

METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 61.46.Hk, 62.20.Qp, 68.35.Ct, 81.07.Bc, 81.16.Rf, 81.40.Pq

Влияние легирования хромистых сталей молибденом на формирование износостойких сверхмелкозернистых покрытий при работе узлов трения в разных технологических средах

В. В. Тихонович

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

Изучено влияние легирования стали 120Х15 молибденом на механизм формирования на поверхностях трения сверхмелкодисперсных износостойких покрытий, благодаря которым контактная пара сталь 120Х15–сталь 20Х13 переходит в стационарный режим работы с минимальными коэффициентом трения и износом. Установлено, что характер этого влияния существенно зависит от выбора технологической среды. Для каждой из сред определено оптимальное количество легирующего элемента. Показано, что сверхмелкозернистые износостойкие покрытия состоят из отдельных слоёв и являются продуктом многоразового наслонения на поверхности трения микрообъёмов металла, прилегающих к пятнам контакта. Установлено, что характер массопереноса металла между трещимися телами при формировании износостойких покрытий определяет их износостойкость. Изучено влияние легирования стали 120Х15 молибденом и введения в технологические среды фуллеренов С₆₀ и концентратов СОЖ с противозадирными и антиизносными присадками на массоперенос металла между трещимися телами.

Ключевые слова: трение,nanoструктура,ультрадисперсная структура, смазочно-охлаждающие жидкости, фуллерены, адгезионное взаимодействие

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, Effect of Chromium Steels Alloying with Molybdenum on the Wear-Resistant Ultrafine Coatings Formation during the Working of Friction Units in Different Technological Environments, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 9: 1231–1260 (2019) (in Russian), DOI: [10.15407/mfint.41.09.1231](https://doi.org/10.15407/mfint.41.09.1231).

ствие, маскоперенос.

Вивчено вплив легування сталі 120Х15 молібденом на механізм формування на поверхнях тертя наддрібнозерених зносостійких покріттів, завдяки яким контактна пара сталь 120Х15–сталь 20Х13 переходить в стаціонарний режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя та зносом. Встановлено, що характер цього впливу істотно залежить від вибору технологічного середовища. Для кожного з середовищ визначено оптимальну кількість легуючого елементу. Показано, що наддрібнозеренні зносостійкі покріття складаються з окремих шарів і є продуктом багаторазового нашарування на поверхні тертя мікрооб'ємів металу, прилеглих до плям контакту. Встановлено, що характер масопереносу металу між контактуючими тілами при формуванні зносостійких покріттів визначає їх зносостійкість. Вивчено вплив легування стали 120Х15 молібденом і введення в технологічні середовища фуллеренів C_{60} і концентратів мастильно-охолоджуючих рідин з антізадирними та протизносними присадками на масоперенесення металу між тілами, що трутися.

Ключові слова: тертя, наноструктура, ультрадисперсна структура, мастильно-охолоджуючі рідини, фуллерени, адгезійна взаємодія, масоперенесення.

The effect of 120Cr15 steel alloying with molybdenum on the formation mechanism on friction surfaces of ultrafine wear-resistant coatings is studied. Due to these coatings, the steel 120Cr15–steel 20Cr13 friction unit goes into stationary mode of operation with minimal friction coefficient and wear. As established, the nature of the effect of molybdenum on the wear resistance of steels substantially depends from the choice of the technological environment. For each environment, the optimal amount of alloying element is determined. As shown, the ultrafine-grained wear-resistant coatings are the product of multiple layering on the friction surface of metal microvolumes adjacent to contact patches. As established, the nature of the mass transfer of the metal between the rubbing bodies during the formation of wear-resistant coatings determines their wear resistance. The effect of 120Cr15 steel alloying with molybdenum and the introduction into technological environments of fullerenes C_{60} and concentrates of lubricating-cooling liquids with antiscoring and antiwear organic additives on the mass transfer of metal between rubbing bodies is studied.

Key words: friction, nanostructure, ultrafine structure, lubricating-cooling liquids, fullerenes, adhesive interaction, mass transfer.

(Получено 2 липня 2019 р.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Практически любое воздействие на материал узлов трения машин и механизмов передается через рабочую поверхность, поэтому свойства ее поверхностных слоев, как правило, определяют поведение и

эксплуатационные характеристики всего изделия. Материал поверхностных слоев трущихся тел может существенно отличаться от исходных металлов. Это связано с тем, что металл взаимодействующих микронеровностей подвергается интенсивным внешним импульсным термомеханическим воздействиям. Поэтому структурно-фазовые превращения в зоне контакта трущихся тел могут коренным образом отличаться от традиционных механизмов физико-химических взаимодействий металлов в условиях, близких к равновесным.

Ранее было показано [1, 2], что при использовании в качестве технологической среды воды и водных эмульсий смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) переход пары трения сталь 120Х15–сталь 20Х13 из режима приработки в стационарный режим работы с минимальными коэффициентом трения и износом происходит лишь после самоорганизации на поверхностях контакта обоих тел износостойких покрытий в количестве достаточном для полного экранирования во время работы лежащего под ними деформированного исходного металла. Эти покрытия состоят из качественно нового сверхмелкозернистого материала, который может содержать до 35 ат. % активных химических элементов рабочей среды, не образующих каких-либо химических соединений с атомами исходных металлов. Материал покрытий обладает высокими по сравнению с деформированным исходным металлом твердостью и упругостью и более устойчив к внешним циклическим термомеханическим нагрузкам. Благодаря этим свойствам поверхностные покрытия из этого материала обеспечивают переход контактных пар трения в стационарный режим работы с минимальными износом и коэффициентом трения.

Поэтому большой научный и практический интерес вызывает исследование возможности влияния на механизм формирования и свойства этих покрытий путем дополнительного легирования сталей и введения в технологические среды фуллеренов C_{60} и концентратов СОЖ с противозадирными и антиизносными присадками. Это пополнит наши знания в области фундаментальной и прикладной физики и позволит проводить научно-обоснованный выбор оптимального химического состава трибосистем и свойств технологической среды при заданных условиях эксплуатации.

Изучению этого вопроса посвящена данная работа.

2. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материалов для исследования были выбраны стали 120Х15 и 20Х13. Их выбор был обусловлен тем, что эти высокохромистые стали используются для изготовления работающих в активных средах узлов трения насосного оборудования энергетиче-

ской, нефтедобывающей и горно-обогащающей отраслей хозяйства. Целесообразность выбора данного состава сталей для изготовления узлов трения обоснована в работах [3, 4].

Применение высокоуглеродистых хромистых сталей может стать более эффективным благодаря дополнительному легированию. В качестве легирующих элементов, как правило, применяют молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, никель, марганец, медь. Экспериментально установлено, что одним из наиболее эффективных легирующих элементов является молибден [5]. Однако механизм его влияния на износостойкость высокоуглеродистых высокохромистых сталей до сих пор не изучен, что приводит к противоречивым результатам оценки влияния дополнительного легирования на износостойкость узлов трения работающих в различных агрессивных средах. Поэтому в данной работе сталь 120Х15 дополнительно легировалась молибденом от 0,3 до 4,5% масс.

Металл для исследований был получен в открытой индукционной печи емкостью 12 кг. В качестве шихты использовались: малоуглеродистая высечка, электродный бой, феррохром и ферромолибден. В качестве шлакообразующих применялись известь и плавиковый шпат. От каждой плавки отбирались пробы металла на химический анализ. Содержание углерода определялось методом сжигания в потоке кислорода, количество легирующих элементов — на рентгеновском флуоресцентном квантуметре. Результаты химического анализа приведены в табл. 1.

После этого образцы стали 120Х15 подвергались термической обработке, которая заключалась в следующем: нагрев до температуры 950°C (выдержка 1 час), охлаждение до температуры 750°C (выдержка 2 часа), охлаждение в печи; закалка в масле от темпера-

ТАБЛИЦА 1. Химический состав (ат.%) стали 120Х15, дополнительно легированной молибденом.

