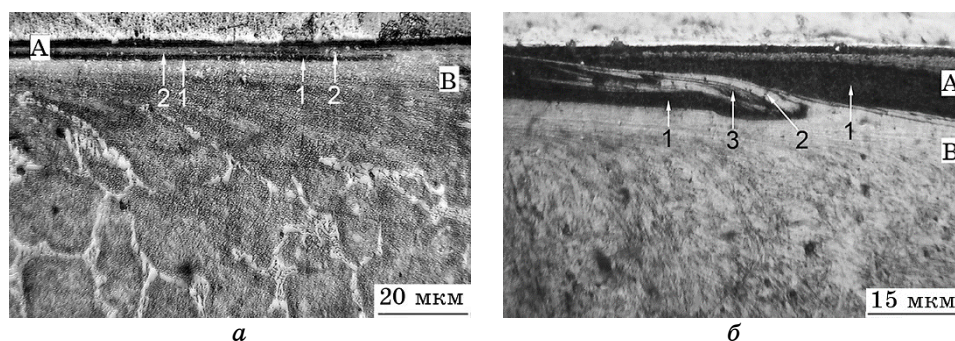


Рис. 8. Структура зони контактної взаємодії криць 130X17 (*a*) і 20X13 (*б*) на початку (*a*) і в середині (*б*) етапу припрацювання пари тертя. Торцевий шліф. А — зносостійкі самоорганізовані покриття, В — деформований вихідний метал.

Fig. 8. The structure of the contact interaction zone of steels 130Cr17 (*a*) and 20Cr13 (*б*) at the beginning (*a*) and in the middle (*б*) of the breaking-in stage of the friction pair. Cross-section. A—wear-resistant self-organizing coatings, B—deformed initial metal.

роди і фізико-механічних властивостей матеріалу самоорганізованих зносостійких покриттів недостатньо розглядати їх в якості одного суцільного об'єкта. Насамперед необхідно провести комплексне локальне дослідження зміни хемічного і фазового складу, мікроструктури і фізико-механічних властивостей в межах окремих шарів тертя. Це дасть змогу краще зрозуміти фізико-хімічні процеси, що відбуваються в мікрооб'ємах металу під час їх нашарування на поверхні тертя.

Для більш детальної аналізи мікроструктури і фазового складу шарів тертя зносостійких самоорганізованих покриттів, деформованого під час приробки і недеформованого вихідних металів, використовувалася трансмісійна електронна мікроскопія.

Структура вихідного металу криці 130X17 приведена на рис. 4, а. Їй на фотографії відповідає зона С. Однією з її складових є первинні евтектичні карбіди, які утворюються при кристалізації розтопу на межах зерен первинної фази — аустеніту. Дані рентгеноструктурної та локальної рентгеноспектральної аналіз свідчать, що їм відповідають карбіди типу $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. На рисунку 4, а вони мають білий колір. Другою структурною складовою є дрібнозерниста суміш зерен фериту та вторинних карбідів $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, яка утворюється після гарту стопу в маслі від температури 1020°C і наступного високотемпературного відпуску за температури 600°C протягом 1 години в результаті розпаду аустеніту. На рисунку 4, а їй відповідають темні ділянки. Мікроструктура цієї структурної складової й одержана від неї мікродифракція електронів наведені на рис. 9, а. Морфологія цієї структурної складової нагадує троостит відпуску, в якій замість зернистого цементиту присутня карбідна фаза $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$.

Мікроструктура криці 20X13 і одержана від неї мікродифракція електронів приведені на рис. 9, б. Криця 20X13 після гартування стопу в маслі від температури 1020°C і відпуску за температури 520°C протягом 1 години має мартенситно-феритну структуру. Максимальні лінійні розміри зерен змінюються в об'ємі зразків від 1 до 10 мкм. На мікродифрактограмах, крім рефлексів відповідних ОЦК-залізу, присутні також рефлекси карбідів типу Me_7C_3 .

Пластична деформація поверхневих шарів криць на початковому етапі приробки вузлів тертя руйнує сітку евтектичної складової криці 130X17, подрібнює і розосереджує її осколки (рис. 4, а, зона В). При цьому відбувається фрагментація структури вихідних металів обох криць. Фрагменти зерен деформованих вихідних металів (рис. 4, зони В) мають витягнуту вздовж напрямку деформації форму (рис. 10). Їх максимальний розмір зменшується при русі від недеформованого металу к поверхням тертя і складає в середньому приблизно 200 нм для криці 130X17 і 700 нм для криці 20X13. Рефлекси на електроннограмах відповідають ОЦК-залізу та карбідам типу Me_7C_3 . На електроннограмах спостерігається невелике азиму-

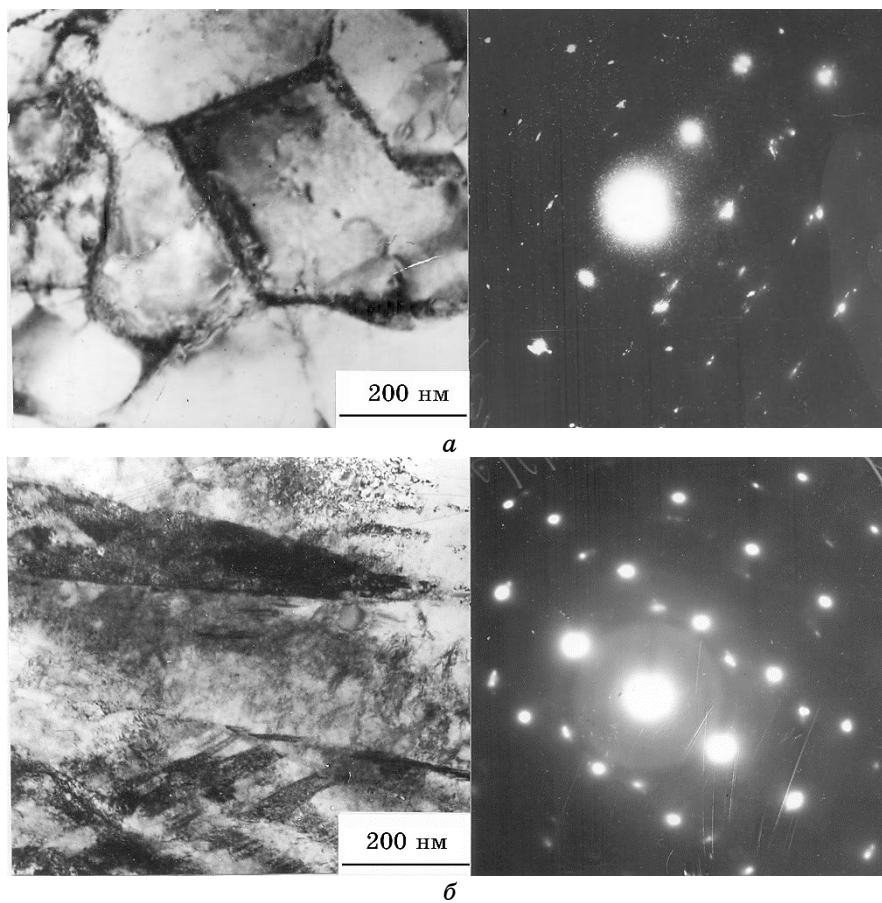


Рис. 9. Мікроструктура і електронограми вихідного металу криць 130Х17 (а) і 20Х13 (б).

Fig. 9. Microstructure and electron diffraction patterns of the initial metal of steels 130Cr17 (a) and 20Cr13 (b).

тальне розщеплення окремих дифракційних рефлексів ОЦК-заліза на групи. Це свідчить про те, що навіть на початковій стадії пластичної деформації металів в ході приробки вузлів тертя колективні форми руху дислокацій приводять не лише до трансляційних пластичних зсувів сусідніх частин кристалів, але і до їх ротаційних розворотів. Разом з тим, на цій стадії пластичної деформації просторова дезорієнтація фрагментів залишається невеликою. Максимальне азимутальне розщеплення рефлексів на ділянках мікродифракції (1 мкм) не перевищує 10 градусів, а межі зерен і фрагментів мають достатньо правильну форму.

