

## METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.Qp, 62.25.-g, 68.35.Ct, 81.07.Bc, 81.16.Rf, 81.40.Pq

### **Вплив міді на формування зносостійких ультрадисперсних і наноструктурованих поверхневих шарів тертя хромистих сталей**

В. В. Тихонович, О. М. Грипачевський, В. Г. Новицький\*

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

*\*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,  
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,  
03142 Київ, Україна*

Досліджено вплив введення в сталь 120X15 структурно-вільних виділень міді ( $\epsilon$ -фази), у випадку її легування цим елементом в кількості 10% мас., на механізм формування на поверхнях тертя зносостійких наддрібнодисперсних покриттів, завдяки яким контактна пара сталь 120X15–сталь 20X13 переходить у стаціонарний режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зношенням. Показано, що ці покриття містять окремі шари, які утворюються під час нашарування на поверхні тертя мікрровиступів металу, що виникають внаслідок приробки вузлів тертя як результат локального руйнування металу і його перенесення між тілами. Встановлено, що легування сталі 120X15 10% мас. міді не змінює структуру і фазовий склад вихідного стопу, але при цьому додатково з'являються включення  $\epsilon$ -Cu фази. Залежно від розміру включення  $\epsilon$ -Cu фази мають різне походження і формуються з рідкого розтопу, аустеніту і фериту. Досліджено

---

Corresponding author: Viktor Vadymovych Tykhonovych  
E-mail: [tvv@imp.kiev.ua](mailto:tvv@imp.kiev.ua)

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

*\*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,  
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. V. Tykhonovych, O. M. Grypachevskiy, and V. G. Novytskyi, Effect of Copper on Formation of Wear-Resistant Ultradispersed and Nanostructured Surface Layers of Friction of Chromium Steels, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 853–886 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.07.0853](https://doi.org/10.15407/mfint.43.07.0853).

механізм впливу додаткового легування сталі 120X15 міддю на підвищення твердості і пружності стопу. Встановлено, що вплив міді на твердість і пружність сталі 120X15Д10 збільшується за пластичної деформації стопу завдяки руйнуванню сітки евтектичної складової, подрібненню і частковому розчиненню включень  $\varepsilon$ -Cu фази. Показано, що додаткове легування сталі 120X15 міддю знижує відмінність між механічними властивостями тіл, що утворюють вузол тертя. Тому, якщо у робочій парі сталь 120X15–сталь 20X13 шари тертя переважно формуються з металу сталі 120X15, то у робочій парі сталь 120X15Д10–сталь 20X13 внесок обох тіл у формування шарів тертя відрізняється не так помітно. Це призводить до рівномірного зношення тіл пари тертя і зменшення її сумарного зношення.

**Ключові слова:** тертя ковзання, зносостійкість, наноструктурований матеріал, ультрадисперсна структура, включення  $\varepsilon$ -Cu фази, поверхневі шари тертя, масоперенос.

The effect of introducing structurally free copper inclusions ( $\varepsilon$ -phase) into X120Cr15 steel on the mechanism of formation of wear-resistant ultradispersed coatings on friction surfaces is studied. Steel X120Cr15 is alloyed with 10% wt. Cu (X120Cr15Cu10). The formation of wear-resistant ultradispersed coatings on the friction surfaces leads to the transition of the friction pair steel X120Cr15–steel X20Cr13 into a stationary operating mode with the minimum friction coefficient and wear. The study shows that these 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 as a result of the local metal destruction and its transfer between bodies. As established, the alloying of X120Cr15 steel with 10% wt. Cu does not change the structure and phase composition of the initial alloy, but additionally,  $\varepsilon$ -Cu phase inclusions appear. Depending on the inclusion's size,  $\varepsilon$ -Cu phases have different origins and are formed from a liquid melt, austenite, and ferrite. The mechanism of influence of additional alloying of steel X120Cr15 with copper on the increase of the alloy's hardness and elasticity is studied. As established, the effect of copper on the hardness and elasticity of X120Cr15Cu10 steel increases during plastic deformation of the alloy due to the destruction of the network of the eutectic component, grinding, and partial dissolution of inclusions of the  $\varepsilon$ -Cu phase. The study shows that additional alloying of X120Cr15 steel with copper reduces the difference between the mechanical properties of the bodies forming friction units. Therefore, in the working pair of steel X120Cr15–steel X20Cr13, the friction layers are mainly formed from the metal of steel X120Cr15, and in the working pair of steel X120Cr15Cu10–steel X20Cr13, the contribution of both bodies to the formation of friction layers does not differ much. It leads to more uniform wear of the friction pair bodies and a drop in its total wear.

**Key words:** sliding friction, wear resistance, nanostructured material, ultradispersed structure, inclusion of  $\varepsilon$ -Cu phase, surface layers of friction, mass transfer.

*(Отримано 2 березня 2021 р.)*

## 1. ВСТУП

В багатьох випадках ефективність застосування різних приладів, машин і технологічного обладнання в значній мірі визначається характеристиками підшипників ковзання, що входять до їх складу. Вони визначають технічні характеристики обладнання, коефіцієнт його корисної дії та довговічність. У більшості випадків для виготовлення підшипників ковзання застосовують пари тертя: сталь–стопа на основі міді (бронзи або латуні). Проте використання подібних пар тертя обмежується високою вартістю мідних стопів і їхньою нездатністю працювати за високих навантажень в агресивних середовищах. Для надійної роботи вузлів тертя в абразивних і агресивних середовищах за наявності великих питомих навантажень необхідно використовувати 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 сталей. Високохромисті сталі зарекомендували себе як зносостійкі матеріали, що володіють комплексом необхідних механічних і спеціальних властивостей. Вибір хімічного складу сталей обумовлювався умовами їх експлуатації [1–6]. Але трибологічні характеристики цих сталей 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 хрома, які застосовують в екстремальних умовах роботи. Вирішення зазначеної проблеми може бути засноване на легуванні міддю цих стопів.

Раніше вже проводили дослідження структури, механічних і трибологічних властивостей залізовуглецевих стопів, що містять мідь. Об'єктами досліджень переважної більшості робіт [7–20] були термічно оброблені чавуни, доевтектоїдні і заевтектоїдні низьколеговані сталі, додатково леговані різною кількістю міді. В цих стопах було зафіксовано різноманітність форм і розмірів частинок утвореної на основі міді  $\varepsilon$ -фази. Класифікація частинок  $\varepsilon$ -Cu за розмірами, а також механізм і умови утворення цієї фази детально описані в роботах [7, 8, 13–15]. Показано, що частки  $\varepsilon$ -фази можуть чинити істотний вплив на механічні та триботехнічні властивості матеріалів. Зазначено зростання твердості і границі міцності у разі підвищення у стопах вмісту міді за рахунок механізмів дислокаційного зміцнення [7–20]. Значно менше уваги присвячено дослідженню впливу надмірного вмісту міді (понад межі розчинності в  $\alpha$ - і  $\gamma$ -фазах) і карбідоутворюючих модифікаторів на формування гетерогенної структури і триботехнічних характеристик високохромистих чавунів і заевтектоїдних хромистих сталей [21–23]. Припускалось, що у разі виходу на поверхню тертя включень  $\varepsilon$ -фази діє по-

двійний ефект від присутності в чавунах міді: напашарування на поверхні контакту пластичної мідної фази та специфічна поведінка збагаченого міддю поверхневого шару, в якому мідь істотно впливає на позитивний градієнт механічних властивостей.

Проте є ряд питань, відповіді на які в сучасній літературі не відображені або представлені обмежено. Незважаючи на детальне вивчення на сучасному обладнанні структури і механічних властивостей залізовуглецевих стопів, комплексно зміцнених компактними частинками на мідній основі ( $\epsilon$ -фази), автори робіт не приділяли належної уваги дослідженню на сучасному рівні фізичних процесів, які відбуваються в зоні контактної взаємодії металів під час тертя ковзання. Тому механізм впливу структури і механічних властивостей легованих міддю стопів на коефіцієнт тертя і зносостійкість підшипників ковзання майже не вивчений. З урахуванням викладеного мета даної роботи полягала у вивченні особливостей впливу легування високохромистих заевтектоїдних сталей міддю на фізико-хімічні процеси, що відбуваються у поверхневих шарах металів через тертя, де структурно-фазові перетворення, за інтенсивних імпульсних зовнішніх впливів, докорінно відрізняються від традиційних механізмів фізико-хімічних взаємодій металів в умовах близьких до рівноважних. Тому детальне комплексне дослідження впливу міді на закономірності формування та фізико-механічні властивості наноструктурованих і ультрадисперсних поверхневих шарів тертя високохромистих сталей має велике значення як для розвитку наших знань у галузі фундаментальної та прикладної фізики, так і для науково-обґрунтованого вибору трибосистем за заданих умов експлуатації.

## 2. ОБ'ЄКТИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

За об'єкти дослідження обрано дві контактні пари тертя: сталь 120X15 (колодка)–сталь 20X13 (диск) і сталь 120X15Д10 (колодка)–сталь 20X13 (диск). Підшипники ковзання, виготовлені зі сталей 120X15 і 20X13, добре зарекомендували себе для експлуатації у машинах і технологічному обладнанні енергетичної, будівельної, нафто- і гірничодобувної промисловості. Тому підвищення їхніх триботехнічних і експлуатаційних характеристик за рахунок введення в сталь 120X15 структурно-вільних виділень міді ( $\epsilon$ -фази) у разі її легування цим елементом в кількості, що перевищує межу розчинності у твердому стані, має одразу науковий і практичний інтерес.

Стопи для досліджень вагою 2 кг витоплювали у лабораторній індукційній печі в алундовому тиглі. Температуру вимірювали за допомогою потенціометра КСП-4 і термопари ТВР-5/20. Як шихтові матеріали застосовували залізо армко, ферохром, мідь електролі-

тичну і феротитан. Як шлакоутворювальні матеріали застосовували вапно і плавиковий шпат. Для витоплення стопу 120X15Д10 застосовували термочасову обробку розтопу. Топлення здійснювали за такою технологією: після повного розтоплення шихти базового стопу Fe–Cr–C розтоп перегрівали на 250–280°C над лінією ліквідусу, тобто не нижче температури гомогенізації, і витримували за цієї температури впродовж 6–8 хвилин. Після витримки розтоп охолоджували шляхом порційного введення шматочків міді, частково ферохрому і феротитану. Для охолодження розтопу в усьому об'ємі проводили перемішування, що дозволило зберегти квазігомогенний розшарований рідкий розчин у субмікрооб'ємах. Після введення усіх компонентів розтоп розкислювали силікокальцієм з масовою часткою 0,2%. Заливку в суху земляну форму проводили після досягнення температури на 80–100°C вище лінії ліквідусу.

Добавка в стоп 120X15Д10 титану в кількості 0,3% мас. надає модифікуючий вплив його структурі, сприяючи більш рівномірному розподілу високомідистих виділень  $\epsilon$ -фази в об'ємі відливки і робить їх форму більш кулевидною. Мабуть, у разі введення титану в розтопі утворюється тяжкотопкий карбід TiC, кристалічна ґратниця якого ізоморфна ґратниці міді. Карбіди титану, що утворилися, можуть двояко впливати на кристалізацію  $\epsilon$ -фази: 1) служити центрами кристалізації завдяки ізоморфності кристалічних ґратниць; 2) створювати сприятливі умови для концентрації частинок рідкого розчину на основі міді, утворюючи навколо себе збіднені вуглецем зони. У подібних умовах реалізується кристалізація високомідистої фази в формі, що має мінімальну поверхневу енергію, тобто кулевидної.