TABLE 1. The chemical composition (at.%) of steel 120Cr15, additionally alloyed with molybdenum.

№ образца	1	2	3	4	5	6	7	8
C	5,8	5,4	5,3	5,5	5,8	5,7	5,6	5,5
Cr	16,2	15,8	15,9	16,0	16,2	16,1	15,9	15,8
Fe	77,1	77,8	77,7	77,0	76,2	76,3	76,0	75,4
Mo	0,0	0,2	0,4	0,6	1,0	1,2	1,7	2,5
Si	0,6	0,6	0,5	0,6	0,5	0,5	0,6	0,5
Mn	0,3	0,2	0,2	0,3	0,3	0,2	0,2	0,3

Сумма концентраций остальных примесей не превышала 0,2 ат. %.

туры 1050°C и последующий высокотемпературный отпуск при 620°C в течение 1 часа. Термическая обработка стали 20Х13 состояла из: нагрева до температуры 1020°C (выдержка 45 минут), закалки в масле и отпуска при 520°C в течение 1 часа.

Испытания материалов на трение проводились на стандартной машине трения 2070СМТ-1 в условиях трения скольжения при нормальной нагрузке $5 \cdot 10^6$ Н/м² и скорости скольжения 1 м/с по схеме колодка (сталь 120Х15) – диск (20Х13). Отношение площади колодки к площади диска (коэффициент взаимного перекрытия) $k \approx 0,08$. Испытания проводились в воде, водных растворах концентратов СОЖ «Аквон-15П» и «Синтал-2», индустриальном масле И-20А и индустриальном масле И-20А с 3% вес. фуллеренов С₆₀.

В концентрате СОЖ «Аквон-15П» в качестве противозадирной, противоизносной присадки используется дитио-бис-н-бутилксантогенат по ТУ 38101815-80 с содержанием серы 40%. Количество присадки в концентрате — 10%. Роль эмульгаторов исполняют соли карбоновых кислот и алкилсульфокислот, а также неионогенные поверхностно-активные вещества (ПАВ) — оксиэтилированные жирные спирты.

В концентрате СОЖ «Синтал-2» в качестве противозадирной, противоизносной присадки используется хлорпарафин ХП-470 по ТУ 601568-76 с содержанием хлора 50%. Количество присадки в концентрате — 25%. В качестве эмульгаторов используются соли и эфиры карбоновых кислот.

Морфология и химический состав поверхностных слоев трения исследовались на сканирующем электронном микроскопе JSM-6490LV компании JEOL Ltd., оборудованном энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) INCA Energy 350 Premium с кремниевым дрейфовым детектором, спектрометром с волновой дисперсией INCA Wave 500 и детектором дифракции отраженных электронов HKL Channel 5 EBSD производства OXFORD Instruments Analytical Ltd. Исследования проводились при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе пучка 7 нА. Для исследования структуры поверхностей трения регистрировались изображения в режиме вторичных электронов. Расчет концентраций элементов проводился методом матричных исправлений. Использовалась наиболее современная схема коррекции матричных эффектов XPP компании OXFORD Instruments Analytical Ltd., разработанная Pouchou и Pichoir. Метод коррекции XPP был выбран благодаря хорошей точности расчетов, в особенности, для случаев сильного поглощения, таких как анализ легких элементов в тяжелой матрице. Это позволило повысить точность определения концентрации активных химических элементов технологических сред в слоях трения сталей.

Исследования микроструктуры и фазового состава слоев трения сталей методом трансмиссионной электронной микроскопии про-

водились на электронном микроскопе JEM-200CX (JEOL Ltd.) при ускоряющем напряжении 200 кВ. С целью приготовления образцов, позволяющих получать информацию по всей глубине зон контактного взаимодействия сталей, использовалась специально разработанная методика, описанная в работе [6].

Металлографические исследования структуры контактных зон трения сталей проводились на оптическом микроскопе Neophot-30 (Carl Zeiss). Для защиты поверхностных слоев трения сталей от возможных повреждений при приготовлении торцевых шлифов на их поверхность предварительно электролитически осаждался слой никеля толщиной около 300 мкм.

Измерения твердости по Роквеллу проводились на твердомере УТ 5011 согласно ГОСТу 9013-59 (ИСО 6508-86). Измерения микротвердости — на микротвердомере ПМТ-3 согласно ГОСТу 2999-75. Использовался алмазный наконечник Виккерса.

Микромеханические испытания материала контактных зон трения сталей проводились методом динамического внедрения индентора на приборе УМП-11. При измерениях использовалась методика с регистрацией диаграмм внедрения в координатах: нагрузка на индентор P — взаимное сближение h индентора и образца, которая получила развитие в работах [7–9]. Взаимное сближение индентора и образца осуществлялось с постоянной скоростью 1 м/с. Для возможности сравнения расчетных значений микротвердости с данными измерений на твердомере ПМТ-3 максимальная нагрузка на индентор в обоих случаях выбиралась равной 0,5 Н. Из отношения площадей под ветвями разгрузения и нагружения диаграмм внедрения индентора определялась доля работы упругой деформации A_y в общей работе упругопластической деформации A материала при внедрении индентора.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Из рисунков 1 и 2 видно, что дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом оказывает существенное влияние на износостойкость тел, образующих пару трения сталь 120Х15–сталь 20Х13. При этом характер этого влияния определяется выбором рабочей среды.

При трении в воде дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом повышает ее износостойкость. Однако при этом растет износ стали 20Х13, что может привести к преждевременному выходу из строя узла трения. Максимальный срок службы узла трения наблюдается при содержании молибдена в стали 120Х15 равном 0,4 ат. % (0,7% вес.). В этом случае износ тел, образующих узел трения, становится одинаковым, а их суммарный износ минимальным.

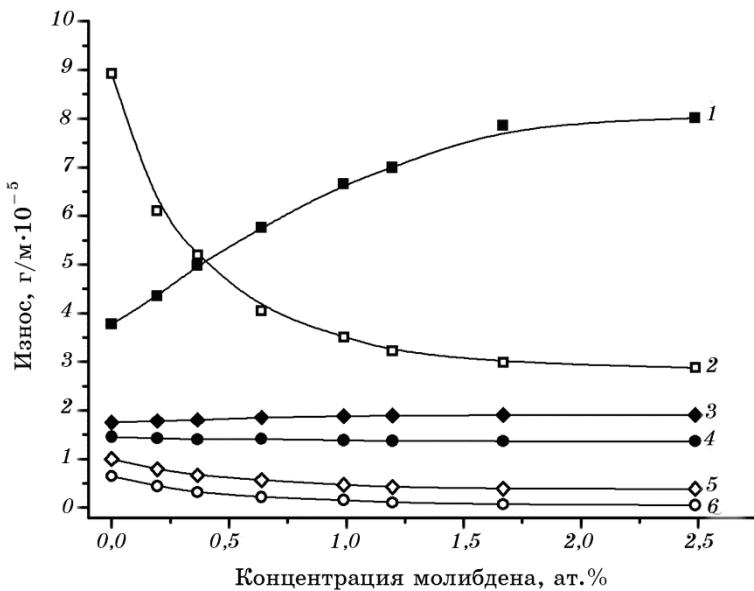


Рис. 1. Зависимости величины износа стали 120Х15 (кривые 2, 5 и 6) и стали 20Х13 (кривые 1, 3 и 4) от содержания в стали 120Х15 молибдена при трении пары сталь 120Х15–сталь 20Х13 в воде (кривые 1 и 2) и водных растворах концентратов СОЖ «Аквол-15П» (кривые 3 и 5) и «Синтал-2» (кривые 4 и 6).