Самоорганізовані зносостійкі покриття обох криць (рис. 4, зони

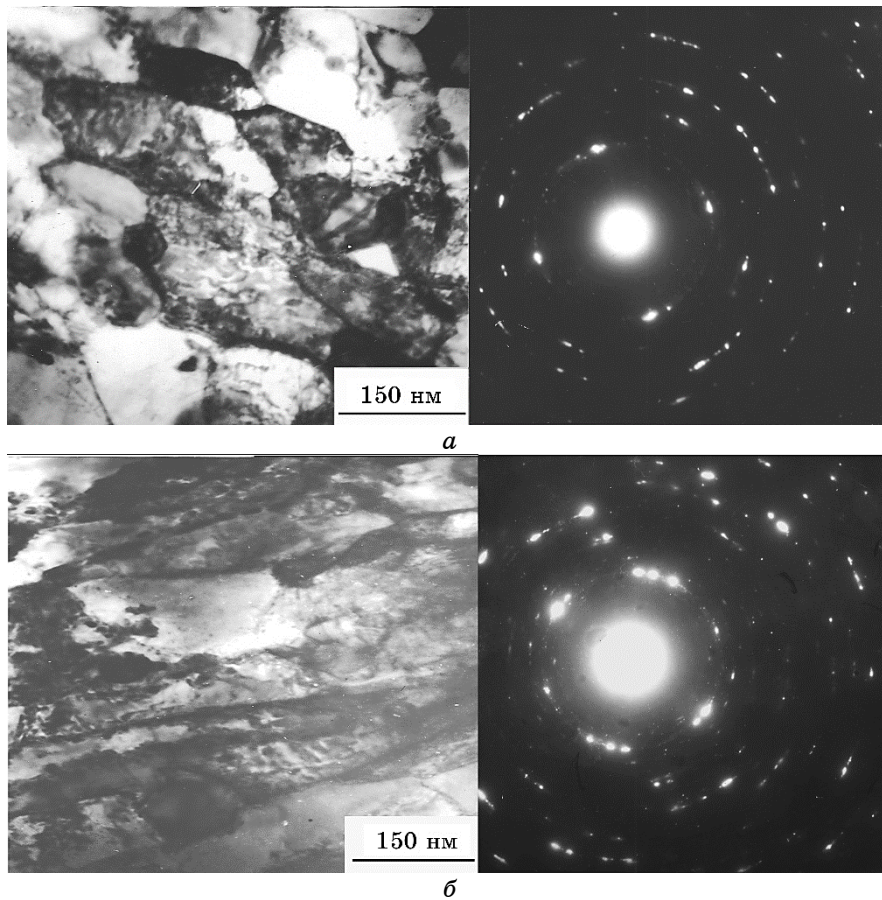


Рис. 10. Мікроструктура і електронограми деформованого вихідного металу криць 130X17 (а) і 20X13 (б).

Fig. 10. Microstructure and electron diffraction patterns of the deformed initial metal of steels 130Cr17 (a) and 20Cr13 (б).

А) складаються з майже однакових шарів тертя, а структурно-фазові перетворення металу в межах окремих шарів тертя, розташованих на поверхні різних тіл, аналогічні. Тому надалі для виключення повторень зосередимося на описі процесів, які відбуваються в шарах тертя криці 130X17.

Дослідження різних ділянок самоорганізованих зносостійких покриттів (рис. 4, зони А) свідчить про те, що рівень фрагментації структури окремих шарів тертя не є постійним. Він може суттєво змінюватись навіть при переміщенні між сусідніми шарами. Менш фрагментовані шари тертя повністю складаються з ультрадисперсної кристалічної структури, утвореної просторово дезорієнтовани-

ми зернами з кристалічною ґратницею ОЦК-заліза. Розмір зерен цих шарів плавно змінюється в напрямку тертя від 160 до 20 нм. Зі зменшенням розміру зерен збільшується азимутальне розщеплення рефлексів заліза на мікродифрактограмах, що свідчить про більшу їх просторову дезорієнтацію.

Для більш фрагментованих шарів тертя мікроструктура металу змінюється вздовж напрямку тертя від ультрадисперсної кристалі-

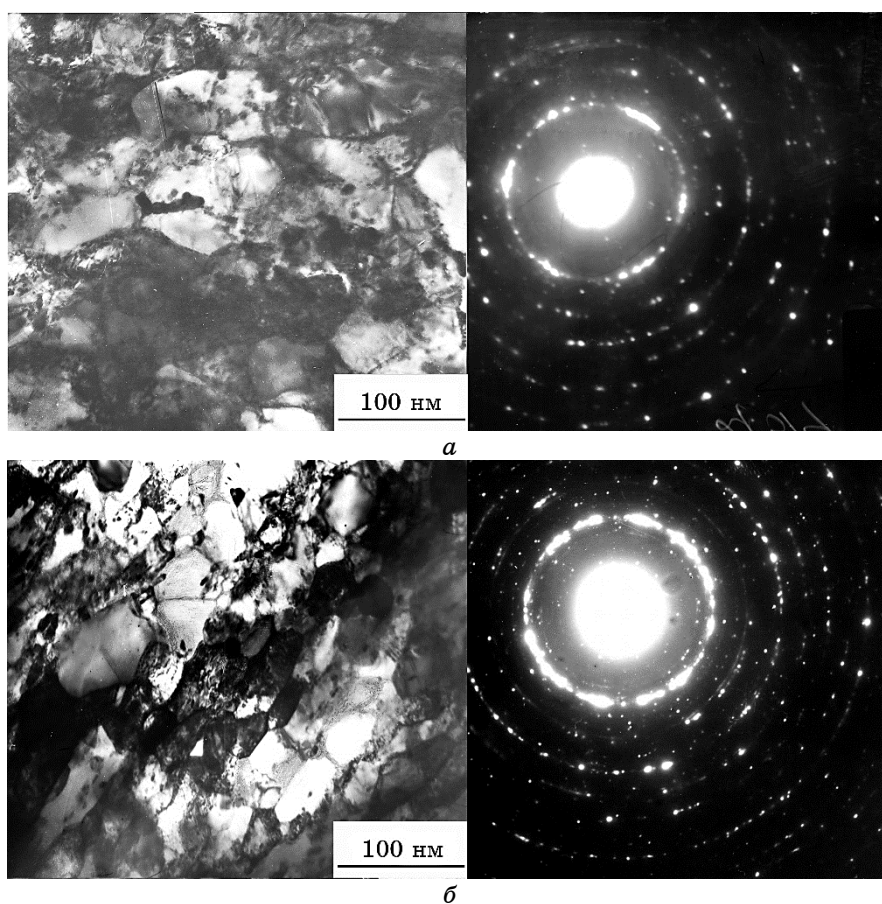
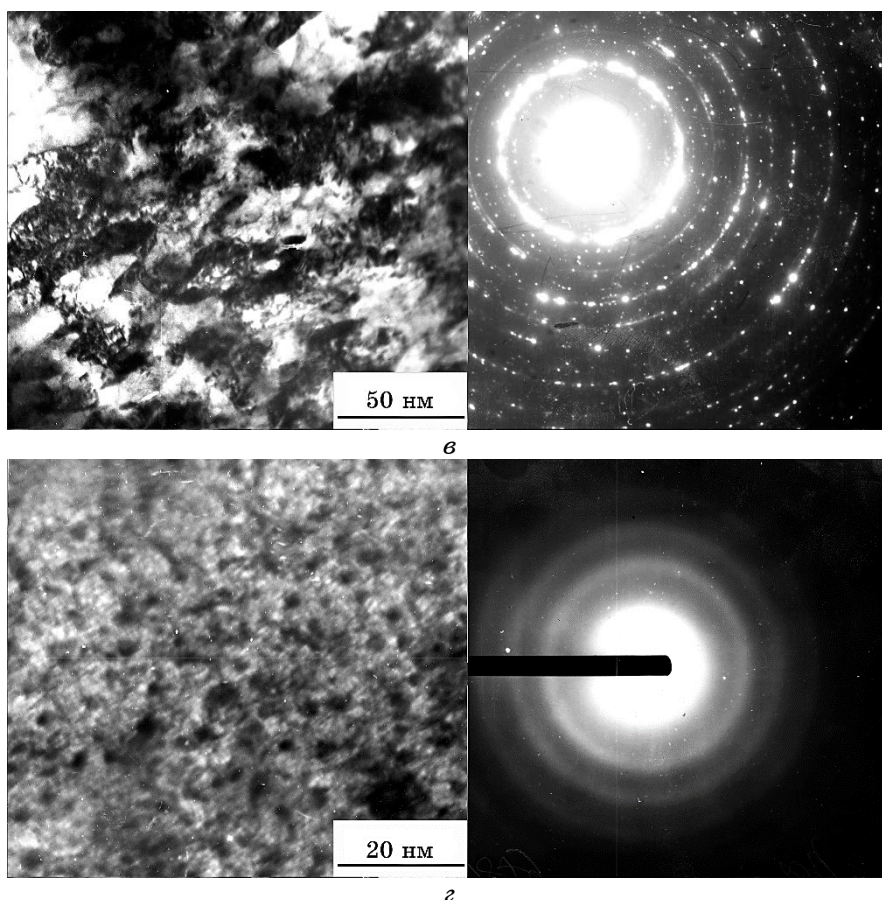