Від кожного топлення відбирали проби металу на хімічний аналіз. Вміст вуглецю визначали методом спалювання у потоці кисню, кількість легуючих елементів — на рентгенівському флуоресцентному квантометрі. Результати хімічного аналізу сталей наведені в табл. 1.

Структура металевої матриці досліджуваних стопів в литому стані переважно аустенітна. Відомо [4], що така структура не завжди є оптимальною з точки зору зносостійкості і механічної обробки різанням. Є широкі можливості шляхом термічної обробки змінити структуру металевої матриці стопів і, як наслідок, одержати бажані фізико-механічні властивості. Тому одержані після лиття стопи піддавали додатковій термічній обробці. Сталі 120X15 і 120X15Д10 піддавали термічній обробці, яка полягала 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 600°C протягом 1 години. Термічна обробка сталі 20X13 складалася з нагріву до температури 1020°C (витримка 45

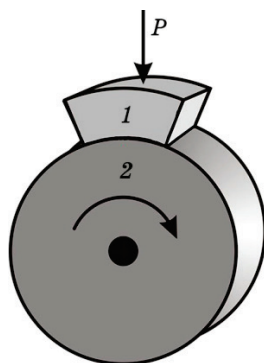
**ТАБЛИЦЯ 1.** Хімічний склад (% мас.) сталей.**TABLE 1.** Chemical composition (% wt.) of steels.

Хімічний елемент	Сталь 120X15	Сталь 120X15Д10	Сталь 20X13
Fe	82,77	72,84	86,77
Cr	15,56	15,28	12,40
Mn	0,32	0,24	0,27
Si	0,05	0,08	0,21
Cu	0,03	9,92	0,09
Ti	0,03	0,30	0,01
P	0,01	0,02	0,02
S	0,02	0,01	0,02
C	1,21	1,30	0,21

Сума концентрацій інших домішок не перевищувала 0,1% мас.

хв), загартування в маслі і відпуску за температури 520°C протягом 1 години.

Випробовування матеріалів на тертя проводилось у водно-повітряному середовищі на стандартній машині тертя 2070СМТ-1 в умовах тертя ковзання за нормального навантаження  $5 \cdot 10^6$  Н/м<sup>2</sup> та швидкості ковзання 1м/с за схемою колодка–диск (рис. 1). Досліджувались дві контактні пари тертя: сталь 120X15 (колодка)–сталь 20X13 (диск) і сталь 120X15Д10 (колодка)–сталь 20X13 (диск). Відношення площі колодки до площі диска (коефіцієнт взаємного перекриття)  $k \approx 0,08$ . Середньоквадратичні похибки вимірів вагового зношення сталей не перевищували  $5 \cdot 10^{-6}$  Г/м.

**Рис. 1.** Схема випробовування матеріалів на тертя. 1 — колодка, 2 — диск.**Fig. 1.** Scheme of friction testing of materials. 1—pad, 2—disk.

Морфологія та хімічний склад поверхневих шарів тертя досліджувались за допомогою сканівного електронного мікроскопу JSM-6490LV компанії JEOL Ltd., який був додатково обладнаний енергодисперсійним спектрометром (ЕДС) INCA Energy 350 Premium з кремнієвим дрейфовим детектором, спектрометром з хвильовою дисперсією INCA Wave 500 та детектором дифракції відбитих електронів HKL Channel 5 EBSD виробництва OXFORD Instruments Analytical Ltd. (Великобританія). Дослідження проводили за прискорювальної напруги 20 кВ та струмі пучка 7 нА. Для дослідження структури поверхонь тертя реєструвались зображення у режимі вторинних електронів. Розрахунок концентрацій елементів за одержаними спектрами проводили методом матричних виправлень. Використовували найсучаснішу схему корекції матричних ефектів XPP компанії OXFORD Instruments Analytical Ltd., розроблена Rouchou і Pichoir. Метод корекції XPP був обраний завдяки хорошій точності розрахунків, особливо для випадків сильного поглинання, таких як аналіз легких елементів у важкій матриці. Це дозволило підвищити точність визначення концентрації активних хімічних елементів робочого середовища в шарах тертя сталей.

Локальний хімічний склад структурних складових сталей і зносостійких поверхневих шарів тертя додатково вимірювали за допомогою рентгенівського мікрозонду MS-46 фірми «CAMECA», Франція. Кількістний аналіз хімічного складу проводили на косих шліфах по крапкам за режимів зонду 20 кВ, 13 нА. Для розрахунку концентрацій застосовувалась програма ZOND [24], яка обчислювала поправки на поглинання, флуорисценцію та атомний номер. Сумарна похибка розрахунку концентрацій металевих компонентів в шарах тертя не перевищувала 0,5% мас.

Металографічні дослідження проводились на оптичному мікроскопі Neophot-30. Для захисту поверхневого шару тертя від можливих ушкоджень для приготування торцевих шліфів на їхню поверхню попередньо електролітично осаджували шар нікелю товщиною біля 300 мкм. Одночасно застосовували сульфаміновий електроліт. Осаджування тривало 6–7 годин за щільності струму 5 А/дм<sup>2</sup> і за температури електроліту 50–60°C.

Трансмісійні електронно-мікроскопічні дослідження мікроструктури та фазового складу шарів тертя сталей проводили на електронному мікроскопі JEM-200CX (JEOL Ltd.) за прискорювальної напруги 200 кВ. З метою одержання зразків, що дозволяють вивчати метал по всій глибині зони контактної взаємодії сталей, використовували спеціально розроблену методику, докладно описану в роботі [25]. Для виключення забруднення об'єкту вуглецевою плівкою, що є продуктом розкладу пари дифузійної олії, застосовували охолоджений рідким азотом екран.

Зйомку дифрактограм для фазового аналізу робили на стандарт-

ному рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3М за режиму  $U = 40$  кВ і  $I = 20$  мА в  $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -випромінюванні з цифровою реєстрацією інтенсивності. Зйомку проводили в покроковому режимі з кроком  $\Delta 2\theta = 0,02^\circ$  і  $0,05^\circ$  і експозицією в кожній точці 5 с. Аналіз матеріалів виконували в геометрії відбитого випромінювання.

Вимірювання твердості за Роквеллом проводили на приладі УТ 5011 відповідно до Держстандарту 9013-59 (ІСО 6508-86). Вимірювання мікротвердості проводили на мікротвердомірі ПМТ-3 відповідно до Держстандарту 2999-75. Використовували алмазний накопичувач Віккерса. Навантаження на індентор дорівнювало 0,5 Н.

Мікромеханічні випробування матеріалу зон контактної взаємодії сталей 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 отримала розвиток в роботах [26–28]. 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 пружнопластичної деформації  $A$  матеріалу у разі проникнення індентора.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2 видно, що у випадку, коли вузол тертя складається з пари сталь 120Х15 (колодка)–сталь 20Х13 (диск), відбувається нерівномірне зношування тіл, що його утворюють. Зношення сталі 120Х15 більше ніж в два рази перевищує зношення сталі 20Х13. Це суттєво знижує ресурс роботи підшипників ковзання, що зроблені з цих матеріалів. Тому для підвищення триботехнічних характеристик сталі 120Х15 в її об'єм вводили структурно-вільні виділення міді ( $\epsilon$ -фаза), у разі додаткового легування цим елементом в кількості, що перевищує межу його розчинності у твердому стані. Як видно з рис. 2, зносостійкість сталі 120Х15Д10 в два рази вища за зносостійкість сталі 120Х15. Це призводить до більш рівномірного зношення тіл пари тертя та зниження її сумарного зношення.

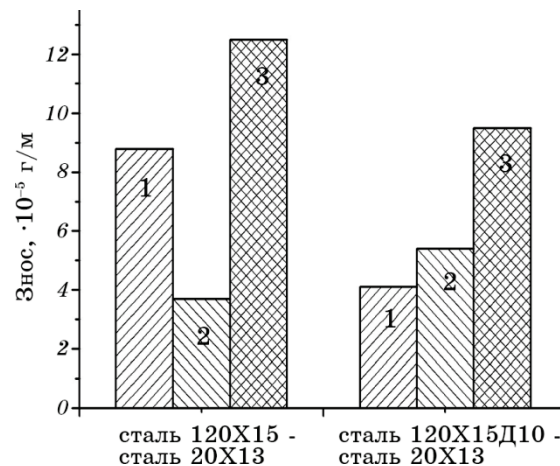
Залежності коефіцієнтів тертя від шляху тертя для обох контактних пар наведені на рис. 3. Видно, що введення в сталь 120Х15 структурно-вільних виділень міді скорочує шлях тертя, необхідний для переходу системи з режиму прироблення в стаціонарний режим з мінімальними коефіцієнтом тертя і зношенням. Водночас, знижу-



ється значення коефіцієнту тертя в стаціонарному режимі роботи.

Раніше було показано [29–31], що перехід пари тертя сталь 120X15–сталь 20X13 в стаціонарний режим роботи з мінімальними зношенням і коефіцієнтом тертя відбувається завдяки самоорганізації на поверхнях контакту обох тіл зносостійких наддрібнодисперсних покриттів (рис. 4, зона А). Ці покриття складаються з якісно нового наддрібнозернистого матеріалу, який може містити до 35 ат. % активних хімічних елементів робочого середовища, що не утворюють будь-яких хімічних сполук з атомами вихідних металів. Матеріал покриттів має високі в порівнянні з деформованим вихідним металом твердість і пружність і більш стійкий до зовнішніх циклічних термомеханічних навантажень. Завдяки цим властивостям самоорганізовані зносостійкі покриття з цього матеріалу забезпечують перехід контактної пари тертя в стаціонарний режим роботи з мінімальними зношенням і коефіцієнтом тертя. Тому для розуміння механізму впливу додаткового легування сталі 120X15 міддю на трибологічні характеристики вузлів тертя необхідно детально вивчити її роль в процесі формування цих покриттів.

Аналіз еволюції структурно-фазових перетворень в зоні контактної взаємодії пар тертя сталь 120X15–сталь 20X13 і сталь 120X15Д10–сталь 20X13 свідчить про те, що в обох випадках пере-



**Рис. 2.** Залежність сумарного зношення вузла тертя і зношення тіл, що його утворюють, від присутності в сталі 120X15 міді. 1 — зношення колодки (сталі 120X15 і 120X15Д10), 2 — зношення диска (сталь 20X13), 3 — сумарне зношення вузла тертя.

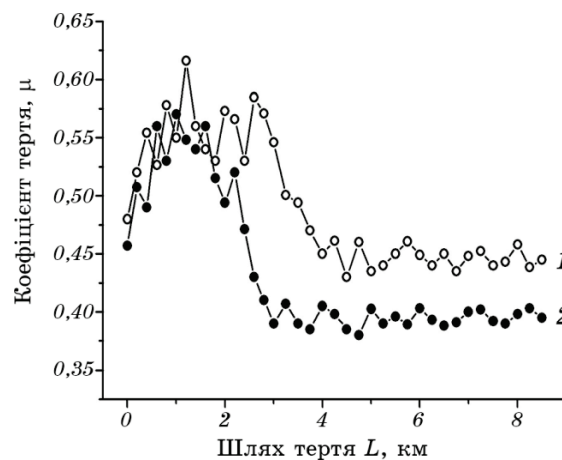
**Fig. 2.** Dependence of the total wear of the friction unit and the wear of bodies forming it on the presence of copper in steel X120Cr15. 1—pad wear (steels X120Cr15 and X120Cr15Cu10), 2—disc wear (steel X20Cr13), 3—total wear of the friction unit.