Fig. 1. Dependences of wear of steel 120Cr15 (curves 2, 5 and 6) and steel 20Cr13 (curves 1, 3 and 4) from the content of molybdenum in steel 120Cr15 in case of friction of the steel 120Cr15–steel 20Cr13 working pair in water (curves 1 and 2) and aqueous solutions of concentrate of lubricating-cooling liquids ‘Akvol-15P’ (curves 3 and 5) and ‘Sintal-2’ (curves 4 and 6).

Введение в воду концентратов СОЖ «Аквол-15П» и «Синтал-2» существенно снижает износ трущихся тел и степень влияния легирования стали 120Х15 молибденом на их износостойкость. С ростом концентрации молибдена в стали 120Х15 до 1,7 ат.% (3,0% вес.) ее износ уменьшается, а износ стали 20Х13 незначительно растет, при использовании концентрата СОЖ «Аквол-15П», и остается практически неизменным, при использовании концентрата СОЖ «Синтал-2». При трении в водном растворе концентрата СОЖ «Аквол-15П» суммарный износ узла трения практически не зависит от количества легирующего элемента. Использование концентрата СОЖ «Синтал-2» более эффективно. В этом случае суммарный износ узла трения незначительно падает с ростом в стали 120Х15 концентрации молибдена до 1,7 ат.% (3,0% вес.). Дальнейшее увеличение количества молибдена не эффективно.

Общий характер зависимости величины износа трущихся тел от

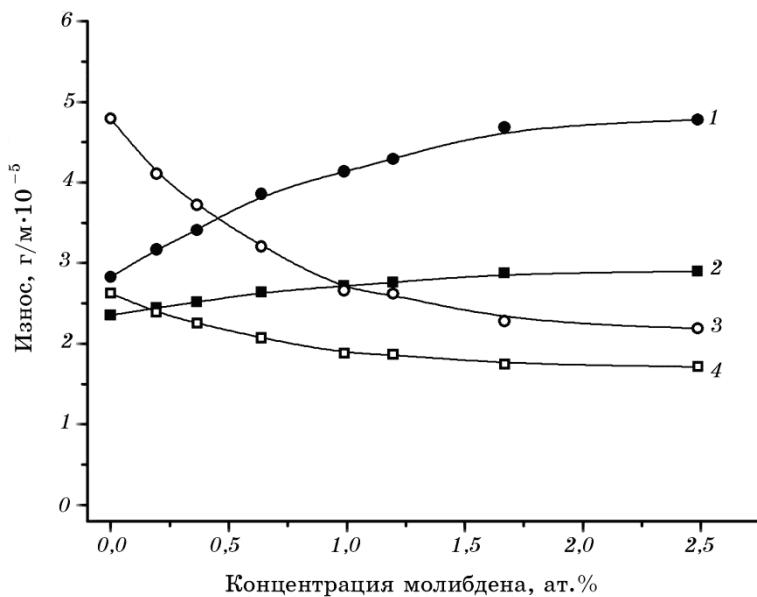


Рис. 2. Зависимости величины износа стали 120Х15 (кривые 3 и 4) и стали 20Х13 (кривые 1 и 2) от содержания в стали 120Х15 молибдена при трении пары сталь 120Х15–сталь 20Х13 в индустриальном масле И-20А (кривые 1 и 3) и индустриальном масле И-20А с 3% вес. фуллеренов C_{60} (кривые 2 и 4).

Fig. 2. Dependences of wear of steel 120Cr15 (curves 3 and 4) and steel 20Cr13 (curves 1 and 2) from the content of molybdenum in steel 120Cr15 in case of friction of the steel 120Cr15–steel 20Cr13 working pair in industrial oil I-20A (curves 1 and 3) and industrial oil I-20A with 3% wt. fullerenes C_{60} (curves 2 and 4).

содержания в стали 120Х15 молибдена, при использовании в качестве рабочей среды индустриального масла И-20А, такой же как и в случае применения чистой воды. При этом снижается износ сталей, а его величина не так сильно зависит от концентрации легирующего элемента. Этот эффект усиливается при введении в масло 3% вес. фуллеренов C_{60} . Максимальный срок службы узла трения наблюдается при содержании молибдена в стали 120Х15 равном 0,4 ат.%(0,7% вес.), при трении в индустриальном масле И-20А, и 0,2 ат.%(0,4% вес.), при введении в масло фуллеренов C_{60} .

Ранее было показано [1, 2, 10, 11], что переход пар трения сталь 120Х15–сталь 20Х13 и сталь 120Х15–сталь 25Х13Н2 в используемых в работе средах в стационарный режим работы с минимальными износом и коэффициентом трения происходит благодаря самоорганизации на поверхностях контакта обоих тел износостойких сверхмелкодисперсных покрытий, о которых говорилось во введении. Поэтому для понимания механизма влияния дополнительного

легирования стали 120Х15 молибденом и свойств технологической среды на трибологические характеристики узлов трения необходимо детально изучить зависимость процесса формирования этих покрытий от концентрации в стали 120Х15 молибдена и выбора рабочей среды.

Анализ эволюции структурно-фазовых превращений в зоне контактного взаимодействия пар трения свидетельствует о том, что независимо от выбора рабочей среды и концентрации в стали 120Х15 молибдена, переход трибосистем из режима приработки в стационарный режим работы с минимальными коэффициентом трения и износом происходит лишь после самоорганизации на поверхностях контакта обоих тел износостойких покрытий (рис. 3 и 4, участки А) в количестве достаточном для полного экранирования во время работы лежащего под ними деформированного исходного металла (рис. 3 и 4, участки В). Они образуются в результате физико-химических процессов, происходящих в приповерхностной зоне контактирующих тел в начальный период трения на стадии приработки, и занимают от 45 до 90 процентов рабочей поверхности трущихся тел.

На рисунке 3 приведены снимки торцевых шлифов контактной

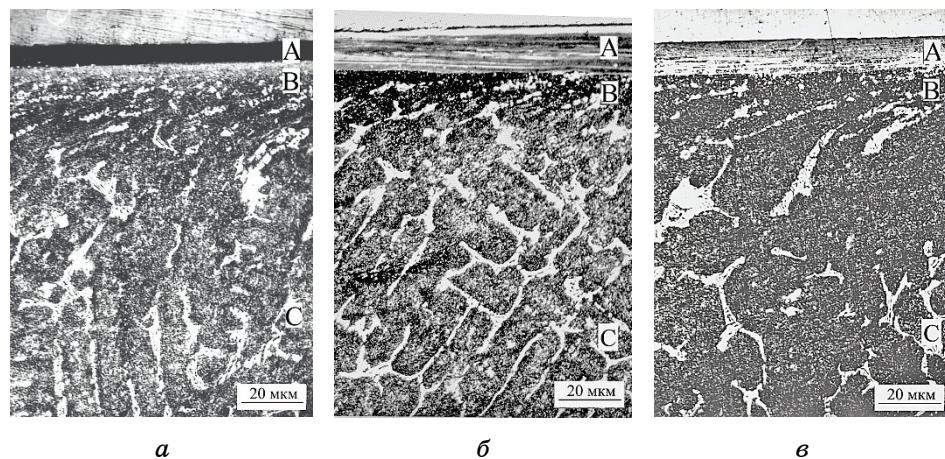


Рис. 3. Структура торцевых шлифов зоны контактного взаимодействия стали 120Х15, не легированной молибденом (в) и дополнительном легированной 0,4 (а) и 1,2 (б) ат.-% молибдена, после трения в воде (а), водном растворе концентраты СОЖ «Синтал-2» (б) и индустриальном масле И-20А (в).

Fig. 3. Structure of the face cut of the contact area of steel 120Cr15 not alloyed by molybdenum (в) and additionally alloyed with 0.4 (а) and 1.2 ат.-% molybdenum after friction in water (а), aqueous solution of concentrate of lubricating-cooling liquid 'Sintal-2' (б) and industrial oil I-20A (в).