Рис. 11. Мікроструктура і електронограми різних ділянок шару тертя криці 130Х17, розташованих вздовж напрямку тертя в послідовності $a \rightarrow b \rightarrow c \rightarrow z$ таким чином, що його початку відповідає ділянка « a », а кінцю — ділянка « z ».

Fig. 11. Microstructures and electron diffraction patterns of sections of the friction layer of steel 130Cr17, located along the direction of friction in the sequence $a \rightarrow b \rightarrow c \rightarrow z$. Section 'a' corresponds to the beginning of the friction layer, section 'z' — to the end.



Продовження рис. 11.

Continuation of Fig. 11.

чної структури з ґратницею ОЦК-заліза до кристалоаморфної наноструктури, що має чітко окреслену межу з ультрадисперсним матеріалом. Розмір зерен при цьому зменшується вздовж напрямку на шарування мікрооб'ємів металу на поверхню тертя від 150 до 2 нм. Мікроструктура та електронोगрами різних ділянок одного з таких шарів тертя наведені на рис. 11. Ділянки були розташовані вздовж напрямку тертя в послідовності $a \rightarrow b \rightarrow в \rightarrow г$ таким чином, що початку шару тертя відповідає ділянка, позначена літерою «а», а його кінцевій частині — ділянка, позначена літерою «г».

Контраст світлопільного зображення мікроструктури може мати [16, 17] як дифракційну природу, що залежить від розташування кристалографічних площин, які знаходяться в відбивному поло-

женні, так і адсорбційну природу, викликану різними щільностями сусідніх ділянок зразка. Істотна зміна контрасту, що формується в темному полі при дії різних рефлексів дифракційного кільця, говорить про те, що в даному випадку він мав дифракційний характер, зумовлений різною просторовою орієнтацією зерен.

Початкова частина шарів тертя (рис. 11, *а*) має значно більш фрагментовану структуру в порівнянні з деформованим вихідним металом (рис. 10). Лінійний розмір її зерен не перевищує 160 нм, а максимальне азимутальне розщеплення рефлексів ОЦК-заліза на ділянках мікродифракції (1 мкм) досягає 35 градусів. Окрім дислокацій та меж двійникування, характерними елементами дефектної структури стають замкнуті петлеподібні, обірвані та прохідні крізь кристал розгалужені дислокаційні скупчення (рис. 11, *а*). Сказане свідчить [18] про збільшення під час переходу від деформованого вихідного металу до шарів тертя ротаційної складової пластичної деформації.

Зі збільшенням ступеня фрагментації структури шарів тертя та просторової розорієнтації її фрагментів суттєво збільшується об'ємна частка приграничних областей зерен, які утворені розгалуженими дислокаційними ансамблями і мають просторово протяжну форму (рис. 11, *в*). Експериментальні докази існування при великих ступенях пластичної деформації зерномежової фази та пов'язаної з нею фізичною шириною границь зерен, як прикордонної області з більш високими динамічними властивостями атомів, були описані у роботах [19, 20].

У разі досягнення критичного ступеня швидкісної пластичної деформації, коли подальше нашарування мікрооб'ємів металу на поверхні тертя не може відбуватися шляхом ковзання дислокацій, двійникуванням кристалів або колективним рухом дислокаційних ансамблів — дисклінацій, відбувається фазовий перехід металу в квазірідкий структурно-нестійкий стан, при якому реалізується його гідродинамічна течія без втрати суцільності. Внаслідок цього кінцева частина деяких шарів тертя складається з кристалоаморфного наноструктурованого матеріалу (рис. 11, *г*).

Між ультрадисперсним і наноструктурованим матеріалом є чітка межа (рис. 6), що свідчить про фазовий перехід металу та зміну механізму його деформації. Про можливість виникнення при різких змінах режиму навантаження структурної нестійкості металу з подальшою самоорганізацією структури, що сприяє продовженню пластичної деформації, раніше йшлося в роботах [21, 22]. Такими структурами зазвичай є канали з рідкоподібною структурою всередині, пов'язані між собою на різних масштабних рівнях. Вони забезпечують макроскопічну формозміну зразка шляхом гомогенного масопереносу. В роботі [23] був запропонований модель утворення таких каналів, в основі якого лежить самоорганізація вакансійних

кластерів. У роботах [24, 25] теоретично розглянуто механізм зростання каналів у зразку, що деформується під навантаженням.

В процесі роботи вузла тертя відбувається багаторазове нашарування на робочі поверхні мікрооб'ємів металу, прилеглих до плям контакту мікронерівностей. Тому при черговій взаємодії мікроступів поверхонь тертя може відбутися нашарування на ділянку вже наявного шару тертя з кристалоаморфним наноструктурованим матеріалом нового ультрадисперсного металу. Через це самоорганізовані зносостійкі покриття (рис. 4, зони А) являють собою композиційний матеріал, що складається з шарів ультрадисперсної і наноструктурної фаз, що чергуються між собою. Це добре видно на одержаному за допомогою растрової електронної мікроскопії в режимі вторинних електронів зображенні торцевого шліфа самоорганізованого зносостійкого покриття (рис. 12). Цей шліф попередньо піддавався щавленню. Оскільки кристалоаморфний наноструктурований матеріал майже не щавиться, на знімку йому відповідають смуги, позначені цифрою 1. Ділянки самоорганізованого зносостійкого покриття, позначені на рисунку цифрою 2, відповідають ультрадисперсній фазі. З рисунку 12 видно, що наноструктурований та ультрадисперсний матеріал розділяють чітко окреслені межі.

Слід зазначити, що під час руху вздовж кожного з шарів тертя розмір зерен та їхня просторова дезорієнтація змінюються плавно; водночас ступінь фрагментації структури сусідніх шарів тертя може суттєво відрізнитися. Це також підтверджує зроблене раніше припущення про те, що кожен з шарів тертя, що входить до складу самоорганізованих зносостійких покриттів (рис. 4, зони А), форму-

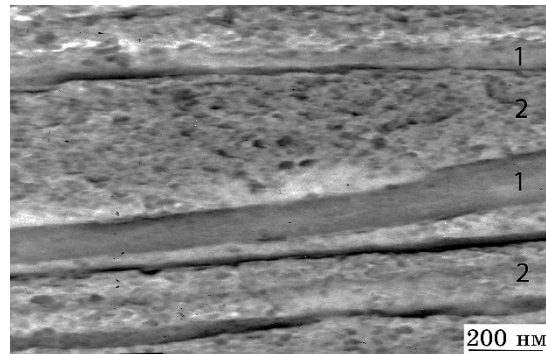


Рис. 12. Структура самоорганізованого зносостійкого покриття криці 130X17. Торцевий шліф. 1 — кристалоаморфний наноструктурований матеріал; 2 — ультрадисперсний матеріал.