хід трибосистем з режиму приборки в стаціонарний режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зношенням відбувається лише після самоорганізації на поверхнях контакту обох тіл зносостійких покриттів (рис. 5, зона А) в кількості, достатній для повного екранування під час роботи деформованого вихідного металу, що знаходиться під ними (рис. 5, зона В). Вони утворюються в результаті фізико-хімічних процесів, що відбуваються в приповерхневій зоні контактуючих тіл в початковий період тертя на стадії приборки, і займають від 45 до 90 відсотків робочої поверхні тіл, що труться.

Структурно-фазові перетворення в контактній зоні тертя сталі 20Х13 аналогічні тим, що спостерігаються у сталях 120Х15 і 120Х15Д10. Тому надалі для виключення повторень зосередимося на описі процесів які відбуваються у сталях 120Х15 і 120Х15Д10.

Морфологію робочих поверхонь досліджували за допомогою сканівної електронної мікроскопії. На рис. 6 представлені типові ділянки робочих поверхонь сталей 120Х15 і 120Х15Д10 після переходу пар тертя в сталій режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зношенням. Структура бокових границь поверхневих зносостійких покриттів (зона А, рис. 6) свідчить про те, що в обох випадках вони складаються з окремих шарів і є результатом багаторазового нашарування на поверхні тертя мікрооб'ємів металу.

Більш детальне дослідження структури зносостійких самоорганізованих покриттів проводили на косих шліфах зразків під кутом 30 градусів до поверхні тертя (рис. 5). В обох робочих пар ці пок-



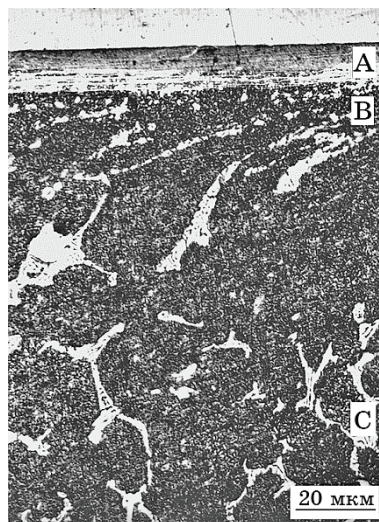
**Рис. 3.** Залежності коефіцієнтів тертя від шляху тертя для контактних пар: сталь 120Х15–сталь 20Х13 (1) і сталь 120Х15Д10–сталь 20Х13 (2).

**Fig. 3.** Dependences of friction coefficients on the friction path for contact pairs: steel X120Cr15–steel X20Cr13 (1) and steel X120Cr15Cu10–steel X20Cr13 (2).

риття складаються з окремих шарів тертя з чіткою границею між ними, загальна кількість яких змінюється уздовж робочої поверхні. Після відповідного травлення шарів тертя зносостійких покриттів растрова електронна мікроскопія дозволяє спостерігати зменшення розмірів їхніх зерен під час руху від початку до кінця шару. Кінцева частина багатьох шарів тертя складається з ділянок, які не піддаються травленню (рис. 7).

Для детальнішого аналізу мікроструктури і фазового складу окремих шарів тертя, що утворюють зносостійкі самоорганізовані покриття, використовували трансмісійну електронну мікроскопію. Мікроструктуру і фазовий склад поверхневих шарів тертя робочої пари сталь 120Х15Д10–сталь 20Х13 досліджували на ділянках поверхні тертя, де були відсутні великі глобулярні включення  $\varepsilon$ -Си фази, через складність приготування тонких фольг для просвічуючої електронної мікроскопії у зв'язку з різною швидкістю травлення міді і матеріалу поверхневих шарів тертя.

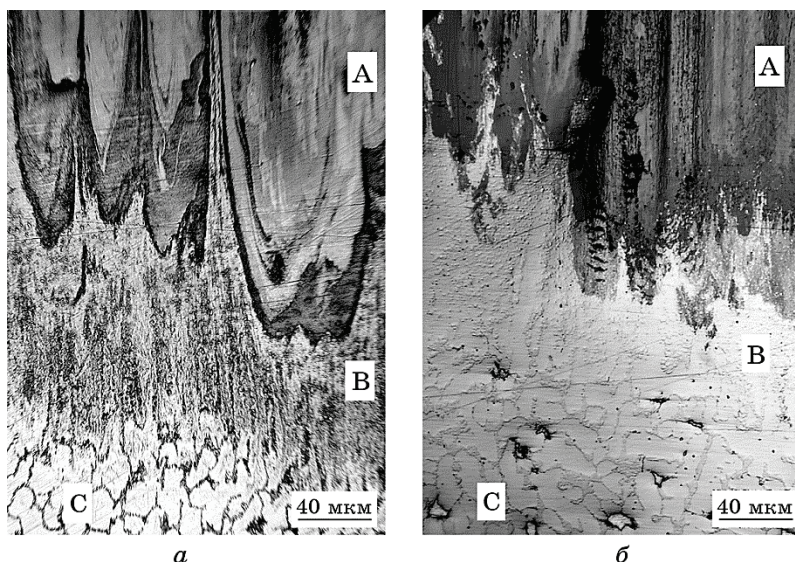
Для обох робочих пар мікроструктура шарів тертя змінюється в напрямку нашарування металу від ультрадисперсної кристалічної структури з ґратницею ОЦК-заліза до кристалоаморфної наноструктури, що знаходиться в кінці багатьох шарів. Кристалоаморфна



**Рис. 4.** Структура зони контактної взаємодії сталі 120Х15 після випробувань на тертя. Торцевий шліф. А — зносостійкі наддрібнодисперсні покриття, В — деформований вихідний метал, С — недеформований вихідний метал.

**Fig. 4.** The structure of the contact interaction zone of steel 120X15 after friction tests. Cross-section. A—wear-resistant ultradispersed coatings, B—deformed initial metal, C—undeformed initial metal.

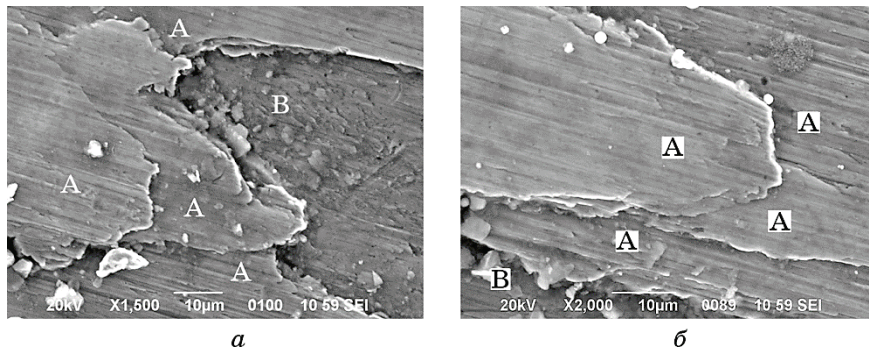
наноструктура має чітко окреслену границю з ультрадисперсним матеріалом. Розмір зерен водночас зменшується уздовж шарів тертя від 140 до 5 нм, для робочої пари сталь 120X15–сталь 20X13, і від 110 до 5 нм, для робочої пари сталь 120X15Д10–сталь 20X13. З ростом ступеня фрагментації структури збільшується азимутальне розщеплення рефлексів заліза на мікродифрактограмах, що свідчить про більшу просторову разорієнтацію зерен. Границі зерен шарів тертя переважно утворені дислокаційними ансамблями і мають просторово протяжну форму. Зі збільшенням ступеня фрагментації структури і просторової разорієнтації її зерен істотно збільшується об'ємна частка приграничних областей. Ступінь фрагментації структури шарів тертя не є постійним і змінюється у разі переходу від шару до шару. Хоча кінцева частина більшості шарів тертя має кристалоаморфну наноструктуру, деякі з них цілком складаються з ультрадисперсної кристалічної структури. Мікроструктура і електронограмми ультрадисперсної і нанокристалічної ділянок одного з шарів тертя робочих пар сталь 120X15–сталь 20X13 і сталь 120X15Д10–сталь 20X13 наведені на рис. 8 і 9.



**Рис. 5.** Структура зони контактної взаємодії сталей 120X15 (*a*) і 120X15Д10 (*б*) після випробувань на тертя. Косий шліф під кутом 30°. А — зносостійкі наддрібнодисперсні покриття, В — деформований вихідний метал, С — недеформований вихідний метал.

**Fig. 5.** The structure of the zone of contact interaction of steels X120Cr15 (*a*) and X120Cr15Cu10 (*б*) after friction tests. Oblique section at an angle of 30°. A—wear-resistant ultradispersed coatings, B—deformed initial metal, C—undeformed initial metal.

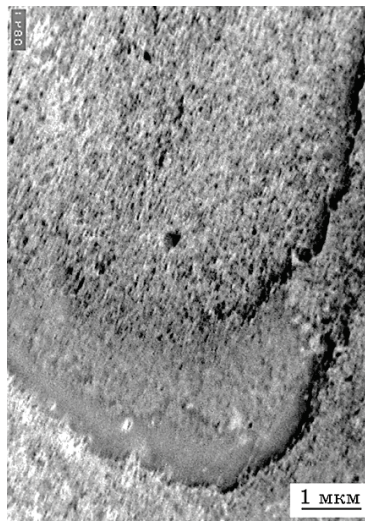




**Рис. 6.** Структура поверхонь тертя сталей 120Х15 (*а*) і 120Х15Д10 (*б*). А — зносостійкі наддрібнодисперсні покриття, В — деформований вихідний метал.

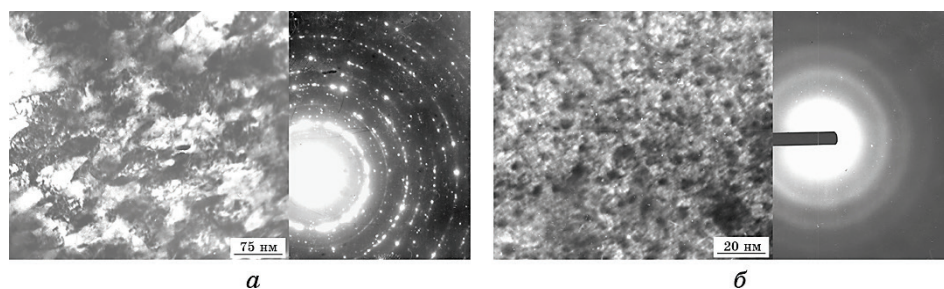
**Fig. 6.** The structure of the friction surfaces of steels X120Cr15 (*a*) and X120Cr15Cu10 (*b*). A—wear-resistant ultradispersed coatings, B—deformed initial metal.

На мікродифрактограмах від початкової частини шарів тертя обох контактних пар крім рефлексів, відповідних ОЦК-залізу, присутні також рефлекси карбідів типу  $\text{Me}_7\text{C}_3$ , а на мікродифрактограмах від початкової частини шарів тертя робочої пари сталь



**Рис. 7.** Структура шарів тертя поверхневих зносостійких покриттів сталі 120Х15.

**Fig. 7.** The structure of the friction layers of surface wear-resistant coatings of steel X120Cr15.



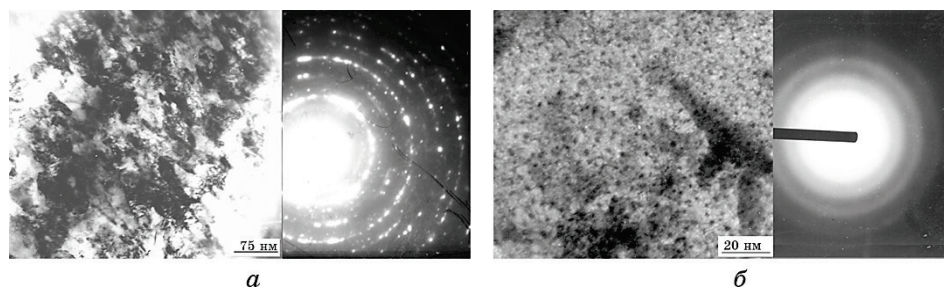
**Рис. 8.** Мікроструктура і електронограми ультрадисперсної (а) і наноструктурної (б) частин одного з шарів тертя робочої пари сталь 120X15–сталь 20X13.