зоны трения стали 120Х15 после испытаний в различных средах. По структурным признакам ее можно разделить на три зоны. Зоне А соответствуют упомянутые выше износостойкие самоорганизующиеся покрытия. Как видно из рисунка, зона А расположена поверх деформированного исходного металла, которому соответствует на снимках зона В, имеет с ним четкую границу и отличается степенью травимости. Зоне С на фотографиях соответствует находящийся в объеме тела недеформированный исходный металл.

Так как в работе исследовались структурно-фазовые превращения в зоне контактного взаимодействия восьми пар трения с разным содержанием в стали 120Х15 молибдена, а испытания проходили в пяти различных технологических средах, в целях сокращения объема статьи и исключения повторений для иллюстрации механизма формирования на поверхностях контакта узлов трения износостойких самоорганизующихся покрытий выбирались наиболее характерные образцы.

Структурно-фазовые превращения в контактной зоне трения стали 20Х13 аналогичны тем, что наблюдаются у стали 120Х15. Поэтому в дальнейшем для исключения повторений сосредоточимся на описании процессов происходящих в стали 120Х15.

Морфология поверхностей трения исследовалась при помощи растровой электронной микроскопии. Во всех случаях структура боковых границ самоорганизующихся износостойких покрытий (рис. 4, участки А) свидетельствует о том, что они состоят из отдельных слоев и являются результатом многоразового наслоения на

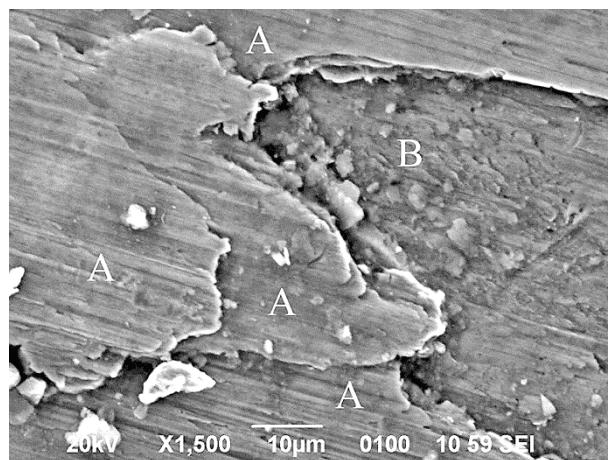


Рис. 4. Структура поверхности трения стали 120Х15 после трения в воде.

Fig. 4. The structure of the friction surface of steel 120Cr15 after friction in water.

поверхности трения микрообъемов металла, прилегающих к пятнам контакта.

На рисунке 4 представлен типичный участок рабочей поверхности после перехода пары трения в установленный режим работы с минимальными коэффициентом трения и износом.

Более детальное исследование структуры самоорганизующихся износостойких покрытий делалось на косых шлифах образцов под углом 30 градусов к поверхности трения (рис. 5). Независимо от вида рабочей среды и состава стали 120Х15 эти покрытия имеют сложную структуру, которая состоит из отдельных слоев трения, степень травимости и общее количество которых изменяются вдоль рабочей поверхности (рис. 5, а). После соответствующего травления слоев трения растровая электронная микроскопия позволяла наблюдать уменьшение размеров их зерен при движении в направлении от начала к концу слоя. Конечная часть многих слоев трения состояла из участков, не поддающихся травлению (рис. 5, б).

Для исследования микроструктуры и фазового состава материала

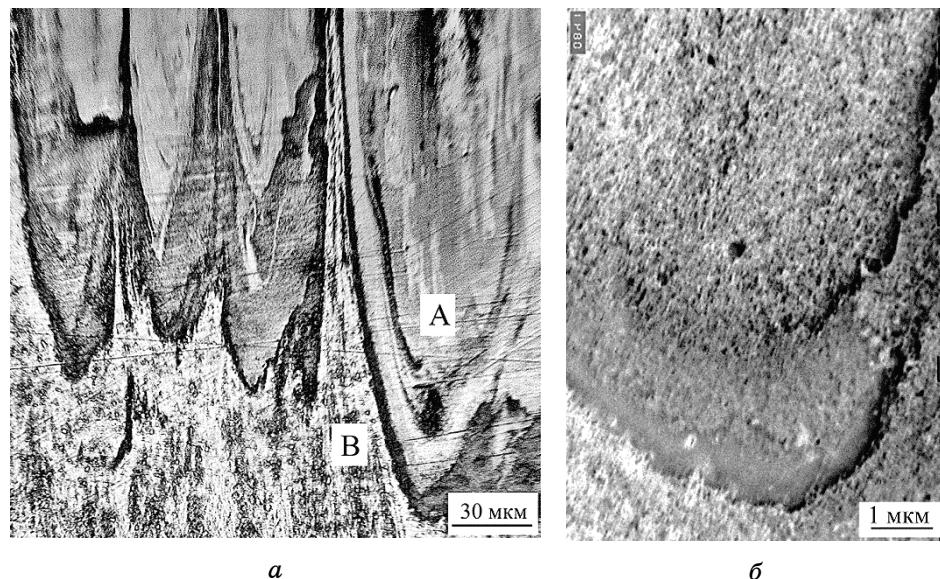


Рис. 5. Структура самоорганизующихся износостойких покрытий стали 120Х15 после испытаний в водном растворе концентраты СОЖ «Синтал-2». Косой шлиф под углом 30°; А — самоорганизующиеся износостойкие покрытия, В — деформированный исходный металл.

Fig. 5. Structure of self-organizing wear-resistant coatings of steel 120Cr15 after testing in an aqueous solution of concentrate of lubricating-cooling liquid 'Sintal-2'. Angled cut at angle of 30°; A—self-organizing wear-resistant coatings, B—deformed base metal.

слоев трения, образующих самоорганизующиеся износостойкие покрытия, использовалась трансмиссионная электронная микроскопия. Результаты анализа свидетельствуют о том, что выбор рабочей среды и дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом не приводят к существенным различиям микроструктуры и фазового состава слоев трения.

Независимо от вида рабочей среды и состава стали 120Х15, микроструктура слоев трения меняется от расположенной в начале слоев ультрадисперсной кристаллической структуры с решеткой ОЦК-железа до находящейся в конце слоев кристаллоаморфной наноструктуры, имеющей четко очерченную границу с ультрадисперсным материалом. Размер зерен при этом уменьшается вдоль слоев трения от 140 нм до 5 нм при трении в воде, от 175 нм до 5 нм при трении в водных растворах концентратов СОЖ и от 155 нм до 5 нм при трении в индустриальном масле И-20А. Дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом не существенно влияет на размер зерен. С ростом степени фрагментации структуры увеличивается азимутальное расщепление рефлексов железа на микродифрактограммах, что свидетельствует о большей пространственной разориентации структурных фрагментов. Границы зерен слоев трения образованы дислокационными ансамблями и имеют пространственно-протяженную форму. С увеличением степени фрагментации структуры и пространственной разориентации ее зерен существенно увеличивается объемная доля приграничных областей. Степень фрагментации структуры слоев трения не является постоянной и меняется при переходе от слоя к слою. Микроструктура и электронограммы начального и конечного участков одного из слоев трения приведены на рис. 6.