Fig. 12. The structure of the wear-resistant self-organizing coating on steel 130X17. Cross-section. 1—crystal–amorphous nanostructured material; 2—ultra dispersed material.

ється в результаті окремого акту нашаровування мікрооб'єму металу на поверхню контакту взаємодійних тіл.

На мікродифрактограмах (рис. 11) від шарів тертя самоорганізованих зносостійких покриттів, крім рефлексів відповідних ОЦК-залізу, присутні також рефлекси карбідів типу Me_7C_3 . Але їх кількість поступово зменшується при русі вздовж кожного з шарів в напрямку тертя. Це свідчить про те, що інтенсивна пластична деформація мікрооб'ємів металу при їх нашаруванні на поверхні тертя приводить до часткового розчинення карбідної фази. Про розчинення карбідної фази в ході розвиненої пластичної деформації заліза при прокатці свідчать також дані робіт [20, 26].

При русі вздовж кожного з шарів тертя в напрямку нашарування мікрооб'ємів металу на мікродифрактограмах, окрім рефлексів відповідних ОЦК-залізу і карбідам типу Me_7C_3 , виникають також рефлекси від ультрадисперсних оксидів типу Fe_2O_3 . У початковій частині шарів тертя вони практично відсутні (рис. 11, а) і з'являються на пізнішій стадії нашарування мікрооб'ємів металу на поверхні контакту (рис. 11, б, в).

Аналіза структури торцевих шліфів самоорганізованих зносостійких покриттів обох криць свідчить про те, що відносна пластична деформація мікрооб'ємів металу при їх нашаруванні на поверхні тертя, може досягати в окремих випадках 1600%, але при цьому, як правило, не спостерігаються будь-які ознаки руйнування металу. У звичайних умовах, що описуються традиційними механізмами пластичної деформації, це навряд чи може бути можливим.

Хемічний склад шарів тертя, що входять до складу зносостійких самоорганізованих покриттів (рис. 4, зони А), деформованого (рис. 4, зони В) і недеформованого (рис. 4, зони С) вихідних металів криць 130X17 і 20X13, досліджувався за допомогою локальної рентгеноспектральної аналізи. В таблиці 2 наведені результати хемічної аналізи металу, розташованого безпосередньо під зносостійкими самоорганізованими покриттями (зони В) і на глибині зразків (зони С). Для криці 130X17 аналіза хемічного складу металу на глибині зразків проводилася на ділянках, розташованих в середині сітки з первинних евтектичних карбідів. В таблицях 3 і 4 наведений хемічний склад початкової, середньої та кінцевої частин трьох характерних шарів тертя, що входять до складу зносостійких самоорганізованих покриттів криць 130X17 і 20X13.

З даних таблиць 3 і 4 видно, що для обох криць характерною відмінністю хемічного складу шарів тертя є присутність в них великої кількості атомів Оксигену. При русі вздовж окремих шарів в напрямку нашарування металу концентрація кисню в матеріалі суттєво збільшується. На ділянках шарів тертя з середнім розміром зерен близько 150 нм концентрація кисню змінюється в інтервалі від 0,5 до 3,5 ат.%, а на ділянках з кристалоаморфною нанострук-

ТАБЛИЦЯ 2. Хемічний склад (ат.%) вихідного металу криць 130X17 і 20X13 на ділянках, розташованих безпосередньо під зносостійкими самоорганізованими покриттями (зони В) і на глибині зразків (зони С).

TABLE 2. Chemical composition (at.%) of the initial metal of steels 130Cr17 and 20Cr13 on the sites located directly under wear-resistant self-organizing coatings (zone В) and in depth of samples (zone С).

		Криця 130X17		Криця 20X13	
		Зона В	Зона С	Зона В	Зона С
Хемічний склад, ат. %	Fe	76,56	78,07	84,40	84,38
	Cr	16,70	15,62	13,01	13,06
	Si	0,69	0,66	0,92	0,97
	Mn	0,47	0,50	0,44	0,41
	Ti	0,01	0,02	0,01	0,01
	Cu	0,05	0,04	0,08	0,07
	P	0,03	0,03	0,03	0,04
	S	0,02	0,03	0,04	0,04
	O	0,00	0,00	0,00	0,00
	C	5,47	5,03	1,07	1,02
	Fe	0,77	0,78	0,84	0,84
	Cr	0,17	0,16	0,13	0,13
$C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Si} + C_{Mn} + C_C)$	C	0,05	0,05	0,01	0,01

турою досягає 21 ат.%. Незважаючи на зміну хемічного складу матеріалу при русі вздовж окремих шарів тертя, співвідношення кількості атомів хемічних елементів, з яких складаються вихідні метали криць (Fe, Cr, Si, Mn і C) в межах кожного з шарів тертя, залишається майже незмінним. Наведені в таблицях величини $C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Si} + C_{Mn} + C_C)$ відповідають відносній кількості атомів типу «i» в загальній кількості атомів вихідних металів криць. Видно, що в межах кожного з шарів тертя ці величини залишаються постійними, хоча хемічний склад матеріалу суттєво змінюється.

Різні шари тертя, що входять до складу одного самоорганізованого зносостійкого покриття, можуть відрізнятися співвідношенням кількості атомів хемічних елементів вихідних металів (Fe, Cr, Si, Mn і C) криць. Порівнюючи величини $C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Si} + C_{Mn} + C_C)$ для кожного з шарів тертя (табл. 3 і 4) з подібними величинами для вихідних металів обох криць (табл. 2), можна оцінити внесок металу кожного з взаємодійних тіл в утворення окремих шарів тертя. Наприклад, з даних табл. 3 випливає, що шари тертя № 1 і № 2 на поверхні криці 130X17 сформовані головним чином з металу криці

ТАБЛИЦЯ 3. Хемічний склад (ат.%) зносостійких поверхневих шарів тертя криці 130X17.**TABLE 3.** Chemical composition (at.%) of wear-resistant surface friction layers of steel X130Cr17.

		Шар тертя 1			Шар тертя 2			Шар тертя 3		
		Поча-ток	Середин-а	Кі-нець	Поча-ток	Середин-а	Кі-нець	Поча-ток	Середин-а	Кі-нець
Хемічний склад, ат. %	Fe	74,06	68,30	63,06	74,17	66,61	59,38	83,91	79,75	78,14
	Cr	16,64	15,53	14,94	16,29	15,09	13,73	12,91	12,32	12,03
	Si	0,66	0,61	0,55	0,68	0,63	0,58	0,99	0,93	0,87
	Mn	0,45	0,41	0,38	0,51	0,45	0,36	0,40	0,36	0,31
	Ti	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01
	Cu	0,05	0,04	0,03	0,04	0,03	0,02	0,09	0,07	0,07
	P	0,03	0,02	0,02	0,03	0,03	0,01	0,03	0,03	0,02
	S	0,02	0,02	0,01	0,04	0,03	0,02	0,03	0,02	0,02
	O	2,69	10,21	16,05	3,05	12,39	21,08	0,62	4,80	6,71
	C	5,39	4,85	4,95	5,18	4,73	4,81	1,01	1,71	1,82
$C_i/(C_{Fe} +$	Fe	0,76	0,76	0,75	0,77	0,76	0,75	0,84	0,84	0,84
$+ C_{Cr} +$	Cr	0,17	0,17	0,18	0,17	0,17	0,17	0,13	0,13	0,13
$+ C_{Si} +$										
$+ C_{Mn} +$	C	0,05	0,05	0,06	0,05	0,05	0,06	0,01	0,02	0,02
$+ C_C)$										

130X17, а шар тертя № 3 — з металу криці 20X13.