**Fig. 8.** Microstructure and electron diffraction patterns of the ultradispersed (a) and nanostructured (б) parts of one of the friction layers of the working pair of steel X120Cr15–steel X20Cr13.

120X15Д10–сталь 20X13 також рефлекси  $\varepsilon$ -Cu фази.

У разі руху вздовж шарів тертя в напрямку нашарування металу, на мікродифрактограмах зникають рефлекси, відповідні карбідній і  $\varepsilon$ -Cu фази. Це свідчить про те, що інтенсивна пластична деформація мікрооб'ємів металу, у разі їх нашарування на поверхні тертя, призводить до розчинення цих фаз. Про часткове розчинення карбідної фази в ході розвиненої пластичної деформації прокатаного заліза свідчать також дані роботи [32].

Розшифровка дифрактограми вихідного металу сталі 120X15Д10, одержаної за допомогою рентгеноструктурного аналізу, свідчить про присутність в стопі твердого розчину на основі  $\alpha$ -Fe



**Рис. 9.** Мікроструктура і електронограми ультрадисперсної (а) і наноструктурної (б) частин одного з шарів тертя робочої пари сталь 120X15Д10–сталь 20X13.

**Fig. 9.** Microstructure and electron diffraction patterns of the ultradispersed (a) and nanostructured (б) parts of one of the friction layers of the working pair of steel steel X120Cr15Cu10–steel X20Cr13.

з параметром елементарної комірки  $2,873 \text{ \AA}$ , карбідної фази  $\text{Me}_7\text{C}_3$  і фази  $\varepsilon\text{-Cu}$  з параметром елементарної комірки  $3,624 \text{ \AA}$ . На дифрактограмах, знятих від поверхні тертя, збільшується параметр елементарної комірки  $\alpha\text{-заліза}$  до  $2,879 \text{ \AA}$ , про що свідчить зсув піків в сторону менших кутів. Збільшення параметру  $\alpha\text{-Fe}$  від  $2,873 \text{ \AA}$  до  $2,879 \text{ \AA}$  може бути пояснено розчиненням міді в феритній матриці поверхневих шарів тертя. Слід підкреслити, що в більшості робіт, присвячених аналізу стопів системи  $\text{Fe-Cu}$ , відзначено практично повну відсутність розчинності міді в залізі за кімнатної температури [33]. На дифрактограмах, знятих від поверхні тертя, знижується інтенсивність піків міді і карбідної фази, що підтверджує дані електронної мікроскопії про їх часткове розчинення.

У всіх випадках у разі переходу від одного шару тертя до іншого спостерігається стрибкоподібна зміна ступеня фрагментації структури. У межах одного шару тертя розмір зерен і їх просторова орієнтація змінюються плавно. Це підтверджує зроблене раніше припущення про те, що кожен з шарів тертя, що утворюють зносостійкі самоорганізовані покриття (зони А), формується внаслідок окремого акту нашарування мікрооб'ємів металу на поверхні контакту взаємодіючих тіл.

Хімічний склад окремих шарів тертя, що утворюють зносостійкі самоорганізовані покриття (зони А) на поверхнях контакту робочих пар сталь 120Х15–сталь 20Х13 і сталь 120Х15Д10–сталь 20Х13, досліджували за допомогою локального рентгеноспектрального аналізу. Також проводили локальний рентгеноспектральний аналіз хімічного складу вихідного металу сталей 120Х15, 120Х15Д10 і 20Х13 на ділянках, розташованих безпосередньо під зносостійкими самоорганізованими покриттями (зони В) і на глибині зразків всередині сітки з первинних евтектичних карбідів (зони С). Результати цього аналізу наведені в табл. 2. Для сталі 120Х15Д10 вибирали ділянки без великих глобулярних включень  $\varepsilon\text{-Cu}$  фази.

В таблицях 3 і 4 наведено хімічний склад характерних шарів тертя, що утворюють зносостійкі самоорганізовані покриття на поверхнях контакту сталей 120Х15 і 120Х15Д10. Хімічний склад шарів тертя сталі 20Х13 майже не відрізняється від наведеного таблицях.

Для обох пар тертя характерною особливістю хімічного складу шарів тертя є присутність в них великої кількості атомів Оксигену. У разі руху вздовж окремих шарів в напрямку нашарування металу концентрація кисню в матеріалі може збільшуватися від 3 до 31 ат.%, але співвідношення кількості атомів хімічних елементів вихідних металів ( $\text{Fe}$ ,  $\text{Cr}$ ,  $\text{Si}$ ,  $\text{Mn}$ ,  $\text{Cu}$  і  $\text{C}$ ) в межах кожного з шарів тертя залишається майже незмінним.

У таблицях 2–4 величини  $C_i/(C_{\text{Fe}} + C_{\text{Cr}} + C_{\text{Si}} + C_{\text{Mn}} + C_{\text{Cu}} + C_{\text{C}})$  відповідають відносній кількості атомів певного типу в загальній кількості атомів вихідного металу сталей. Видно, що хоча хімічний склад

**ТАБЛИЦЯ 2.** Хімічний склад (ат.%) металевої матриці вихідного металу сталей 120X15, 120X15Д10 і 20X13 на ділянках, розташованих безпосередньо під зносостійкими покриттями (зони В) і на глибині зразків (зони С).

**TABLE 2.** Chemical composition (at.%) of the metal matrix of the initial metal of steels X120Cr15, X120Cr15Cu10, and X20Cr13 on the sites located directly under wear-resistant coatings (zone B) and on depth of samples (zone C).

		Сталь 120X15		Сталь 120X15Д10		Сталь 20X13	
		Зона В	Зона С	Зона В	Зона С	Зона В	Зона С
Хімічний склад, ат.%	Fe	78,51	80,33	73,10	75,29	85,15	85,10
	Cr	15,70	14,62	15,38	14,48	13,01	13,06
	Si	0,10	0,12	0,16	0,18	0,45	0,42
	Mn	0,32	0,30	0,25	0,18	0,29	0,26
	Ti	0,02	0,03	0,33	0,31	0,01	0,01
	Cu	0,03	0,02	5,02	4,62	0,08	0,07
	P	0,02	0,02	0,03	0,03	0,03	0,04
	S	0,03	0,03	0,02	0,03	0,04	0,04
	O	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
	C	5,27	4,53	5,71	4,88	0,94	1,00
$C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Cu} + C_{Si} + C_{Mn} + C_C)$	Fe	0,79	0,80	0,73	0,75	0,85	0,85
	Cr	0,16	0,15	0,15	0,15	0,13	0,13
	Cu	0,00	0,00	0,05	0,05	0,00	0,00
	C	0,05	0,05	0,06	0,05	0,01	0,01

матеріалу вздовж окремих шарів тертя змінюється, в межах кожного з них ці величини залишається постійними. У разі переходу від одного з шарів тертя до іншого може спостерітися зміна співвідношення цих атомів. Це свідчить про те, що кожен з шарів тертя, що входить до складу зносостійких самоорганізованих покриттів, формується внаслідок окремого акту нашарування металу на поверхні контакту, яке супроводжується насиченням матеріалу атомами Оксигену з робочого середовища за рахунок термомеханічної деградації молекул води в місцях контакту мікроступів. Можна припустити, що інтенсивна пластична деформація стопів на етапі приробки пар тертя призводить до виникнення на окремих ділянках робочих поверхонь сильних адгезійних зв'язків, локального руйнування металу і утворення мікроступів, які потім нашаровуються на робочі поверхні за рахунок багаторазової прокатки між валом і колодкою.

При цьому, внаслідок локального руйнування металу, може від-



**ТАБЛИЦЯ 3.** Хімічний склад (ат.%) зносостійких поверхневих шарів тертя сталі 120X15.**TABLE 3.** Chemical composition (at.%) of wear-resistant surface friction layers of steel X120Cr15.

		Шар тертя 1			Шар тертя 2			Шар тертя 3		
		Поча-ток	Сере-дина	Кінець	Поча-ток	Сере-дина	Кінець	Поча-ток	Сере-дина	Кінець
Хімічний склад, ат. %	Fe	75,22	64,35	54,83	78,27	71,78	64,15	81,79	70,84	61,11
	Cr	15,21	13,14	11,21	14,62	13,42	12,01	12,49	10,82	9,33
	Si	0,09	0,09	0,08	0,21	0,19	0,17	0,44	0,38	0,32
	Mn	0,30	0,29	0,25	0,31	0,28	0,25	0,28	0,25	0,21
	Ti	0,02	0,02	0,01	0,02	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01
	Cu	0,03	0,02	0,02	0,05	0,04	0,03	0,08	0,07	0,06
	P	0,02	0,02	0,01	0,02	0,02	0,01	0,03	0,02	0,02
	S	0,03	0,02	0,02	0,04	0,03	0,03	0,04	0,03	0,03
	O	4,29	17,91	30,05	2,56	10,63	20,11	3,89	16,75	28,19
$C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Si} + C_{Mn} + C_{Cu} + C_C)$	C	4,79	4,14	3,52	3,90	3,59	3,23	0,95	0,83	0,72
	Fe	0,79	0,78	0,78	0,80	0,80	0,80	0,85	0,85	0,85
	Cr	0,16	0,16	0,16	0,15	0,15	0,15	0,13	0,13	0,13
	Cu	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
	C	0,05	0,05	0,05	0,04	0,04	0,04	0,01	0,01	0,01

буватися його перенесення між тілами, які утворюють вузол тертя. Тому внесок металу різних сталей в утворення мікровиступів може змінюватися в ході тертя. Знаючи величини  $C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Si} + C_{Mn} + C_{Cu} + C_C)$  для кожного з шарів тертя, можна оцінити внесок металу кожного з взаємодіючих тіл в їх утворення. Наприклад, з даних таблиці 3 слідує, що шар тертя № 1 на поверхні сталі 120X15 був сформований головним чином з металу сталі 120X15, шар тертя № 3 — з металу сталі 20X13, а шар тертя № 2 — з металу обох сталей. Водночас внесок металу сталі 120X15 в утворення шару тертя № 2 був домінантним. Дані таблиці 4 свідчать, що шар тертя № 1 на поверхні сталі 120X15Д10 був сформований головним чином з металу сталі 120X15Д10, шар тертя № 3 — з металу сталі 20X13, а шар тертя № 2 — з металу обох сталей. До цього внесок металу обох сталей в утворення шару тертя № 2 був приблизно рівним.

Також слід відзначити, що шари тертя (зона А) містять більшу кількість міді в порівнянні з розташованим безпосередньо під ними деформованим вихідним металом (зона В), нашарування якого на робочі поверхні призводить до їх утворення (табл. 2–4). Це відбува-

**ТАБЛИЦЯ 4.** Хімічний склад (ат. %) зносостійких поверхневих шарів тертя сталі 120X15Д10.**TABLE 4.** Chemical composition (at. %) of wear-resistant surface friction layers of steel X120Cr15Cu10.