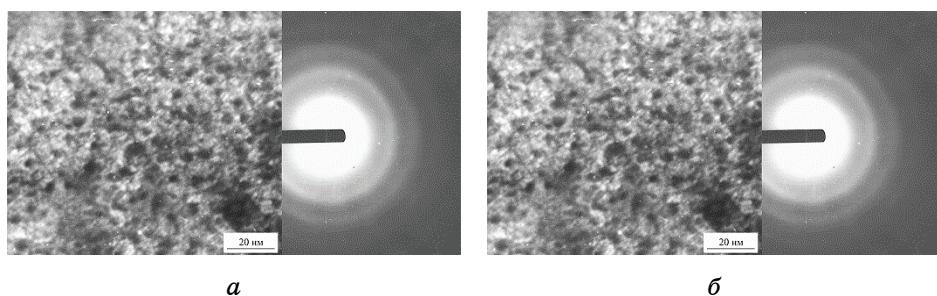


Рис. 6. Микроструктура и электронограммы начальной (a) и конечной (б) частей одного из слоев трения стали 120Х15 после испытаний в водной среде.

Fig. 6. Microstructure and electron diffraction patterns of the initial (a) and final (б) parts of one of the friction layers of steel 120Cr15 after testing in water environment.

На микродифрактограммах (рис. 6) от начальной части слоев трения кроме рефлексов, соответствующих ОЦК-железу, присутствуют так же рефлексы карбидов типа Me_7C_3 . При движении от начала к концу слоев, на микродифрактограммах постепенно исчезают рефлексы соответствующие карбидной фазе. Это свидетельствует о том, что интенсивная пластическая деформация микрообъемов металла, при их наслоении на поверхности трения, приводит к растворению карбидной фазы. О частичном растворении карбидной фазы в ходе развитой пластической деформации железа при про-катке свидетельствуют так же данные работы [12].

Следует отметить, что на микродифрактограммах, полученных от поверхностных слоев трения, отсутствуют рефлексы от каких-либо химических соединений атомов кислорода, серы и хлора с атомами исходных металлов.

Во всех случаях при переходе от одного слоя трения к другому наблюдается скачкообразное изменение степени фрагментации структуры, в то же время, в пределах каждого из слоев трения размер зерен и их пространственная разориентация меняются плавно. Это подтверждает сделанное ранее предположение о том, что каждый из слоев трения, образующих самоорганизующиеся износостойкие покрытия (зоны А), формируется в результате отдельного акта наслоения металла на поверхности контакта взаимодействующих тел.

Химический состав слоев трения самоорганизующихся износостойких покрытий (зон А) исследовался с помощью локального рентгеноспектрального анализа. В таблице 2 приведен средний химический состав слоев трения стали 120Х15, сформированных в разных рабочих средах, и находящихся под ними деформированного и недеформированного исходных металлов. Для стали 20Х13 характер перераспределения в зоне контактного взаимодействия химических элементов был аналогичным.

Отличительной особенностью химического состава слоев трения, сформированных в воде, является присутствие в них большого количества атомов кислорода. Введение в воду концентратов СОЖ приводит к дополнительному насыщению этих слоев так же атомами углерода, фосфора, серы и хлора. Содержание кислорода в них при этом уменьшается. В случае использования в качестве технологической среды индустриального масла И-20А слои трения предпочтительно насыщаются атомами углерода. Атомы активных химических элементов рабочих сред проникают в деформированный при трении металл за счет термомеханической деструкции их молекул в точках контакта микронеровностей.

Для всех технологических сред увеличение степени фрагментации структуры, при движении от начала к концу каждого из слоев трения, сопровождается плавным ростом содержания в материале

активных химических элементов (O, C, S и Cl) рабочей среды. Их суммарная концентрация увеличивается от 10 ат.%, на участках со средним размером зерна 175 нм, до 35 ат.%, на участках с кристаллоаморфной nanoструктурой. Несмотря на то, что содержание активных химических элементов рабочей среды в материале каждого из слоев трения значительно меняется, соотношение количества атомов исходных металлов (Fe, Cr, Si, Mn, Mo) остается неизменным. При переходе от одного из слоев трения к другому это соотношение может меняться. Часть слоев трения имеет соотношение исходных химических элементов характерное для стали 120Х15, другая — для стали 20Х13. Химические составы некоторых слоев, принадлежащих разным телам одной пары трения, иногда совпадают. Это свидетельствует о том, что каждый слой трения формируется в результате отдельного акта наслаждения металла на поверхности контакта. Причем в одних случаях наслаждается металл микронеровностей стали 120Х15, в других — стали 20Х13. Так же иногда происходит одновременное наслаждение микрообъемов металла на обе поверхности трения.

Легирование стали 120Х15 молибденом существенно меняет вклад материала каждого из трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий на стальях, образующих узел трения. Причем этот вклад существенно зависит от выбора

ТАБЛИЦА 2. Средний химический состав (ат.%) слоев трения и расположенных под ними деформированного и недеформированного металлов стали 120Х15.

TABLE 2. The average chemical composition (at.%) of the friction layers and the deformed and undeformed metals of steel 120Cr15 located under them.

Химиче- ские эле- менты	Исходный недефор- мирован- ный металл	Исходный деформи- рованный металл	Поверхностные слои трения				Масло И-20А	
			Вода	Смазочно-охлаждающие жидкости				
				Аквал-15П	Синтал-2			
Fe	77,46	75,26	61,97	63,46	65,20	68,32		
Cr	15,92	16,11	13,64	13,73	13,82	14,79		
Si	0,56	0,51	0,44	0,42	0,45	0,47		
Mn	0,23	0,20	0,16	0,16	0,18	0,19		
P	0,03	0,02	0,03	0,03	0,02	0,02		
S	0,03	0,03	0,03	1,40	0,03	0,02		
Cl	—	—	—	—	1,55	—		
O	—	2,01	18,91	7,04	6,09	1,01		
C	5,77	5,86	4,82	13,76	12,66	15,18		

технологической среды. Процентная доля вклада металла каждого из взаимодействующих тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий измерялась на косых шлифах по соотношению площадей входящих в состав покрытий слоев трения с соотношением количества атомов исходных металлов (Fe, Cr, Si, Mn, Mo) характерным для сталей 120Х15 и 20Х13. Для каждого из образцов измерения усреднялись по пяти участкам поверхности трения. Это позволило получить достаточно хорошую воспроизводимость результатов, несмотря на неоднородность самоорганизующихся износостойких покрытий вдоль поверхности трения.

Из приведенных на рис. 7 данных видно, что при трении в воде в случае, когда сталь 120Х15 не легирована молибденом, самоорганизующиеся износостойкие покрытия на обеих сталях формируются преимущественно за счет металла стали 120Х15. Дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом увеличивает вклад металла стали 20Х13 в формирование на поверхностях трения износостойких покрытий. В случае, когда концентрация молибдена в стали 120Х15 превышает 1,7 ат. % (3,0% вес.), самоорганизующиеся износостойкие покрытия на обеих сталях формируются преимущественно за счет металла стали 20Х13.

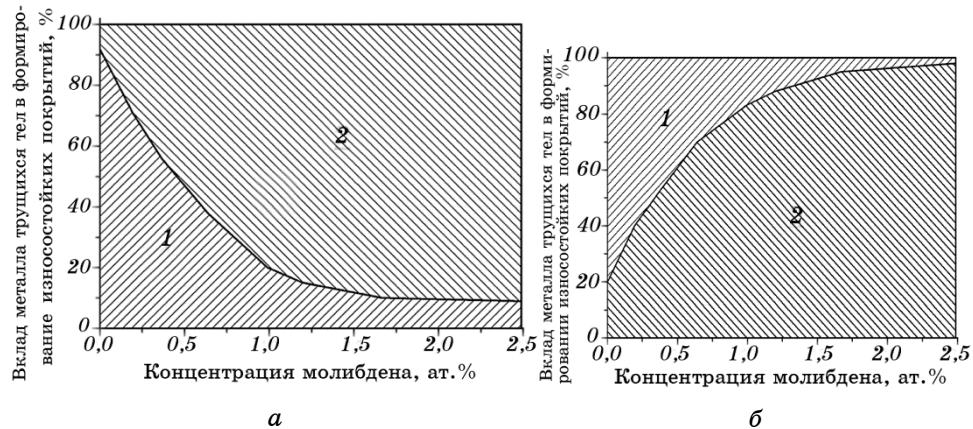


Рис. 7. Зависимость вклада металла трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий на стали 120Х15 (а) и стали 20Х13 (б) от концентрации в стали 120Х15 молибдена при трении в воде; 1 — вклад металла стали 120Х15, 2 — вклад металла стали 20Х13.