Дані таблиці 4 свідчать, що шар тертя № 1 на поверхні криці 20X13, сформований головним чином з металу цієї ж криці, шар тертя № 3 — з металу криці 130X17, а шар тертя № 2 — з металу обох криць. При цьому внесок металу обох криць в утворення шару тертя № 2 є приблизно рівним. Аналіза хемічного складу різних ділянок поверхні тертя кожного з тіл контактної пари криця 130X17–криця 20X13 свідчить про те, що внесок матеріалу криці 130X17 в формування шарів тертя, що входять до складу самоорганізованих зносостійких покриттів обох криць, є домінуючим.

Наведені дані свідчать про те, що кожен з шарів тертя зі складу зносостійких самоорганізованих покриттів формується внаслідок окремого акту нашарування мікрівиступів металу на поверхні контакту. А інтенсивна деформація мікрооб'ємів металу під час нашарування на поверхні тертя супроводжується насиченням ультрадисперсної структури атомами Оксигену з робочого середовища за рахунок термомеханічної деструкції молекул води в місцях контакту

ТАБЛИЦЯ 4. Хімічний склад (ат. %) зносостійких поверхневих шарів тертя криці 20Х13.

TABLE 4. Chemical composition (at. %) of wear-resistant surface friction layers of steel 20Cr13.

		Шар тертя 1			Шар тертя 2			Шар тертя 3		
		Початок	Середина	Кінець	Початок	Середина	Кінець	Початок	Середина	Кінець
Хемічний склад, ат. %	Fe	83,90	81,22	79,04	78,96	73,87	68,79	74,14	67,50	61,63
	Cr	13,08	12,42	12,13	14,84	14,21	13,89	16,78	15,47	14,60
	Si	0,90	0,87	0,80	0,71	0,68	0,63	0,62	0,57	0,53
	Mn	0,38	0,34	0,29	0,45	0,42	0,38	0,48	0,43	0,39
	Ti	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01
	Cu	0,06	0,06	0,05	0,05	0,04	0,04	0,04	0,03	0,03
	P	0,04	0,02	0,02	0,02	0,02	0,01	0,02	0,02	0,01
	S	0,04	0,03	0,02	0,03	0,03	0,01	0,02	0,02	0,01
	O	0,55	3,69	5,96	1,69	7,58	12,66	2,44	11,07	17,95
	C	1,04	1,34	1,68	3,24	3,14	3,58	5,45	4,88	4,84
$C_i/(C_{\text{Fe}} + C_{\text{Cr}} + C_{\text{Si}} + C_{\text{Mn}} + C_{\text{C}})$	Fe	0,84	0,84	0,84	0,80	0,80	0,79	0,76	0,76	0,75
	Cr	0,13	0,13	0,13	0,15	0,15	0,16	0,17	0,17	0,18
	C	0,01	0,01	0,02	0,03	0,03	0,04	0,05	0,05	0,06

мікровиступів. Інтенсивна пластична деформація стопів на етапі приробки пари тертя приводить до виникнення на окремих ділянках робочих поверхонь сильних адгезійних зв'язків, що викликає локальне руйнування металу і його перенесення між тілами, які утворюють вузол тертя. Тому мікровиступи металу, нашарування яких на поверхні контакту приводить до утворення зносостійких шарів тертя, можуть формуватися з матеріалу різних тіл. А окремі самоорганізовані зносостійкі покриття будуть складатися з шарів тертя, які сформовані з металу різних криць.

Мікромеханічні дослідження фізико-механічних властивостей матеріалу зон контактної взаємодії криць проводились методом динамічного проникнення індентора. Розраховані з діаграм проникнення індентора значення мікротвердості по величині діагоналі залишкового пластичного відтиску порівнювались з даними вимірів на приладі ПМТ-3. За допомогою алмазного наконечника Віккерса приладу ПМТ-3 робилося маркування різних ділянок косих шліфів шарів тертя деформованого та вихідного металів обох криць. І лише після цього на позначених ділянках проводилася локальна рентгеноспектральна аналіза і мікромеханічні випробуван-

ня матеріалу. Завдяки цьому фізико-механічні властивості і хімічний склад матеріалу шарів тертя деформованого (рис. 4, зони В) і недеформованого (рис. 4, зони С) вихідних металів вимірювались на тих самих ділянках.

В таблицях 5–7 наведені фізико-механічні характеристики шарів тертя деформованого (рис. 4, зони В) і недеформованого (рис. 4, зони С) вихідних металів криць 130X17 і 20X13. Збіг значень мікротвердості по величині діагоналі залишкового пластичного відтиску (H_d^p), розрахованих з діаграм динамічного проникнення індентора, з даними вимірів мікротвердості на приладі ПМТ-3 (H_d^n) підтверджує коректність мікромеханічних випробувань металу.

Інтенсивна пластична деформація поверхневих шарів криці 130X17 на етапі приробки вузлів тертя руйнує сітку евтектичної складової, подрібнює і розосереджує її осколки (рис. 4, зона В). При цьому контакт між зернами металу збільшується. У цьому випадку рівень пластичності матеріалу цієї криці буде визначатися не сіткою первинних евтектичних карбідів, а властивостями металеві матриці, зміцненої дрібнодисперсною карбідною фазою, що складається з вторинних карбідів і уламків первинної евтектичної складової.

З даних таблиці 5 видно, що пластична деформація вихідного металу обох криць на етапі припрацювання пари тертя приводить до зростання величин мікротвердостей H_h і H_d . При цьому також збільшується різниця між ними ($H_d - H_h$). Мікротвердість H_h значно більше відбиває внесок пружної деформації матеріалу при проникненні індентора ніж мікротвердістю H_d . Тому величина різниці ($H_d - H_h$) характеризує внесок пружної деформації в загальну пружно-пластичну деформацію матеріалу під час проникнення інден-

ТАБЛИЦЯ 5. Фізико-механічні характеристики деформованого (зона В) і недеформованого (зона С) вихідних металів криць 130X17 і 20X13.

TABLE 5. Physicomechanical characteristics of the deformed (zone В) and undeformed (zone С) initial metals of steels 130Cr17 and 20Cr13.

	Криця 130X17		Криця 20X13	
	Зона В	Зона С	Зона В	Зона С
H_d^n , ГПа	5,5	3,5	5,9	4,3
H_d^p , ГПа	5,5	3,6	6,0	4,2
H_h , ГПа	4,7	3,2	5,1	3,7
$H_d^p - H_h$, ГПа	0,8	0,4	0,9	0,5
$A_{пр}/A$	0,11	0,08	0,12	0,09
$A_{пл}/A$	0,89	0,92	0,88	0,91

ТАБЛИЦЯ 6. Фізико-механічні характеристики шарів тертя криці 130X17.

TABLE 6. Physicomechanical characteristics of the friction layers of steels 130Cr17.

	Шар тертя 1			Шар тертя 2			Шар тертя 3		
	Поча- ток	Сере- дина	Кінець	Поча- ток	Сере- дина	Кінець	Поча- ток	Сере- дина	Кінець
H_d^H , ГПа	6,5	8,4	9,3	7,0	9,1	13,0	6,3	7,4	8,2
H_d^p , ГПа	6,6	8,3	9,5	6,9	9,2	12,8	6,2	7,4	8,2
H_h , ГПа	5,5	6,5	7,2	5,6	7,1	9,7	5,2	6,0	6,5
$H_d^p - H_h$, ГПа	1,1	1,8	2,3	1,3	2,1	3,1	1,0	1,4	1,7
$A_{пр}/A$	0,16	0,24	0,29	0,18	0,27	0,33	0,15	0,19	0,23
$A_{пл}/A$	0,84	0,76	0,71	0,82	0,73	0,67	0,85	0,81	0,77

тора. Таким чином, деформований під час припрацювання метал, відрізняється від вихідного не тільки твердістю, але і пружністю. Це підтверджують приведені в табл. 5 співвідношення внесків роботи пружної ($A_{пр}/A$) та пластичної ($A_{пл}/A$) деформації в загальну роботу пружно-пластичної деформації матеріалу при проникненні індентора.