		Шар тертя 1			Шар тертя 2			Шар тертя 3		
		Поча-ток	Сере-дина	Кінець	Поча-ток	Сере-дина	Кінець	Поча-ток	Сере-дина	Кінець
Хімічний склад, 75,98 ат. %	Fe	68,44	62,17	56,99	70,35	66,24	62,05	78,72	70,57	62,26
	Cr	14,63	13,31	12,00	13,54	12,72	11,85	12,01	11,19	9,87
	Si	0,15	0,14	0,11	0,32	0,30	0,28	0,43	0,37	0,33
	Mn	0,24	0,21	0,20	0,27	0,25	0,23	0,27	0,23	0,20
	Ti	0,31	0,27	0,26	0,31	0,29	0,27	0,01	0,01	0,01
	Cu	6,75	5,89	5,58	8,70	7,90	7,36	3,31	2,84	2,51
	P	0,03	0,02	0,02	0,03	0,03	0,02	0,03	0,03	0,02
	S	0,02	0,02	0,01	0,03	0,03	0,01	0,03	0,02	0,02
	O	4,01	12,78	20,28	3,25	9,15	15,39	4,26	13,88	24,02
$C_i/(C_{Fe} + C_{Cr} + C_{Si} + C_{Mn} + C_{Cu} + C_C)$	Fe	0,72	0,71	0,72	0,73	0,73	0,73	0,82	0,82	0,82
	Cr	0,15	0,15	0,15	0,14	0,14	0,14	0,13	0,13	0,13
	Cu	0,07	0,07	0,07	0,09	0,09	0,09	0,03	0,03	0,03
	C	0,06	0,06	0,06	0,03	0,03	0,03	0,01	0,01	0,01

ється через те, що нашарування металу на поверхні тертя супроводжується захопленням відносно м'якої міді з росташованих на поверхні глобулярних включень  $\epsilon$ -Cu фази, діаметр якої змінюється від 5 до 200 мкм. Менші включення  $\epsilon$ -Cu фази одночасно подрібнюються і розчиняються. Це добре видно з наданих в табл. 5 і на рис. 10 результатів.

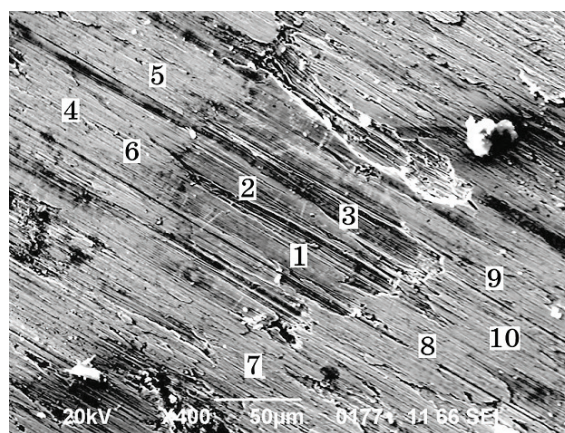
На рисунку 10 наведена фотографія ділянки поверхні тертя сталі 120X15Д10 з розташованим на ній мідним включенням. Тертя відбувалося в напрямку з верхнього лівого кута в правий нижній. Цифрами позначено ділянки, де проводили локальний рентгеноспектральний аналіз хімічного складу матеріалу поверхні, результати якого наведені в табл. 5. Ділянки аналізу 1–3 були розташовані на поверхні включення  $\epsilon$ -Cu фази. Видно, що хімічний склад ділянок 1 і 2 відповідає міді з невеликою кількістю заліза і хрому. На ділянці 3 знаходився оксид міді. З даних наведених в таблиці видно, що шари тертя, розташовані після включення  $\epsilon$ -Cu фази в напрямку нашарування металу, суттєво збагачуються міддю. На окремих ділянках шарів тертя, прилеглих до великих включень  $\epsilon$ -Cu фази, кіль-

**ТАБЛИЦЯ 5.** Хімічний склад (ат.%) шарів тертя зносостійких покриттів сталі 120X15Д10.**TABLE 5.** Chemical composition (at.%) of friction layers of wear-resistant ultradispersed coatings at steel X120Cr15Cu10.

Ділянка	Хімічний склад, ат.%									
	Fe	Cr	Si	Mn	Ti	Cu	P	S	O	C
1	2,21	0,46	0,01	0,07	0,04	97,12	0,01	0,01	0,07	0,00
2	2,30	0,39	0,01	0,08	0,03	97,09	0,01	0,01	0,08	0,00
3	0,63	0,07	0,01	0,10	0,01	49,34	0,00	0,00	49,71	0,13
4	62,45	13,26	0,13	0,22	0,25	5,75	0,02	0,02	12,69	5,21
5	62,11	13,02	0,16	0,20	0,23	5,83	0,02	0,02	13,22	5,19
6	61,62	12,90	0,11	0,21	0,22	5,69	0,02	0,01	14,08	5,14
7	59,31	12,51	0,12	0,19	0,20	5,96	0,02	0,02	16,69	4,98
8	57,32	12,49	0,11	0,18	0,20	8,90	0,02	0,01	15,84	4,91
9	58,07	12,58	0,10	0,20	0,20	7,95	0,02	0,02	16,01	4,85
10	57,54	12,40	0,11	0,19	0,20	8,81	0,02	0,01	15,92	4,80

кість міді перевищувала межу її розчинності в  $\alpha$ - і  $\gamma$ -фазах вихідного металу сталей.

Аналіз хімічного складу різних ділянок поверхні тертя кожного з тіл контактних пар сталь 120X15–сталь 20X13 і сталь

**Рис. 10.** Ділянка поверхні тертя сталі 120X15Д10 з розташованим на ній мідним включенням.

**Fig. 10.** The site of the friction surface of steel X120Cr15Cu10 with a copper inclusion located on it.

120X15Д10–сталь 20X13 свідчить про те, що легування сталі 120X15 міддю істотно змінює внесок матеріалу кожного з тіл, що контактують, у формування самоорганізованих зносостійких покриттів на робочих поверхнях вузлів тертя. Якщо у робочій парі сталь 120X15–сталь 20X13 шари тертя переважно формуються з металу сталі 120X15, то у робочій парі сталь 120X15Д10–сталь 20X13 внесок обох тіл у формування шарів тертя майже однаковий, з невеликою перевагою сталі 20X13.

Для розуміння механізму впливу додаткового легування сталі 120X15 міддю на масоперенос металів між тілами, що труться, слід розглянути вплив міді на структуру і фізико-механічні властивості цієї сталі.

Структура вихідного металу сталі 120X15 наведено на рис. 4. Їй на фотографії відповідає зона С. Однією з її складових є первинні евтектичні карбіди, які утворюються під час кристалізації розтопу на межах зерен первинної фази — аустеніту. Данні рентгеноструктурного і локального рентгеноспектрального аналізу свідчать, що їм відповідають карбіди типу  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ . На рисунку 4 вони мають білий кольор. Другою структурною складовою є дрібнозерниста суміш зерен фериту і вторинних карбідів  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ , яка утворюється після гарту стопу в маслі від температури  $1020^\circ\text{C}$  і наступного високотемпературного відпуску за температури  $600^\circ\text{C}$  протягом 1 години в результаті розпаду аустеніту. Морфологія цієї структурної складової нагадує троостит відпуску в якому замість зернистого цементиту присутня карбідна фаза  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ . На рисунку 4 їй відповідають темні ділянки.

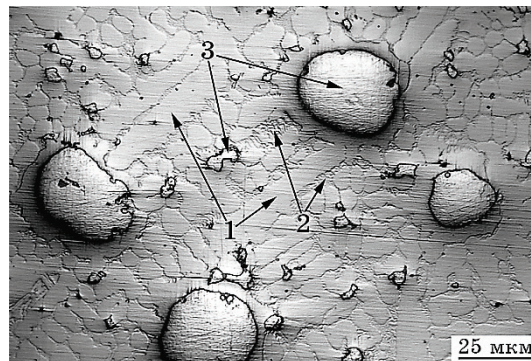
Легування сталі 120X15 міддю не змінює структуру і фазовий склад вихідного стопу, але водночас додатково з'являються включення на основі міді, які отримали назву  $\varepsilon$ -Си фази. Вони мають ґратницю міді з параметром елементарної комірки  $3,624 \text{ \AA}$  і хімічний склад, що наведений в табл. 5 (ділянки 1 і 2). Діаметр найбільш крупних включень досягає  $\sim 200$  мкм. Пік розподілу за розмірами включень  $\varepsilon$ -Си фази відповідає  $20\text{--}25$  мкм.

Структура вихідного металу сталі 120X15Д10 наведена на рис. 11. Включення  $\varepsilon$ -Си фази позначені на ньому цифрою 3. Видно, що найбільші за розміром включення мають форму, близьку до кулястої. Така форма великих включень  $\varepsilon$ -міді обумовлена розшаруванням розтопу з утворенням двофазної емульсії. У діапазоні температур від  $1480$  до  $1220^\circ\text{C}$  рідина розшаровується на збагачену і збіднену міддю фази. У випадку досягнення температури ліквідусу у збідненої міддю рідини починається виділення доевтектичних кристалів  $\gamma$ -заліза. Кристали аустеніту, що утворюються у разі охолодження матеріалу до лінії солідус, кулясту форму мідистих крапель істотно не змінюють.

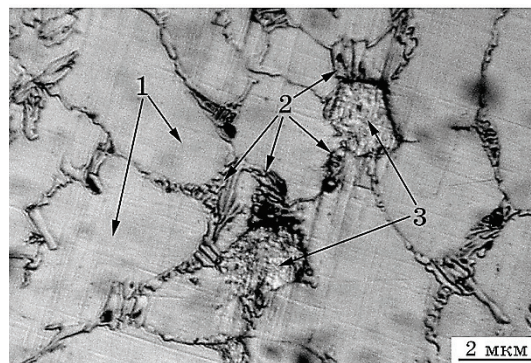
Як можна побачити з рисунка 11, б, включення  $\varepsilon$ -Си фази, розмір

яких не перевищує 10 мкм, розташовані переважно у збіднених вуглецем місцях, тобто поблизу евтектичних карбідів. Вони мають різну конфігурацію. Часто пластини евтектичних карбідів або оточують мідні виділення, або проходять крізь них.

Це пов'язано з тим, що у разі охолодження ступу до температури  $\sim 1155^\circ\text{C}$  відбувається евтектичне перетворення, результатом якого є утворення механічної суміші з аустеніту і карбідів  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ . Евтектика, як відомо, кристалізується останньою, в зв'язку з чим відтісняється на межі зерен первинної фази — аустеніту. Збагачена міддю рідина в евтектичній реакції не бере участі. Карбон є елементом, що знижує розчинність міді в залізі. Поблизу карбідної сітки виникають області, збіднені вуглецем, які і стають найбільш вигід-



*a*



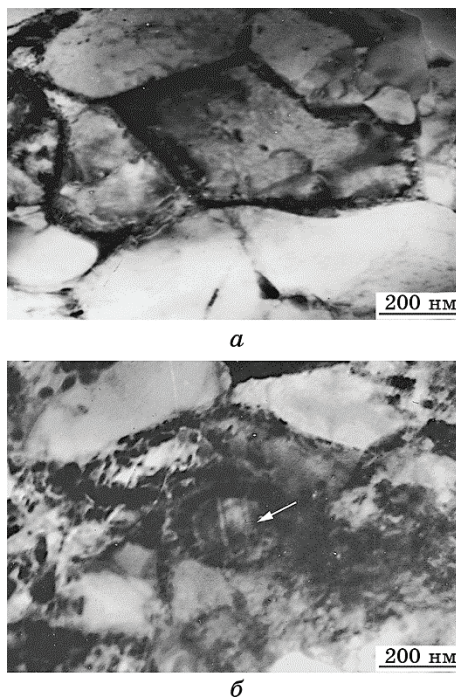
*б*

**Рис. 11.** Структура вихідного металу сталі 120Х15Д10. 1 — дрібнозерниста суміш зерен фериту і вторинних карбідів  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ , 2 — первинні евтектичні карбіди  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ , 3 — включення  $\varepsilon\text{-Cu}$  фази.