Fig. 7. Dependence of the contribution of metal rubbing bodies to the formation of self-organizing wear-resistant coatings on steel 120Cr15 (a) and steel 20Cr13 (b) from the concentration of molybdenum in steel 120Cr15 under friction in water; 1—contribution of metal of steel 120Cr15, 2—contribution of metal of steel 20Cr13.

Так как зависимости вклада металла трущихся тел в формирование износостойких покрытий от концентрации в стали 120Х15 молибдена при трении сталей в водных растворах концентратов СОЖ «Аквон-15П» и «Синтал-2» практически совпадают, с целью сокращения объема статьи на рис. 8 приведены данные только для СОЖ «Синтал-2». Из данных рис. 8 видно, что введение в воду концентратов СОЖ не меняет общую тенденцию влияния легирования стали 120Х15 молибденом на вклад металла трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий, но существенно снижает массоперенос металла между трущимися телами. В этом случае износостойкие покрытия преимущественно формируются из металла того тела на котором находятся.

Использование в качестве технологической среды вместо воды индустриального масла И-20А также снижает массоперенос металла между трущимися телами, сохраняя общую тенденцию влияния легирования стали 120Х15 молибденом на вклад металла трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий (рис. 9). Однако влияние масла на массоперенос металла между трущимися телами на многое менее эффективно по сравнению с кон-

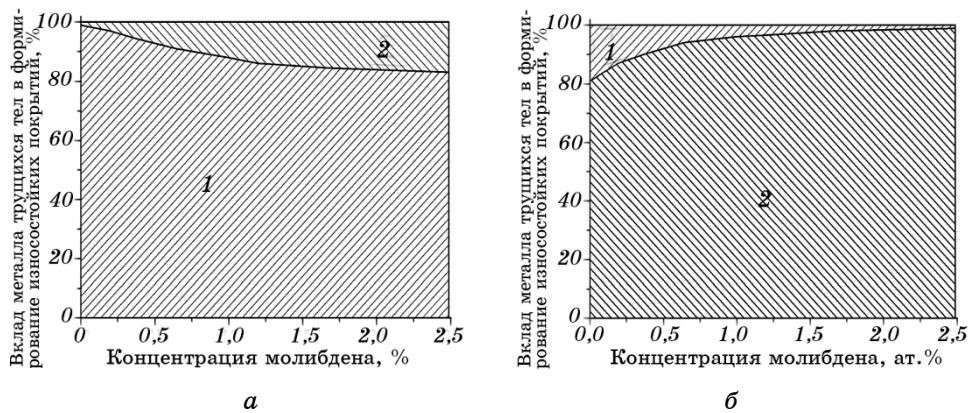


Рис. 8. Зависимость вклада металла трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий на стали 120Х15 (а) и стали 20Х13 (б) от концентрации в стали 120Х15 молибдена при трении в водном растворе концентратов СОЖ «Синтал-2»; 1 — вклад металла стали 120Х15, 2 — вклад металла стали 20Х13.

Fig. 8. Dependence of the contribution of metal rubbing bodies to the formation of self-organizing wear-resistant coatings on steel 120Cr15 (a) and steel 20Cr13 (b) from the concentration of molybdenum in steel 120Cr15 under friction in an aqueous solution of lubricating-cooling liquid 'Sintal-2'; 1—contribution of metal of steel 120Cr15, 2—contribution of metal of steel 20Cr13.

центратами СОЖ. Дополнительного снижения массопереноса металла между ними можно добиться путем введения в масло фуллеренов C_{60} (рис. 10). Однако и их действие менее эффективно по сравнению с введением в воду концентратов СОЖ.

Для понимания механизма влияния дополнительного легирования стали 120Х15 молибденом на массоперенос металлов между трущимися телами следует рассмотреть его влияние на структуру и физико-механические свойства стали. Электронно-микроскопические исследования показали, что независимо от концентрации молибдена структура стали 120Х15 после отжига, закалки и отпуска представляет собой феррито-карбидную смесь. Дополнительное введение в сталь 120Х15 молибдена, который является по сравнению с хромом более сильным карбидообразующим элементом, меняет морфологию, тип и количество карбидной фазы. Первичные эвтектические карбиды в сплавах с малым содержанием молибдена имеют пластинчатое строение. Они неравномерно распределяются в объеме образцов, нарушая тем самым периодичность образованной ими сетки (рис. 3, в). Рост концентрации молибдена приводит к тому, что сетка первичных эвтектических карбидов приобретает более целостный характер, становится более густой и равномерно

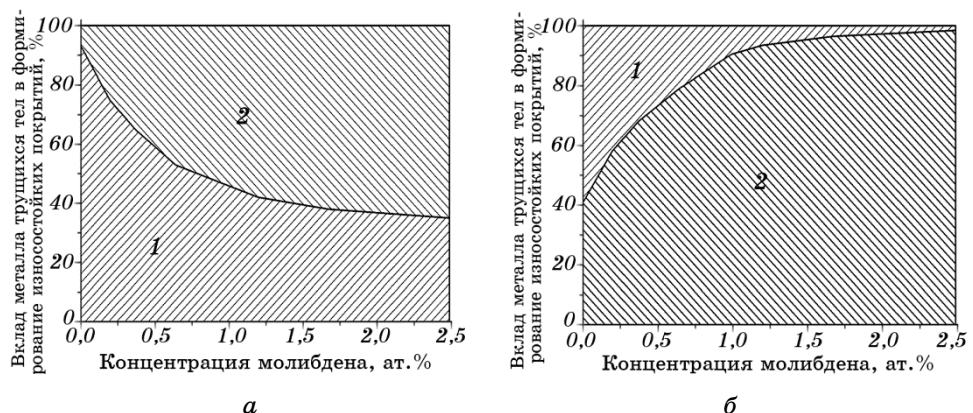


Рис. 9. Зависимость вклада металла трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий на стали 120Х15 (а) и стали 20Х13 (б) от концентрации в стали 120Х15 молибдена при трении в индустриальном масле И-20А; 1 — вклад металла стали 120Х15, 2 — вклад металла стали 20Х13.

Fig. 9. Dependence of the contribution of metal rubbing bodies to the formation of self-organizing wear-resistant coatings on steel 120Cr15 (a) and steel 20Cr13 (b) from the concentration of molybdenum in steel 120Cr15 under friction in industrial oil I-20A; 1—contribution of metal of steel 120Cr15, 2—contribution of metal of steel 20Cr13.

распределенной по объему сплава (рис. 3, *a*, *б*). Вторичные карбиды в образцах с малым содержанием молибдена в основном сосредоточены в приэвтектических областях металлической матрицы. Молибден делает вторичные карбиды более мелкими, существенно увеличивая количество их выделений. При этом они распределяются в металлической матрице более равномерно.

С помощью локального рентгеноспектрального анализа было изучено влияние молибдена на состав и тип карбидной фазы стали 120Х15. Показано, что его количество влияет на происходящее уже при нагреве под закалку превращение первичных карбидов $Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6 \rightarrow Me_6C$. В таблице 3 приведены химические составы присутствующих в стали 120Х15 карбидных фаз в зависимости от степени ее дополнительного легирования молибденом.