Інтенсивна пластична деформація мікрооб'ємів металу, що на шаровуються на робочі поверхні при утворенні зносостійких шарів тертя, приводить до суттєвого додаткового зміцнення металу. З даних табл. 6 і 7 видно, що шари тертя самоорганізованих зносостійких покриттів (рис. 4, зона А) відрізняються від деформованого (рис. 4, зона В) і недеформованого (рис. 4, зона С) вихідних металів високими твердістю і пружністю. У межах кожного з шарів тертя з ростом ступеня фрагментації структури спостерігається поступове збільшення зазначених вище механічних характеристик.

Слід відзначити, що кінцева частина шару тертя № 2 криці 130X17, хемічний склад і фізико-механічні властивості якої наведені в табл. 3 і 6, відповідає наноструктурованому матеріалу. З даних табл. 3–7 видно, що ділянки шарів тертя з кристалоаморфною наноструктурою містять максимальну кількість атомів Оксигену і відрізняються максимальними твердістю і пружністю. Шари тертя, кінцева частина яких складається з наноструктурованого матеріалу, переважно утворюються з матеріалу криці 130X17.

Наведені вище дані дають змогу описати процес формування на поверхнях тертя самоорганізованих зносостійких покриттів та пояснити механізм їхнього впливу на трибологічні властивості вузлів машин і механізмів.

ТАБЛИЦЯ 7. Фізико-механічні характеристики шарів тертя криці 20Х13.**TABLE 7.** Physicomechanical characteristics of the friction layers of steels 20Cr13.

	Шар тертя 1			Шар тертя 2			Шар тертя 3		
	Поча-ток	Сере-дина	Кінець	Поча-ток	Сере-дина	Кінець	Поча-ток	Сере-дина	Кінець
H_d^H , ГПа	6,4	7,2	7,9	6,6	7,7	8,9	6,9	8,9	10,8
H_d^P , ГПа	6,4	7,3	8,0	6,5	7,7	9,0	6,8	9,0	10,7
H_h , ГПа	5,5	6,0	6,4	5,4	6,0	6,8	5,6	7,0	7,9
$H_d^P - H_h$, ГПа	0,9	1,3	1,6	1,1	1,7	2,2	1,2	2,0	2,8
A_{np}/A	0,14	0,18	0,22	0,16	0,23	0,28	0,17	0,26	0,31
$A_{пл}/A$	0,86	0,82	0,78	0,84	0,77	0,72	0,83	0,74	0,69

Характер розподілу залишкової пластичної деформації в зоні контактної взаємодії криць 130Х17 і 20Х13 (рис. 4) свідчить про те, що в умовах даної роботи фізико-механічні властивості обох вихідних металів неспроможні забезпечити на етапі приробки пари тертя пружний контакт взаємодійних поверхонь. Інтенсивна пластична деформація тіл на початковому етапі тертя викликає руйнування поверхневої плівки оксидів Fe_2O_3 , товщина якої не перевищує 0,2 мкм, і утворення безпосереднього контакту ювенільних поверхонь на окремих ділянках криць. Це приводить до виникнення в цих місцях сильних адгезійних зв'язків, які можуть спричинити локальне руйнування металу і його перенесення між тілами, які утворюють вузол тертя. Тому мікроступи металу, нашарування яких на поверхні контакту приводить до утворення зносостійких шарів тертя, можуть формуватися з матеріалу різних тіл, що підтверджують дані табл. 3 і 4. Внесок металу кожного з тіл робочої пари в формування окремих шарів тертя, що утворюють зносостійкі покриття, залежить від багатьох чинників, головним з яких є співвідношення фізико-механічних властивостей взаємодійних поверхонь. Твердість за Роквеллом термічно оброблених вихідних металів криць 130Х17 і 20Х13 дорівнює 36,9 і 40,7 HRC, відповідно. Також з даних табл. 5 видно, що у криці 20Х13 деформований під час приробки метал, має більшу твердість і пружність. Тому при формуванні на робочих поверхнях контактної пари криця 130Х17–криця 20Х13 шарів тертя спостерігається переважний масоперенос криці 130Х17 на поверхню криці 20Х13, а самоорганізовані зносостійкі покриття обох криць утворюються переважно з матеріалу криці 130Х17.

Знос тіл при терті відбувається внаслідок викришування окремих ділянок самоорганізованих зносостійких покриттів через утворення втомних тріщин (рис. 13). Після цього на цих ділянках можуть знову формуватися нові покриття, утворені переважно з матеріалу криці 130X17. Тому знос криці 130X17 майже вдвічі сильніший, ніж криці 20X13 (рис. 3).

Шари тертя (рис. 4, зона А) відрізняються високими твердістю та пружністю в порівнянні з деформованим (рис. 4, зона В) і недеформованим (рис. 4, зона С) вихідним металом. Тому утворені ними самоорганізовані зносостійкі покриття є більш твердою і пружною, в порівнянні з вихідним металом криць, підкладкою для тонких плівок оксидів Fe_2O_3 , що утворюється на робочих поверхнях під час тертя та локалізують процеси пластичної деформації у тонкому поверхневому шарі. Це знижує ймовірність утворення між металами, що труться, сильних адгезійних зв'язків і сприяє переходу системи в стаціонарний режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зносом. Багатошарова структура самоорганізованих зносостійких покриттів робить їх більш стійкими до зовнішніх циклічних імпульсних термомеханічних впливів, що істотно підвищує зносостійкість пари тертя.

Нашарування на поверхні контакту мікровиступів металу при утворенні зносостійких шарів тертя можна порівняти з прокаткою металу, де в якості валків виступають диск і колодка. У випадку прокатки ми маємо справу з великими об'ємами металу, які здатні

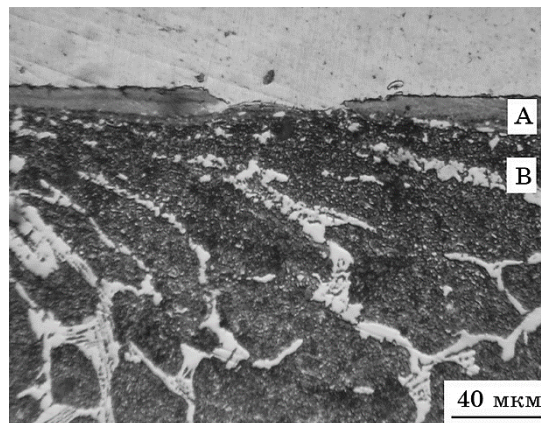


Рис. 13. Структура зони контактної взаємодії криці 130X17 після випробувань на тертя. Торцевий шліф. А — зносостійкі самоорганізовані покриття, В — деформований вихідний метал.

Fig. 13. The structure of the contact interaction zone of steel 130Cr17 after friction test. Cross-section. А—wear-resistant self-organizing coatings, В—deformed initial metal.

чинити суттєвий опір інтенсивній пластичній деформації. Також в цьому випадку температура і швидкість деформації відносно невеликі. Тому зміна форми металу при прокатці, як правило, відбувається завдяки традиційним механізмам деформації шляхом ковзання дислокацій, двійникуванням кристалів або у разі розвиненої пластичної деформації — рухом дисклінацій. Але прилеглі до плям контакту мікрооб'єми металу не здатні чинити опір пластичній деформації при нашаруванні на поверхні тертя в умовах імпульсних високоенергетичних впливів. Сьогодні існує багато теоретичних методик розрахунку реальних температур і тиску, що виникають при терті в плямах фактичного контакту металевих поверхонь [27–31]. Згідно з ними нашарування на поверхні контакту мікроступів металу при утворенні зносостійких шарів тертя відбувається в екстремальних умовах високих нормального тиску (≈ 3 ГПа), температури спалаху ($\approx 400^\circ\text{C}$) і відносної швидкості зсуву. Тому в цьому випадку можна припустити виникнення в мікрооб'ємах металу під час нашарування на поверхні тертя динамічних систем, механізм деформації яких пов'язаний з колективними формами руху дефектів кристалічної ґратниці. Завдяки цьому шари тертя складаються з ультрадисперсних систем з просторово дезорієнтованими зернами, межі яких утворені розгалуженими дислокаційними скупченнями, що мають просторово протяжну форму. Об'ємна частка структурно-дезорганізованих приграничних областей може досягати 30%.