**Fig. 11.** The structure of the initial metal of steel X120Cr15Cu10. 1—fine-grained mixture of ferrite grains and secondary carbides  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ , 2—primary eutectic carbides  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ , 3—inclusions of the  $\varepsilon\text{-Cu}$  phase.

ним місцем для концентрації рідини, збагаченої міддю. Мофологія і місце розташування включень свідчать про те, що високоміди-ста складова займає вільний простір на стиках евтектичної складової. В окремих випадках спостерігається навіть пронизування карбідами мідних виділень. За температури  $\sim 1096^{\circ}\text{C}$  відбувається кристалізація всієї присутньої в стопі збагаченої міддю рідини. Подальші перетворення в системі розвиваються виключно в твердому стані.

В процесі охолодження, в зв'язку зі зменшенням розчинності міді в аустеніті, в об'ємі матеріалу відбувається виділення часток  $\varepsilon\text{-Cu}$ , що мають сферичну форму з середнім розміром  $\sim 200$  нм. А після гарту в маслі від температури  $1020^{\circ}\text{C}$  і наступного високотемпературного відпуску за температури  $600^{\circ}\text{C}$  в системі утворюється потрійний евтектоїд « $\alpha$ -залізо-карбіди  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ - $\varepsilon$ -мідь». Мікроструктура дрібнозернистої суміші зерен фериту і вторинних карбідів  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ , в якій знаходяться включення  $\varepsilon\text{-Cu}$  фази, наведена на рис. 12, б). Стрілкою показано включення  $\varepsilon\text{-Cu}$  фази. З рисунка 12



**Рис. 12.** Мікроструктура вихідних металів сталі 120X15 (а) і сталі 120X15Д10 (б).

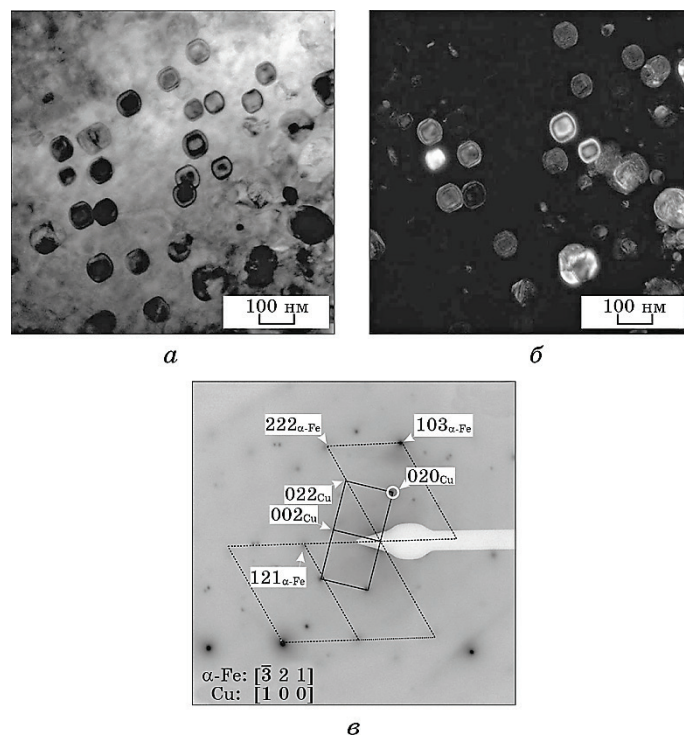
**Fig. 12.** The microstructure of the initial metals of steel X120Cr15 (a) and steel X120Cr15Cu10 (b).



також видно, що додаткове легування сталі 120Х15 міддю підвищує дисперсність ферито-карбідної суміші.

У роботах [7, 13, 14, 35] було показано, що найбільш дрібні частинки  $\epsilon$ -Cu фази розміром від 5 нм до 30 нм виділяються в об'ємі феритних зерен. Формування високодисперсної структури такого типу обумовлено вкрай малою розчинністю міді в  $\alpha$ -залізі за кімнатної температури. А обмежена рухливість атомів Купруму в фериті є фактором, що стримує зростання частинок  $\epsilon$ -Cu. Середній розмір найбільш дисперсних частинок, що виділяються з  $\alpha$ -заліза, складає  $\sim 20$  нм. Більшість такого роду частинок рівномірно розподілена усередині феритних зерен. На рисунку 13 наведено мікроструктуру феритного зерна, одержану авторами робіт [13, 14, 35].

Сьогодні існує велика кількість наукових праць, присвячених дослідженню впливу міді на твердість і межу міцності низьколего-



**Рис. 13.** Мікроструктура феритного зерна сірого чавуну, легованого 14,7% мас. міді: *а* — світлопольне зображення, *б* — темнопольне зображення в рефлексі  $020_{\text{Cu}}$ , *в* — мікродифракція.

**Fig. 13.** The microstructure of ferritic grain of gray cast iron additional alloying with 14.7% wt. copper: *a*—light field image, *б*—dark field image in reflex  $020_{\text{Cu}}$ , *в*—microdiffraction pattern.

ваних сталей і чавунів [7–20]. Показано, що частки  $\epsilon$ -Cu фази можуть чинити істотний вплив на механічні властивості матеріалів. Відзначається зростання твердості і межі міцності у разі підвищення у стопах вмісту міді за рахунок механізмів дислокаційного зміцнення.

Зафіксоване в роботах зростання рівня твердості чавунів і сталей пояснюється рядом факторів. Вплив цих факторів проявляється у збільшенні мікротвердості перліту, як основної структурної складової всіх досліджуваних стопів. Основні причини підвищення мікротвердості пластинчастого перліту пов'язані з підвищенням дисперсності ферито-цементитної суміші, виділенням зміцнюючих нанорозмірних мідистих частинок в феритних проміжках колоній, а також з присутністю розчинених атомів Купруму в  $\alpha$ -залізі.

У роботі [8] було показано, що присутність в зернах структурно вільного фериту нанорозмірних частинок  $\epsilon$ -Cu (~20 нм) і розчинених в  $\alpha$ -залізі атомів Купруму призводить до зростання його мікротвердості. У разі збільшення в сталі 30Л вмісту міді від 1,7% мас. до 7,4% мас. мікротвердість присутнього в ній фериту збільшується від 240 HV до 340 HV. В процесі деформації стопу, легьованого міддю, нанорозмірні включення є перешкодами для рухомих дислокацій, що визначають твердість ферито-карбідної суміші, і, як наслідок, всього матеріалу.

Присутність міді в низьколегованих сталях і чавунах також підвищує межу міцності стопів [7–20]. Зокрема, введення в заевтектоїдну сталь 9% мас. Cu призводить до підвищення її межі міцності в умовах розтягування від 300 до 430 МПа [36].

В умовах даної роботи у разі введення в сталь 120X15 міді також підвищується дисперсність ферито-карбідної суміші, на окремих ділянках в проміжках між зернами фериту і вторинних карбідів розташовуються включення  $\epsilon$ -Cu фази діаметром 100–300 нм, також зерна фериту збагачуються міддю. Зі сказаного вище, впливає, що легування сталі 120X15 міддю може істотно вплинути на її фізико-механічні властивості. Тому на різних етапах термічної обробки сталей 120X15 і 120X15Д10 вимірювали їхню твердість за Роквеллом. Ці дані наведені в табл. 6. Твердість по Роквеллу вихідного металу сталі 20X13 після термічної обробки дорівнює 40,7 HRC.

З даних таблиці 6 видно, що на всіх етапах термічної обробки твердість сталі 120X15Д10 вища ніж твердість сталі 120X15. В разі коли основною структурною складовою сталей є аустеніт (табл. 6, етапи 1 і 3), мідь краще зміцнює стопи в порівнянні з випадком, коли замість аустеніту утворюється потрібний евтектоїд « $\alpha$ -залізо-карбіди (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>- $\epsilon$ -мідь» (табл. 6, етап 4). Можливо атоми Купруму, розчинені в ґратниці  $\gamma$ -заліза, сприяють більшому дислокаційному зміцненню стопу, ніж частки  $\epsilon$ -Cu фази у ґратниці  $\alpha$ -заліза.



**ТАБЛИЦЯ 6.** Твердість по Роквеллу (*HRC*) сталей 120X15 і 120X15Д10 на різних етапах термічної обробки.**TABLE 6.** Rockwell hardness (*HRC*) of steels X120Cr15 and X120Cr15Cu10 at different stages of heat treatment.

№	Етапи термічної обробки	Твердість по Роквеллу ( <i>HRC</i> )	
		Сталь 120X15	Сталь 120X15Д10
1	Литий стан	29,0	38,1
2	Нагрів до температури 950°C (витримка 2 год), охолодження до температури 680°C (витримка 2 год), охолодження в печі	28,6	35,0
3	Гарт в маслі від температури 1020°C	41,1	50,0
4	Високотемпературний відпуск після гарту за температури 600°C протягом 1 год	36,8	40,9

Інтенсивна пластична деформація поверхневих шарів сталей на етапі приробки вузлів тертя руйнує сітку евтектичної складової, подрібнює і розсереджує її осколки (рис. 4 і 5, зона В). При цьому контакт між зернами металу збільшується. У цьому випадку рівень пластичності матеріалу визначатиметься не сіткою первинних евтектичних карбідів, а властивостями металевої матриці, зміцненої виділеннями  $\epsilon$ -міді і дрібнодисперсною карбідною фазою, що складається з вторинних карбідів і уламків первинної евтектичної складової.

Разом з руйнуванням сітки евтектичної складової, подрібнюються і частково розчиняються виділення фази  $\epsilon$ -міді (рис. 5, б), розташовані поблизу евтектичних карбідів (рис. 11, б). Часткове розчинення фази  $\epsilon$ -міді підтверджують дані табл. 2. Видно, що вміст міді в дрібнозернистій суміші зерен ферита і вторинних карбідів більше в зоні, прилеглої до шарів тертя (зона В), ніж на ділянках, розташованих в об'ємі зразків всередині сітки з первинних евтектичних карбідів (зона С).

Зі сказаного випливає, що деформація металу у разі тертя повинна сприяти додатковому зміцненню металу міддю. Це підтверджують дані табл. 7, в якій наведено результати мікромеханічних випробувань металу методом динамічного проникнення індентора на ділянках, розташованих всередині сітки з первинних евтектичних карбідів (зон С), і деформованного вихідного металу (зон В), прилеглого до самоорганізованих зносостійких покриттів (зон А).

Збіг значень мікротвердості за величиною діагоналі залишкового пластичного відтиску ( $H_d^p$ ), розрахованих з діаграм динамічного проникнення індентора, з даними вимірів мікротвердості на прила-

**ТАБЛИЦЯ 7.** Фізико-механічні характеристики деформованого (зона В) і недеформованого (зона С) вихідних металів сталей 120Х15 і 120Х15Д10.**TABLE 7.** Physico-mechanical characteristics of deformed (zone В) and undeformed (zone С) initial metals of steels X120Cr15 and X120Cr15Cu10.