Карбид $Me_{23}C_6$ в стали с 0,6 ат.-% молибдена окаймляет карбид Me_7C_3 , а карбид Me_6C располагается в сталях с большим содержанием молибдена вокруг карбида $Me_{23}C_6$. На основании этого можно предположить, что в процессе термической обработки трансформация $Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6 \rightarrow Me_6C$ происходит в результате диффузионного взаимодействия Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ с матрицей сталей. При содержа-

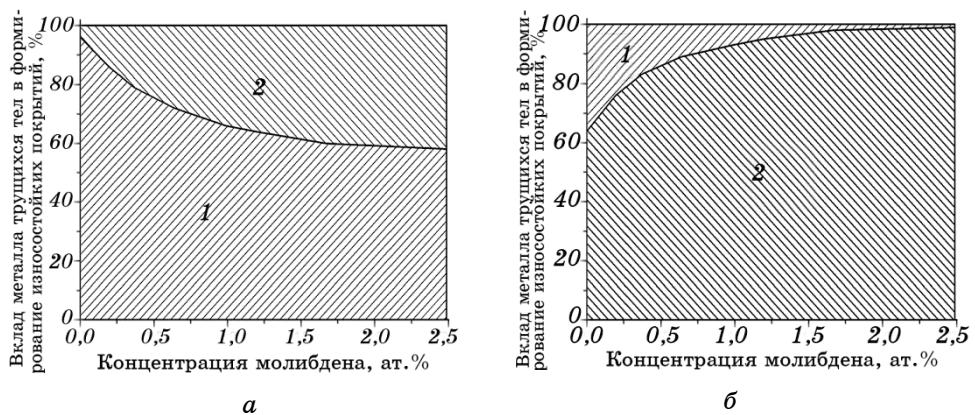


Рис. 10. Зависимость вклада металла трущихся тел в формирование самоорганизующихся износостойких покрытий на стали 120Х15 (*а*) и стали 20Х13 (*б*) от концентрации в стали 120Х15 молибдена при трении в индустриальном масле И-20А с 3% вес. фуллеренов C_{60} ; 1 — вклад металла стали 120Х15, 2 — вклад металла стали 20Х13.

Fig. 10. Dependence of the contribution of metal rubbing bodies to the formation of self-organizing wear-resistant coatings on steel 120Cr15 (*a*) and steel 20Cr13 (*б*) from the concentration of molybdenum in steel 120Cr15 under friction in industrial oil I-20A with 3 wt.% fullerenes C_{60} ; 1—contribution of metal of steel 120Cr15, 2—contribution of metal of steel 20Cr13.

нии молибдена в стали более 0,6 ат.% карбид Me_7C_3 практически полностью превращается в карбид $Me_{23}C_6$. В сталях с содержанием молибдена более 1,2 ат.% происходит переход $Me_{23}C_6 \rightarrow Me_6C$, но количество карбида $Me_{23}C_6$ во всех случаях остается большим по сравнению с количеством карбида Me_6C .

Померять точный химический состав вторичных карбидов, выделяющихся в металлической матрице при термической обработке, не удалось из-за их малого размера. Они, как и первичные карбиды, обогащены хромом и молибденом. Можно сделать предположение, что их тип соответствует типу первичных карбидов.

При легировании стали 120Х15 молибденом в количестве более 1,2 ат.% на границах между эвтектикой и металлической матрицей была также обнаружена χ -фаза. Ее количество увеличивается от 0,1% общего объема в стали с 1,2 ат.% молибдена до 1,2% общего объема в стали с 2,8 ат.% молибдена. Атомный состав χ -фазы (табл. 3) соответствует формуле $Fe_{36}Cr_{10}Mo_{12}$. Он отличается от стехиометрического $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$, но, по данным работы [13], лежит в области гомогенности χ -фазы. Там же отмечается, что в χ -фазе может растворяться углерод, стабилизируя ее.

Описанные выше превращения должны приводить к перераспре-

ТАБЛИЦА 3. Влияние дополнительного легирования стали 120Х15 молибденом на химический состав (ат.%) карбидных фаз.

TABLE 3. The effect of additional alloying of steel 120Cr15 with molybdenum on the chemical composition (at.%) of carbide phases.

Фазы	Эле- менты	Концентрация Mo в стали 120Х15, ат. %							
		0,0	0,2	0,4	0,6	1,0	1,2	1,7	2,5
Me_7C_3	C	30,1	29,7	30,3	29,9	—	—	—	—
	Cr	44,5	44,0	41,9	41,1	—	—	—	—
	Fe	25,4	25,4	26,5	27,5	—	—	—	—
	Mo	0,0	0,9	1,3	1,5	—	—	—	—
$Me_{23}C_6$	C	—	—	20,5	20,3	20,6	20,5	19,9	20,1
	Cr	—	—	40,1	40,4	40,2	40,5	44,5	45,3
	Fe	—	—	36,3	35,6	35,4	35,1	31,1	30,0
	Mo	—	—	3,1	3,7	3,8	3,9	4,5	4,6
Me_6C	C	—	—	—	—	—	14,1	14,4	13,7
	Cr	—	—	—	—	—	40,3	40,5	40,4
	Fe	—	—	—	—	—	38,7	38,3	38,6
	Mo	—	—	—	—	—	6,9	6,8	7,3
χ -фаза	C	—	—	—	—	—	1,1	1,4	1,3
	Cr	—	—	—	—	—	17,1	16,9	16,8
	Fe	—	—	—	—	—	61,0	61,1	61,3
	Mo	—	—	—	—	—	20,8	20,6	20,6

делению химических элементов между матрицей и карбидной фазой. Из таблицы 3 видно, что при переходе от карбида Me_7C_3 к карбидам $Me_{23}C_6$ и Me_6C содержание в них хрома и углерода уменьшается. Поэтому, как показали результаты локального рентгеноспектрального анализа, увеличение общего количества карбидной фазы при легировании стали молибденом не приводит к обеднению металлической матрицы этими элементами. В то же время, содержание молибдена в ней возрастает.

Известно, что физико-механические свойства любого сплава определяются его структурой, типом и составом образующих ее фаз. Поэтому, на основании приведенных выше данных легко предположить существенное увеличение твердости стали 120Х15 при ее дополнительном легировании молибденом. Это подтверждают данные измерения твердости по Роквеллу этой стали, приведенные на рис. 11.

Исследования исходного металла стали 20Х13 показали, что его твердость по Роквеллу составляет 40,7 HRC.

Интенсивная пластическая деформация поверхностных слоев сталей на этапе приработки узлов трения разрушает сетку эвтектической составляющей, измельчает и рассредоточивает ее осколки (рис. 3, зона В). При этом контакт между зернами металла увеличивается. В этом случае уровень пластичности материала будет определяться не сеткой первичных эвтектических карбидов, а свойствами металлической матрицы, упрочненной мелкодисперсной карбидной фазой, состоящей из вторичных карбидов и обломков первичной эвтектической составляющей. Ранее отмечалось, что дополнительное легирование стали молибденом увеличивает его содержание в металлической матрице исходного металла. Количество хрома и углерода при этом меняется незначительно. Данные локального рентгеноспектрального анализа металлической матрицы деформированного в процессе приработки металла (рис. 3, зона В) свидетельствуют о том, что в этом случае дополнительное легирование стали приводит не только к росту концентрации молибдена, но и небольшому увеличению количества атомов хрома и углерода. По-видимому, это связано с частичным растворением мелкодисперсной карбидной фазы при интенсивной пластической деформации металла. О возможности этого свидетельствуют данные работ [8, 9, 12, 14]. По данным работы [15] это должно приводить к росту твердости и предела текучести металлической матрицы деформированного при трении металла. Увеличение с ростом концентрации молибдена количества выделений мелкодисперсной карбидной фазы и более равномерное ее распределение в объеме металла способствуют дополнительному увеличению сопротивляемости материала пластической деформации. Подтверждением этому служат результаты микромеханических испытаний методом динамического