Нашарування мікрооб'ємів металу на поверхні тертя супроводжується розчиненням карбідної фази і насиченням металу киснем з робочого середовища за рахунок термомеханічної деструкції молекул води в місцях контакту мікроступів. Насичення ультрадисперсних систем великою кількістю атомів Оксигену супроводжується утворенням дисперсних оксидів типу Fe_2O_3 . Але невелика кількість рефлексів оксидної фази на мікродифрактограмах від шарів тертя свідчить про незначний її вміст. Тому можна припустити, що значна кількість атомів Оксигену в шарах тертя перебуває у вигляді твердого розчину в структурно-дезорганізованих примежових областях зерен. Примежові області також збагачуються атомами Карбону розчинених карбідів, які виносяться на межі дислокаційними скупченнями (дисклінаціями), що рухаються уздовж зерен [26].

У випадку, коли інтенсивність зовнішніх імпульсних впливів є такою, що колективні форми руху дефектів кристалічної ґратниці не здатні забезпечити подальшу швидкісну деформацію металу при утворенні шарів тертя, відбувається фазовий перехід насичених киснем і вуглецем ультрадисперсних систем в квазірідкий структурно-нестійкий стан, при якому реалізується їхня гідродинамічна течія без втрати суцільності. Наслідком цього є поява кристалоамор-

фного наноструктурованого матеріалу в кінцевій частині деяких шарів тертя.

Мабуть для більш глибокого розуміння фізичного механізму утворення якісно нового ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу шарів тертя з унікальними фізико-механічними властивостями слід вивчити локальний перерозподіл домішкових елементів в об'ємі зерен, який визначає хемічний склад структурно-дезорганізованих примежових областей зерен. Визначити індивідуальне найближче атомне оточення домішкових атомів в цих областях. Дослідити вплив активних хемічних елементів робочого середовища і домішкових атомів вихідних металів на електронну структуру і характер міжатомних зв'язків в примежових областях зерен, що дасть змогу зрозуміти їх вплив на механізм деформації мікрооб'ємів металу при формуванні наддисперсної структури поверхневих шарів тертя. Вивченню цих питань присвячено наступну частину цієї роботи.

4. ВИСНОВКИ

Перехід в водно-повітряному середовищі пари тертя криця 130X17–криця 20X13 в стаціонарний режим роботи з мінімальними зносом і коефіцієнтом тертя відбувається завдяки самоорганізації на поверхнях контакту обох тіл зносостійких наддрібнодисперсних покриттів в кількості, достатній для повного екранування в процесі роботи деформованого вихідного металу. Ці покриття складаються з якісно нового ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу, який може містити до 25 ат. % Оксигену та Карбону.

Матеріал самоорганізованих зносостійких покриттів має високі в порівнянні з деформованим вихідним металом твердість і пружність і більш стійкий до зовнішніх циклічних термомеханічних навантажень. Тому ці покриття є більш твердою і пружною, в порівнянні з вихідним металом обох криць, підкладинкою для тонких плівок оксидів Fe_2O_3 , що утворюються на робочих поверхнях під час тертя та локалізують процеси пластичної деформації у тонкому поверхневому шарі. Це знижує ймовірність утворення між тілами, що труться, сильних адгезійних зв'язків і сприяє переходу системи в стаціонарний режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зносом. Знос тіл при терті відбувається внаслідок викришування окремих ділянок самоорганізованих зносостійких покриттів через утворення втомних тріщин. Після цього на цих ділянках можуть знову формуватися нові покриття.

Самоорганізовані зносостійкі покриття складаються з окремих шарів і є продуктом багаторазового нашарування на поверхні тертя мікроставів металу, які утворюються в результаті адгезійної взаємодії контактувальних тіл під час приробки вузлів тертя. Інтенси-

вна пластична деформація стопів на етапі приробки пар тертя приводить до виникнення на окремих ділянках робочих поверхонь сильних адгезійних зв'язків, що викликають локальне руйнування металу і його перенесення між тілами, які утворюють вузол тертя. Тому мікровиступи металу, нашарування яких на поверхні контакту приводить до утворення зносостійких шарів тертя, можуть формуватися з матеріалу різних тіл. А окремі самоорганізовані зносостійкі покриття будуть складатися з шарів тертя, які сформовані з металу різних криць.

Нашарування на поверхні тертя мікрооб'ємів металу відбувається в умовах імпульсних високоенергетичних впливів, що приводить до утворення динамічних систем, механізм деформації яких пов'язаний з колективними формами руху дефектів кристалічної ґратниці. Через це шари тертя складаються з ультрадисперсних систем з просторово дезорієнтованими зернами, межі яких утворені розгалуженими дислокаційними скупченнями і мають просторово протяжну форму. Об'ємна частка структурно-дезорганізованих примежових областей зерен може досягати 30%.

Інтенсивна пластична деформація мікрооб'ємів металу при утворенні шарів тертя супроводжується розчиненням карбідної фази і насиченням ультрадисперсних систем Оксигеном з робочого середовища за рахунок термомеханічної деструкції молекул води в місцях контакту мікровиступів. Більша частина атомів Оксигену і атоми Карбону розчинених карбідів перебувають в шарах тертя у вигляді твердого розчину в структурно-дезорганізованих примежових областях зерен, не утворюючи будь-яких хемічних сполук з атомами вихідних металів.

У випадку, коли інтенсивність зовнішніх імпульсних впливів є такою, що колективні форми руху дефектів кристалічної ґратниці не здатні забезпечити подальшу швидкісну деформацію металу при утворенні шарів тертя, відбувається фазовий перехід насичених киснем і вуглецем ультрадисперсних систем в квазірідкий структурно-нестійкий стан, при якому реалізується їх гідродинамічна течія без втрати суцільності. Наслідком цього є поява кристалоаморфного наноструктурованого матеріалу в кінцевій частині деяких шарів тертя. Наноструктурований матеріал має чітку межу з ультрадисперсними системами, містить максимальну кількість атомів Оксигену і відрізняється великою твердістю та пружністю. Самоорганізовані зносостійкі покриття є композиційним матеріалом, який складається з шарів ультрадисперсної і кристалоаморфної наноструктурної фаз, що чергуються між собою.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Т. С. Скобло, Н. М. Можарова, *Литейное производство*, 4, № 1: 2 (2008).