	Сталь 120Х15		Сталь 120Х15Д10		Сталь 20Х13	
	Зона В	Зона С	Зона В	Зона С	Зона В	Зона С
$H_d^u$ , ГПа	5,4	3,7	6,5	4,4	6,1	4,4
$H_d^p$ , ГПа	5,5	3,8	6,5	4,5	6,2	4,4
$H_h$ , ГПа	4,6	3,4	5,4	4,0	5,2	3,9
$H_d^p - H_h$ , ГПа	0,9	0,4	1,1	0,5	1,0	0,5
$A_y/A$	0,12	0,09	0,15	0,10	0,13	0,10
$A_{пл}/A$	0,88	0,91	0,85	0,90	0,87	0,90

ді ПМТ-3 ( $H_d^u$ ) підтверджує коректність мікромеханічних випробувань металу.

З наведених в таблиці 7 даних видно, що додаткове легування сталі 120Х15 міддю збільшує значення мікротвердості  $H_h$ , що визначається по глибині відтиску, і мікротвердості  $H_d$ , що вимірюється по діагоналі залишкового пластичного відтиску. Одночасно, їхнє зростання супроводжується збільшенням різниці  $H_d - H_h$ . Мікротвердість  $H_h$  значно більше відбиває внесок пружної деформації матеріалу у разі проникнення індентора, ніж мікротвердість  $H_d$ . Тому величина різниці ( $H_d - H_h$ ) характеризує внесок пружної деформації в загальну пружно-пластичну деформацію матеріалу у разі проникнення індентора. Таким чином, з даних табл. 7 видно, що матеріал сталі 120Х15Д10 відрізняється від металу сталі 120Х15 не тільки твердістю але і пружністю. Зроблені вище висновки підтверджують приведені в табл. 7 співвідношення внесків роботи пружної ( $A_{пр}/A$ ) та пластичної ( $A_{пл}/A$ ) деформації в загальну роботу пружно-пластичної деформації матеріалу у разі проникнення індентора. Водночас вплив міді на твердість і пружність стопу збільшується у разі його пластичної деформації. Вихідний і деформований метал сталі 120Х15 мають меншу твердість і пружність порівняно зі сталлю 20Х13. Легування сталі 120Х15 міддю робить твердість і пружність її недеформованого металу такими ж, як у недеформованого металу сталі 20Х13, але твердість і пружність деформованого металу сталі 120Х15Д10 вищі ніж у сталі 20Х13.

Інтенсивна пластична деформація мікрооб'ємів металу, що на шаровуються на робочі поверхні у разі утворення зносостійких шарів тертя, призводить до додаткового розчинення включень  $\varepsilon$ -Си фази. Це зумовлює ще більший рост твердості і пружності матеріалу шарів тертя. Підтвердженням цьому служать дані табл. 8, де на-

**ТАБЛИЦЯ 8.** Фізико-механічні характеристики шарів тертя сталей 120X15 і 120X15Д10.**TABLE 8.** Physico-mechanical characteristics of the friction layers of steels X120Cr15 and X120Cr15Cu10.

	Шар тертя сталі 120X15			Шар тертя сталі 120X15Д10		
	Початок	Середина	Кінець	Початок	Середина	Кінець
$H_d^u$ , ГПа	7,1	8,5	9,4	8,2	9,7	11,0
$H_d^p$ , ГПа	7,0	8,4	9,4	8,2	9,8	10,9
$H_h$ , ГПа	5,8	6,6	7,2	6,6	7,4	8,1
$H_d^p - H_h$ , ГПа	1,2	1,8	2,2	1,6	2,4	2,8
$A_y/A$	0,20	0,24	0,28	0,22	0,29	0,32
$A_{пл}/A$	0,80	0,76	0,72	0,78	0,71	0,68

ведені фізико-механічні властивості шарів тертя, що входять до складу зносостійких покриттів. Ці шари утворені переважно з металу сталей 120X15 і 120X15Д10. Їх хімічний склад відповідає шарам тертя № 2 табл. 3 і № 1 табл. 4.

З наведених в таблицях 7 і 8 даних видно, що шари тертя самоорганізованих зносостійких покриттів (зона А) відрізняються високими твердістю і пружністю в порівнянні з деформованим (зона В) і недеформованим (зона С) вихідним металом. У межах кожного з шарів тертя з ростом ступеня фрагментації структури спостерігається поступове збільшення зазначених вище механічних характеристик. При цьому присутність в стопі міді призводить до посилення цього ефекту, який збільшується з ростом ступеня деформації металу.

Таким чином, наведені вище дані свідчать, що перехід обох пар тертя сталь 120X15–сталь 20X13 і сталь 120X15Д10–сталь 20X13 в стаціонарний режим роботи з мінімальними зношенням і коефіцієнтом тертя відбувається лише після формування на поверхнях контакту тіл, що труться, самоорганізованих зносостійких покриттів в кількості, достатній для повного екранування в процесі роботи деформованого вихідного металу. Ці покриття складаються з окремих шарів і є продуктом багаторазового нашарування на поверхні тертя мікровиступів металу, які утворюються в результаті адгезійної взаємодії контактуючих тіл під час приробки вузлів тертя. З даних таблиць 7 і 8 видно, що твердість і пружність вихідного і деформованого металу сталей (зони С і В) істотно нижче твердості і пружності шарів тертя. У разі тертя у воді на робочих поверхнях утворюються плівки оксидів  $Fe_2O_3$  і  $FeO$ , товщина яких не перевищує 0,2 мкм. В умовах даної роботи фізико-механічні властивості вихідного та деформованого металу сталей не можуть забезпечити пруж-

жний контакт поверхонь. Тому інтенсивна пластична деформація тіл, що труться, на етапі приробки викликає руйнування плівки оксидів і утворення безпосереднього контакту їх ювенільних поверхонь. Це призводить 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 призводить до утворення зносостійких шарів тертя, можуть формуватися з матеріалу різних тіл, що підтверджують дані таблиць 3 і 4. Внесок металу кожного з тіл робочої пари в формування окремих шарів тертя, що утворюють зносостійкі покриття, залежить від багатьох факторів, головним з яких є співвідношення фізико-механічних властивостей вступаючих в контакт поверхонь.

З даних таблиць 6 і 7 видно, що для контактної пари сталь 120X15–сталь 20X13 твердість і пружність вихідного і деформованого металів у сталі 120X15 менші ніж у сталі 20X13. Тому у разі формування на робочих поверхнях шарів тертя спостерігається переважний масоперенос сталі 120X15 на поверхню сталі 20X13. А самоорганізовані зносостійкі покриття обох сталей утворюються переважно з матеріалу сталі 120X15. Зношування тіл у разі тертя відбувається внаслідок викришування окремих ділянок самоорганізованих зносостійких покриттів через утворення втомних тріщин. Після цього на цих ділянках можуть знову формуватися нові покриття. Тому зношення сталі 120X15 є значно більшим, ніж сталі 20X13 (рис. 2). Водночас нерівномірність зношення тіл, що утворюють вузол тертя, знижує ресурс його роботи.

Додаткове легування сталі 120X15 міддю робить твердість і пружність її вихідного металу майже такими ж, як у сталі 20X13 (табл. 6 і 7). У цьому випадку у разі тертя контактної пари сталь 120X15Д10–сталь 20X13 слід очікувати однаковий масоперенос металу між тілами. Завдяки цьому зношення обох тіл, що утворюють вузол тертя, не повинено помітно відрізнятися, а їх сумарне зношення має ставати мінімальним. Однак деформація вихідного металу під час приробки збільшує вплив міді на зміцнення стопу. Тому твердість і пружність деформованих металів у сталі 120X15Д10 вищі ніж у сталі 20X13. Через це під час тертя контактної пари сталь 120X15Д10–сталь 20X13 спостерігається невеликий переважний масоперенос металу сталі 20X13 на поверхню сталі 120X15Д10. При цьому внесок сталі 20X13 в утворення матеріалу самоорганізованих зносостійких покриттів обох тіл, що труться, стає домінуючим. Це призводить до більшого зношення сталі 20X13 в порівнянні зі сталлю 120X15Д10 (рис. 2). Однак твердість і пружність деформованих під час приробки металів у сталей 120X15Д10 і 20X13 відрізняються значно менше ніж у сталей 120X15 і 20X13.

Тому, якщо у робочій парі сталь 120X15–сталь 20X13 шари тертя переважно формуються з металу сталі 120X15, то у робочій парі сталь 120X15Д10–сталь 20X13 внесок обох тіл у формування шарів тертя відрізняється не так помітно. Це призводить до більш рівномірного зношення тіл пари тертя і падіння її сумарного зношення. Надалі для більш ефективного застосування додаткового легування сталей міддю з метою покращення триботехнічних властивостей вузлів тертя слід враховувати її вплив на фізико-механічні властивості не тільки вихідних стопів, а передусім деформованих під час приробки пар тертя металів.

#### 4. ВИСНОВКИ

Перехід пар тертя сталь 120X15–сталь 20X13 і сталь 120X15Д10–сталь 20X13 в стаціонарний режим роботи з мінімальними зношенням 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 наддрібнозернистого матеріалу, який може містити до 35 ат.% активних хімічних елементів робочого середовища, що не утворюють будь-яких хімічних сполук з атомами вихідних металів. Матеріал покриттів має високі в порівнянні з деформованим вихідним металом твердість і пружність і більш стійкий до зовнішніх циклічних термомеханічних навантажень. Зношування тіл у разі тертя 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 мікровиступів металу, які утворюються в результаті адгезійної взаємодії контактуючих тіл під час приробки вузлів тертя. Інтенсивна пластична деформація стопів на етапі приробки пар тертя призводить 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 призводить до утворення зносостійких шарів тертя, можуть формуватися з матеріалу різних тіл.

Для контактної пари сталь 120X15–сталь 20X13 твердість і пружність вихідного і деформованого металів у сталі 120X15 менші ніж у сталі 20X13. Тому у разі формування на робочих поверхнях шарів тертя, що утворюють самоорганізовані зносостійкі покриття, спостерігається переважний масоперенос сталі 120X15 на поверх-

ню сталі 20X13. Самоорганізовані зносостійкі покриття обох сталей утворюються в першу чергу з матеріалу сталі 120X15. Тому зношення сталі 120X15 є значно більшим, ніж сталі 20X13, що знижує ресурс роботи вузла тертя.

Легування сталі 120X15 10% мас. міді не змінює структуру і фазовий склад вихідного стопу, але одночасно додатково з'являються включення на основі міді, які отримали назву  $\varepsilon$ -Cu фази. Діаметр найбільш крупних включень досягає  $\sim 200$  мкм, найбільш дрібних —  $\sim 5$  нм. Залежно від розміру включення  $\varepsilon$ -Cu фази мають різне походження і формуються з рідкого розтопу, аустеніту і фериту.

Найбільші включення  $\varepsilon$ -Cu фази (1 типу) із середнім розміром 20–25 мкм утворюються у разі розшарування розтопу на дві складові (збагачені міддю і залізом) і мають форму близьку до сферичної.

Включення  $\varepsilon$ -Cu фази 2 типу, розмір яких змінюється в межах від 1 до 10 мкм, формуються в  $\gamma$ -Fe за температури вище  $1096^\circ\text{C}$  і під час утворення знаходяться в рідкому стані. Виділяються вони по границях аустенітних зерен і розташовуються переважно в збіднених вуглецем місцях, тобто поблизу евтектичних карбідів. Вони мають різну конфігурацію. Часто пластини евтектичних карбідів або оточують мідні виділення, або проходять крізь них.

Включення  $\varepsilon$ -Cu фази 3 типу мають сферичну форму з середнім розміром  $\sim 200$  нм, вони виділяються в твердому стані всередині зерен аустеніту в зв'язку зі зменшенням розчинності міді в процесі охолодження.