2. Ю. С. Бобро, М. Ф. Баранов, О. И. Коваленко, *ФХММ*, **4**, № 1: 112 (1975).
3. В. А. Игнатов, В. К. Соленьий, В. Л. Жук, А. И. Туяхов, *Металл и литье Украины*, **10**, № 11: 31 (2001).
4. В. П. Гаврилюк, В. И. Тихонович, И. А. Шалевская, Ю. И. Гутько, *Абразивостойкие высокохромистые чугуны* (Луганск: Ноулидж: 2010).
5. Е. В. Рожкова, В. В. Румянцев, О. М. Романов, А. В. Трещалин, *Металлургия машиностроения*, **1**, № 4: 19 (2002).
6. Б. А. Кириевский, Л. Г. Смолякова, Т. К. Изюмова, *Литые износостойкие материалы: Сборник* (Киев: ИПЛ АН УССР: 1978), с. 45.
7. В. В. Тихонович, О. М. Грипачевський, В. Г. Новицький, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 7: 853 (2021).
8. В. В. Горский, А. Н. Грипачевский, В. В. Тихонович, В. Н. Уваров, *Успіхи фіз. мет.*, **4**, № 4: 271 (2003).
9. А. И. Юркова, Ю. В. Мильман, А. В. Бякова, *Деформация и разрушение материалов*, № 1: 2 (2009).
10. В. И. Тихонович, *Сборник «Повышение износостойкости литых материалов»* (Киев: ИПЛ АН УССР: 1983), с. 3.
11. Н. С. Цикунов, В. А. Батырев, А. Н. Грипачевский, В. В. Тихонович, *Пакет программ для обработки результатов количественного рентгеноспектрального микроанализа методом ZAF на мини-ЭВМ* (Киев: Препр./АН УССР. Ин-т металлофизики, 81.16: 1981).
12. В. В. Немошкालенко, В. В. Горский, В. В. Тихонович, И. А. Якубцов, *Металлофизика*, **6**, № 6: 93 (1984).
13. С. И. Булычев, В. П. Алехин, А. П. Терновский, *ФиХОМ*, **2**: 58 (1976).
14. М. Х. Шоршоров, С. И. Булычев, В. П. Алехин, *Методические рекомендации по исследованию физико-механических свойств материалов непрерывным вдавливанием наконечника* (Москва: ИМЕТ АН СССР: 1980).
15. В. А. Галанов, О. Н. Григорьев, Ю. В. Мильман, *Проблемы прочности*, **11**: 93 (1983).
16. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлургии* (Москва: Металлургия: 1973).
17. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электроннооптический анализ* (Москва: Металлургия: 1970).
18. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
19. Р. З. Валиев, А. В. Корзников, Р. Р. Мулюков, *ФММ*, № 4: 70 (1992).
20. В. В. Немошкаленко, В. В. Тихонович, В. В. Горский, Л. М. Шелудченко, А. И. Ковалев, *Металлофизика*, **15**, № 4: 45 (1993).
21. Е. Э. Засимчук, Л. И. Маркашова, Т. В. Турчак, Н. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, В. Н. Параца, *Физическая мезомеханика*, **12**, № 2: 77 (2009).
22. В. А. Лихачев, В. Е. Панин, Е. Э. Засимчук, *Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации* (Киев: Наукова думка: 1989).
23. Yu. G. Gordienko and E. E. Zasimchuk, *Philos. Mag. A*, **70**, No. 1: 99 (1994).
24. Е. Э. Засимчук, Ю. Г. Гордиенко, В. И. Засимчук, *Металлофиз. новейшие технол.*, **24**, № 9: 1161 (2002).
25. Е. Э. Засимчук, В. И. Засимчук, *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, № 6: 803 (2006).
26. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 1: 59 (2021).

27. J. R. Baber, *J. Mech. Engineering Sci.*, **9**: 93 (1967).
28. А. В. Чичинадзе, *Расчет и исследование внешнего трения при торможении* (Москва: Наука: 1967).
29. В. А. Ляшко, М. М. Потемкин, *Трение и износ*, **16**, № 2: 238 (1995).
30. N. H. Coos and B. Bhushan, *Trans. ASME*, **95**, No. 1: 59 (1973).
31. B. Bhushan, *Introduction to Tribology. Second Edition* (John Wiley & Sons, Ltd: 2013).

REFERENCES

1. T. S. Skoblo and N. M. Mozharova, *Liteynoe Proizvodstvo*, **4**, No. 1: 2 (2008) (in Russian).
2. Yu. S. Bobro, M. F. Baranov, and O. I. Kovalenko, *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*, **4**, No. 1: 112 (1975) (in Russian).
3. V. A. Ignatov, V. K. Solenyy, V. L. Zhuk, and A. I. Tuyakhov, *Metall i Lityo Ukrainy*, **10**, No. 11: 31 (2001) (in Russian).
4. V. P. Gavriluk, V. I. Tykhonovych, I. A. Shalevskaya, and Yu. I. Gutko, *Abrazivostoykie Vysokokhromistye Chuguny* (Lugansk: Noulidzh: 2010) (in Russian).
5. E. V. Rozhkova, V. V. Rumyantsev, O. M. Romanov, and A. V. Treshchalin, *Metallurgiya Mashinostroeniya*, **1**, No. 4: 19 (2002) (in Russian).
6. B. A. Kirievskiy, L. G. Smolyakova, and T. K. Izyumova, *Litye Iznosostoykie Materialy: Sbornik* (Kiev: IPL AN USSR: 1978), p. 45 (in Russian).
7. V. V. Tykhonovych, O. M. Gripachevskiy, and V. G. Novytskyi, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 853 (2021) (in Ukrainian).
8. V. V. Gorskiy, A. N. Gripachevskiy, V. V. Tykhonovych, and V. N. Uvarov, *Usp. Fiz. Met.*, **4**, No. 4: 271 (2003) (in Russian).
9. A. I. Yurkova, Yu. V. Milman, and A. V. Byakova, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 1: 2 (2009) (in Russian).
10. V. I. Tykhonovych, *Sbornik 'Povyshenie Iznosostoykosti Litykh Materialov* (Kyiv: IPL AN USSR: 1983), p. 3 (in Russian).
11. N. S. Tsikunov, V. A. Batyrev, A. N. Gripachevskiy, and V. V. Tykhonovych, *Paket Programm dlya Obrabotki Rezultatov Kolichestvennogo Rentgenospektalnogo Mikroanaliza Metodm ZAF na Mini-EVM* (Kiev: Prepr./AN USSR. In-t Metallofiziki, 81.16: 1981) (in Russian).
12. V. V. Nemoshkalenko, V. V. Gorskiy, V. V. Tykhonovych, and I. A. Yakubcov, *Metallofizika*, **6**, No. 6: 93 (1984) (in Russian).
13. S. I. Bulychiev, V. P. Alehin, and A. P. Ternovskiy, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **2**: 58 (1976) (in Russian).
14. M. Kh. Shorshorov, S. I. Bulychiev, and V. P. Alekhin, *Metodicheskie Rekomendatsii po Issledovaniyu Fiziko-Mekhanicheskikh Svoystv Materialov Nepreryvnym Vdavlivaniem Nakonechnika* (Moscow: IMET AN SSSR: 1980) (in Russian).
15. V. A. Galanov, O. N. Grigorev, and Yu. V. Milman, *Problemy Prochnosti*, **11**: 93 (1983) (in Russian).
16. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Elektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
17. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskii i*

- Elektronno-Opticheskiy Analiz* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
18. V. V. Rybin, *Bolshie Plasticheskie Deformatsii i Razrushenie Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
19. R. Z. Valiev, A. V. Korznikov, and R. R. Mulyukov, *FMM*, No. 4: 70 (1992) (in Russian).
20. V. V. Nemoshkalenko, V. V. Tykhonovych, V. V. Gorskiy, L. M. Sheludchenko, and A. I. Kovalev, *Metallofizika*, **15**, No. 4: 45 (1993) (in Russian).
21. E. E. Zasimchuk, L. I. Markashova, T. V. Turchak, N. G. Chausov, A. P. Pilipenko, and V. N. Paraysa, *Fizicheskaya Mezomekhanika*, **12**, No. 2: 77 (2009) (in Russian).
22. V. A. Lihachev, V. E. Panin, and E. E. Zasimchuk, *Kooperativye Deformatsionnye Protsessy i Lokalizatsiya Deformatsii* (Kyiv: Naukova Dumka: 1989) (in Russian).
23. Yu. G. Gordienko and E. E. Zasimchuk, *Philos. Mag. A*, **70**, No. 1: 99 (1994).
24. E. E. Zasimchuk, Yu. G. Gordienko, and V. I. Zasimchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **24**, No. 9: 1161 (2002) (in Russian).
25. E. E. Zasimchuk and V. I. Zasimchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **28**, No. 6: 803 (2006) (in Russian).
26. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 1: 59 (2021) (in Ukrainian).
27. J. R. Baber, *J. Mech. Engineering Sci.*, **9**: 93 (1967).
28. A. V. Chichinadze, *Raschet i Issledovanie Vneshnego Treniya pri Tormozhenii* (Moscow: Nauka: 1967) (in Russian).
29. B. A. Lyashko and M. M. Potemkin, *Trenie i Iznos*, **16**, No. 2: 238 (1995) (in Russian).
30. N. H. Cooc and B. Bhushan, *Trans. ASME*, **95**, No. 1: 59 (1973).
31. B. Bhushan, *Introduction to Tribology. Second Edition* (John Wiley & Sons, Ltd: 2013).