Найбільш дрібні частинки  $\varepsilon$ -Cu фази (4 типу) розміром від 5 нм до 30 нм виділяються в об'ємі феритних зерен внаслідок вкрай малої розчинності міді в  $\alpha$ -залізі за кімнатної температури. А обмежена рухливість атомів Купруму в фериті є фактором, що стримує зростання частинок  $\varepsilon$ -Cu. Середній розмір найбільш дисперсних частинок, що виділяються з  $\alpha$ -заліза, складає  $\sim 20$  нм.

Додаткове легування сталі 120X15 міддю істотно впливає на її фізико-механічні властивості через підвищення дисперсності ферито-карбідної суміші, виділення дисперсних включень  $\varepsilon$ -Cu фази і збагачення зерен фериту міддю. На всіх етапах термічної обробки твердість сталі 120X15Д10 вища ніж твердість сталі 120X15. В разі коли основною структурною складовою сталі є аустеніт, мідь краще зміцнює стоп в порівнянні з випадком, коли замість аустеніту утворюється потрібний евтектоїд « $\alpha$ -залізо–карбіди  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ – $\varepsilon$ -мідь».

Вплив міді на твердість і пружність сталі 120X15Д10 збільшується у разі пластичної деформації стопу завдяки руйнуванню сітки евтектичної складової, подрібненню і частковому розчиненню включень  $\varepsilon$ -Cu фази. Якщо твердість і пружність вихідного і деформованого металів у сталі 120X15 менші ніж у сталі 20X13, то легування сталі 120X15 міддю робить твердість і пружність недеформо-

ваних металів обох сталей майже однаковими. Але твердість і пружність деформованих у разі тертя металів у сталі 120X15Д10 більші ніж у сталі 20X13. Через це під час тертя спостерігається невеликий переважний масоперенос металу сталі 20X13 на поверхню сталі 120X15Д10. При цьому внесок сталі 20X13 в утворення самоорганізованих зносостійких покриттів обох тіл, що труться, стає домінуючим. Це призводить до більшого зношення сталі 20X13 в порівнянні зі сталлю 120X15Д10. Однак твердість і пружність у сталей 120X15Д10 і 20X13 відрізняються значно менше ніж у сталей 120X15 і 20X13. Тому, якщо у робочій парі сталь 120X15–сталь 20X13 шари тертя переважно формуються з металу сталі 120X15, то у робочій парі сталь 120X15Д10–сталь 20X13 внесок обох тіл у формування шарів тертя відрізняється не так помітно. Це призводить до більш рівномірного зношення тіл пари тертя і падіння її сумарного зношення. Надалі для більш ефективного застосування додаткового легування сталей міддю з метою покращення триботехнічних властивостей вузлів тертя слід враховувати її вплив на фізико-механічні властивості не тільки вихідних стопів, а передусім деформованих під час приробки пар тертя металів.

## 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. Соленый, В. Л. Жук, А. И. Туяхов, *Металлы 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. Т. Огнева, Н. Мартюшев, И. Альтпетер, М. Сурков, А. Токарев, Т. Крутская, *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*, **20**, № 2: 130 (2018).
8. N. V. Stepanova, T. A. Zimogliadova, A. Y. Ognev, D. S. Krivizhenko, Y. N. Maliutina, and O. A. Zimogliadova, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, No. 286: 2018 (2017).
9. G. I. Silman, V. V. Kamynin, and V. V. Goncharov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **40**, Nos. 7–8: 387 (2007).
10. Н. В. Степанова, В. Кумар, В. А. Кузнецов, П. А. Попелюх, Е. Д. Головин, *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*, № 1 (54): 81 (2012).
11. Н. В. Степанова, А. А. Батаев, А. А. Ситников, Т. Н. Осколкова, *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*, № 4 (69): 72 (2015).
12. G. I. Silman, *Metal Sci. Heat Treatment*, **51**, Nos. 1–2: 19 (2009).
13. И. А. Батаев, Н. В. Степанова, А. А. Батаев, А. А. Никулина,

- A. A. Razumakov, *Физика металлов и металловедение*, **117**, № 9: 932 (2016).
14. I. A. Bataev, N. V. Stepanova, A. A. Bataev, A. A. Nikulina, and A. A. Razumakov, *Phys. Metals Metallogr.*, **117**, No. 9: 901 (2016).
15. N. V. Stepanova, I. A. Bataev, Y.-B. Kang, D. V. Lazurenko, A. A. Bataev, A. A. Razumakov, and A. M. Jorge Junior, *Materials Characterization*, **117**: 260 (2017).
16. Y. Prasetyo, S. K. Lee, and E. R. Baek, *Key Eng. Mater.*, **457**: 386 (2011).
17. M. Tsujikawa, N. Matsumoto, K. Nakamoto, and Y. Michiura, *Key Eng. Mater.*, **457**: 151 (2011).
18. C.-H. Hsu and K.-T. Lin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **528**, No. 18: 5706 (2011).
19. R. K. Dasgupta, D. K. Mondal, T. K. Chakrabarti, and A. C. Ganguli, *J. Mater. Eng. Performance*, **21**(8): 1728 (2012).
20. K. Choe, S. Lee, M. Kim, and K. Lee, *Mater. Sci. Forum*, **654–656**: 1448 (2010).
21. В. И. Тихонович, О. И. Коваленко, Ю. Г. Бобро, В. Г. Новицкий, *Процессы литья*, **3**: 23 (1994).
22. В. Г. Новицкий, В. П. Гаврилюк, В. И. Тихонович, *Трение и износ*, **27**, № 6: 628 (2006).
23. V. Novytskyi, V. Havryliuk, and V. Lakhnenko, *J. Mater. Sci. Res.*, **2**, No. 3: 33 (2013).
24. 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: 1981) (Препр. АН Украины. Ин-т металлофизики, 81.16, 1981).
25. В. В. Немошкаленко, В. В. Горский, В. В. Тихонович, И. А. Якубцов, *Металлофизика*, **6**, № 6: 93 (1984).
26. С. И. Булычев, В. П. Алехин, А. П. Терновский, *ФиХОМ*, **2**: 58 (1976).
27. 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).
28. В. А. Галанов, О. Н. Григорьев, Ю. В. Мильман, *Проблемы прочности*, **11**: 93 (1983).
29. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 12: 1671 (2011).
30. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 6: 817 (2015).
31. В. В. Тихонович, В. Н. Уваров, *Успехи физ. мет.*, **12**, вып. 2: 209 (2011).
32. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, **38**, № 6: 763 (2016).
33. K. Shubhank and Y. Kang, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, **45**: 127 (2014).
34. A. A. Bataev, N. V. Stepanova, I. A. Bataev, Y. Kang, and A. A. Razumakov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **60**, Nos. 3–4: 150 (2018).
35. И. А. Батаев, Н. В. Степанова, А. А. Батаев, А. А. Разумаков, *Известия высших учебных заведений. Физика*, **60**, № 6: 86 (2017).

## 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. T. Ogneva, N. Martyushev, I. Altpeter, M. Surkov, A. Tokarev, and T. Krutskaya, *Obrabotka Metallov (Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty)*, **20**, No. 2: 130 (2018) (in Russian).
8. N. V. Stepanova, T. A. Zimogliadova, A. Y. Ognev, D. S. Krivizhenko, Y. N. Maliutina, and O. A. Zimogliadova, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, No. 286: 2018 (2017).
9. G. I. Silman, V. V. Kamynin, and V. V. Goncharov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **40**, Nos. 7–8: 387 (2007).
10. N. V. Stepanova, V. Kumar, V. A. Kuznetsov, P. A. Popelyuh, and E. D. Golovin, *Obrabotka Metallov (Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty)*, No. 1 (54): 81 (2012) (in Russian).
11. N. V. Stepanova, A. A. Bataev, A. A. Sitnikov, and T. N. Oskolkova, *Obrabotka Metallov (Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty)*, No. 4 (69): 72 (2015) (in Russian).
12. G. I. Silman, *Metal Sci. Heat Treatment*, **51**, Nos. 1–2: 19 (2009).
13. I. A. Bataev, N. V. Stepanova, A. A. Bataev, A. A. Nikulina, and A. A. Razumakov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **117**, No. 9: 932 (2016) (in Russian).
14. I. A. Bataev, N. V. Stepanova, A. A. Bataev, A. A. Nikulina, and A. A. Razumakov, *Phys. Metals Metallogr.*, **117**, No. 9: 901 (2016).
15. N. V. Stepanova, I. A. Bataev, Y.-B. Kang, D. V. Lazurenko, A. A. Bataev, A. A. Razumakov, and A. M. Jorge Junior, *Materials Characterization*, **117**: 260 (2017).
16. Y. Prasetyo, S. K. Lee, and E. R. Baek, *Key Eng. Mater.*, **457**: 386 (2011).
17. M. Tsujikawa, N. Matsumoto, K. Nakamoto, and Y. Michiura, *Key Eng. Mater.*, **457**: 151 (2011).
18. C-H. Hsu and K-T. Lin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **528**, No. 18: 5706 (2011).
19. R. K. Dasgupta, D. K. Mondal, T. K. Chakrabarti, and A. C. Ganguli, *J. Mater. Eng. Performance*, **21**(8): 1728 (2012).
20. K. Choe, S. Lee, M. Kim, and K. Lee, *Mater. Sci. Forum*, **654–656**: 1448 (2010).
21. V. I. Tykhonovych, O. I. Kovalenko, Yu. G. Bobro, and V. Novytskyi, *Protsessy Litya*, 3: 23 (1994) (in Russian).
22. V. G. Novytskyi, V. P. Havryliuk, and V. I. Tykhonovych, *Trenie i Iznos*, **27**, No. 6: 628 (2006) (in Russian).
23. V. Novytskyi, V. Havryliuk, and V. Lakhnenko, *J. Mater. Sci. Res.*, **2**, No. 3: 33 (2013).
24. N. S. Tsikunov, V. A. Batyrev, A. N. Gripachevskiy, and V. V. Tykhonovych, *Paket Programm dlya Obrabotki Rezultatov Kolichestvennogo Rentgenospektralnogo Mikroanaliza Metodom ZAF na Mini-EVM* (Kyiv: 1981) (Prepr. N.A.S. of Ukraine. Inst. for Metal Physics, 81.16, 1981) (in Russian).

25. V. V. Nemoshkalenko, V. V. Gorskiy, V. V. Tykhonovych, and I. A. Yakubcov, *Metallofizika*, **6**, No. 6: 93 (1984) (in Russian).
26. S. I. Bulychiev, V. P. Alehin, and A. P. Ternovskiy, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **2**: 58 (1976) (in Russian).
27. 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).
28. V. A. Galanov, O. N. Grigorev, and Yu. V. Milman, *Problemy Prochnosti*, **11**: 93 (1983) (in Russian).
29. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 12: 1671 (2011) (in Russian).
30. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 6: 817 (2015) (in Russian).
31. V. V. Tykhonovych and V. N. Uvarov, *Uspekhi Fiziki Metallov*, **12**, Iss. 2: 209 (2011) (in Russian).
32. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 6: 763 (2016) (in Russian).
33. K. Shubhank and Y. Kang, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, **45**: 127 (2014).
34. A. A. Bataev, N. V. Stepanova, I. A. Bataev, Y. Kang, and A. A. Razumakov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **60**, Nos. 3–4: 150 (2018).
35. I. A. Bataev, N. V. Stepanova, A. A. Bataev, and A. A. Razumakov, *Russ. Phys. J.*, **60**, No. 6: 1017 (2017).