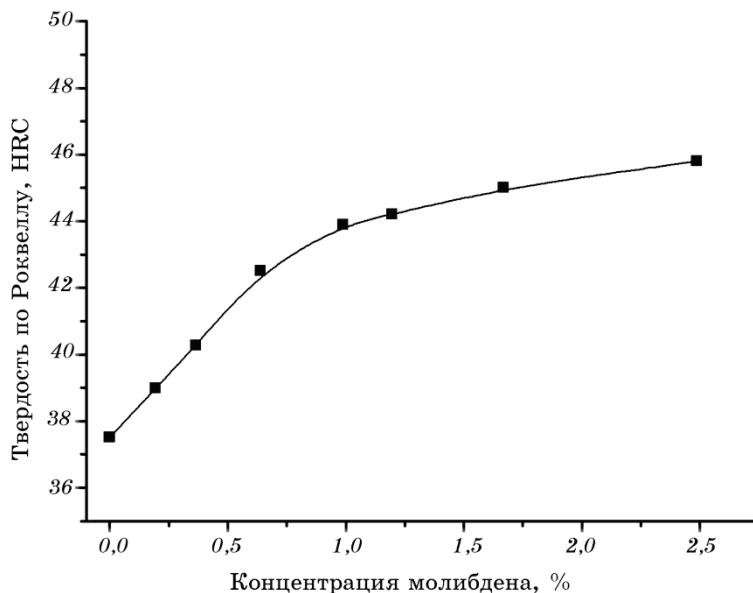


Рис. 11. Влияние дополнительного легирования стали 120Х15 молибденом на ее твердость по Роквеллу (HRC).

Fig. 11. The effect of additional alloying of steel 120Cr15 with molybdenum on its Rockwell hardness (HRC).

внедрения индентора деформированного в процессе приработки пар трения исходного металла (рис. 3, зона В) стали 120Х15 с разным содержанием молибдена, приведенные на рис. 12.

Из данных рис. 12 видно, что легирование стали 120Х15 молибденом приводит к росту микротвердостей H_d , измеряемой по диагонали остаточного пластического отпечатка, и H_h , измеряемой по глубине отпечатка, деформированного в процессе приработки исходного металла. С ростом концентрации в стали молибдена увеличивается их разность ($H_d - H_h$). Микротвердость H_h , по сравнению с микротвердостью H_d , в значительно большей степени отражает вклад упругой деформации материала при внедрении индентора. Поэтому величина разности ($H_d - H_h$) характеризует долю упругой деформации в общей упруго-пластической деформации материала при внедрении индентора. Это подтверждают данные кривой 1 о росте вклада работы упругой деформации в общую работу упруго-пластической деформации материала (A_y/A) при внедрении индентора в деформированный при трении металл с увеличением концентрации в стали 120Х15 молибдена. Таким образом, из данных рис. 12 видно, что легирование стали 120Х15 молибденом приводит не только к росту твердости деформированного в процессе приработки

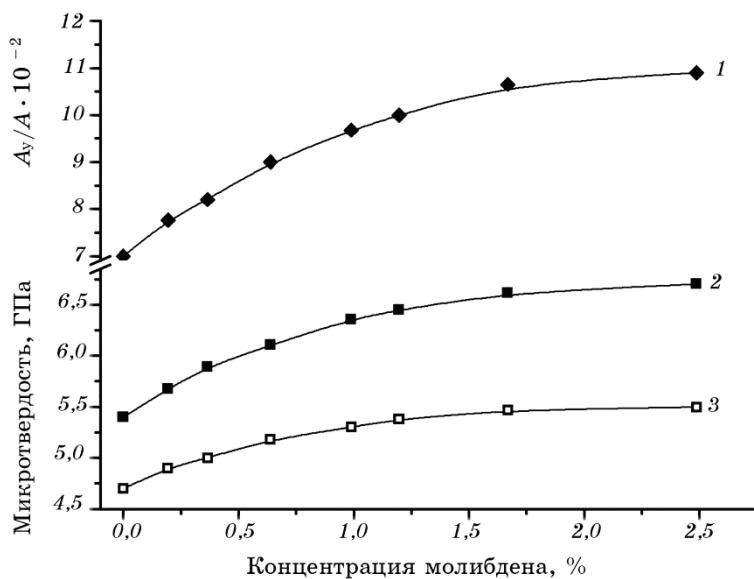


Рис. 12. Зависимости микротвердости H_d (2), измеряемой по диагонали остаточного пластического отпечатка, микротвердости H_h (3), измеряемой по глубине отпечатка, и отношения работы упругой деформации к общей работе упруго-пластической деформации материала A_y/A (1) при внедрении индентора в деформированный в процессе приработки металл стали 120Х15 от концентрации в ней молибдена.

Fig. 12. Dependences of microhardness H_d (2), measured along the diagonal of the residual plastic impression, microhardness H_h (3), measured by the depth of the print, and relation of the work of elastic deformation to the total work of elastic-plastic deformation of the material A_y/A (1), when an indenter is introduced into the deformed metal of steel 120Cr15, from the concentration of molybdenum in this steel.

исходного металла, но так же увеличивает его упругие свойства.

Результаты микромеханических испытаний методом динамического внедрения индентора деформированного в процессе приработки пар трения исходного металла стали 20Х13 показали, что для нее $H_d = 5,98$ ГПа, $H_h = 5,07$ ГПа, $A_y/A = 0,09$.

Таким образом, приведенные выше данные, свидетельствуют о том, что независимо от концентрации в стали 120Х15 молибдена и выбора технологической среды в условиях данной работы переход пар трения в стационарный режим работы с минимальными износом и коэффициентом трения происходит только после формирования на поверхностях контакта трущихся тел самоорганизующихся износостойких покрытий в количестве достаточном для полного экранирования в процессе работы лежащего под ними деформиро-

ванного исходного металла. Эти покрытия состоят из отдельных слоев и являются продуктом многоразового наслоения на поверхности трения прилегающих к пятнам контакта микрообъемов металла. В процессе формирования износостойких покрытий происходит массоперенос микрообъемов наслаждающегося металла между трущимися телами, который сильно зависит от степени легирования стали 120Х15 молибденом и выбора рабочей среды.

При трении в воде на рабочих поверхностях образуются пленки оксидов Fe_2O_3 и FeO , толщина которых не превышает 0,2 мкм. В условиях данной работы физико-механические свойства деформированных исходных металлов не могут обеспечить упругий контакт поверхностей. Поэтому пленки оксидов легко разрушаются. При взаимодействии микронеровностей трущихся тел возникает непосредственный контакт металлических поверхностей и, как следствие, образование сильных адгезионных связей, локальное разрушению металла и его перенос между трущимися телами.

Из данных рисунков 11 и 12 видно, что при содержании молибдена в стали 120Х15 меньше 0,4 ат.% твердость и упругость ее исходного и деформированного металлов меньше чем у стали 20Х13. Поэтому при формировании на поверхностях трения самоорганизующихся износостойких покрытий наблюдается преимущественный массоперенос стали 120Х15 на поверхность стали 20Х13. Самоорганизующиеся износостойкие покрытия обеих сталей образуются преимущественно из материала стали 120Х15. Подтверждением этому служат данные рис. 7. Это приводит к большему износу стали 120Х15 по сравнению со сталью 20Х13 (рис. 1). При этом неравномерный износ тел, образующих узел трения, снижает ресурс его работы.

При введении в сталь 120Х15 0,4 ат.% молибдена физико-механические свойства исходного и деформированного металлов трущихся тел становятся практически одинаковыми (рис. 11 и 12). Поэтому в данном случае при формировании на поверхностях трения самоорганизующихся износостойких покрытий не наблюдается преимущественный массоперенос металла между трущимися телами. В образовании самоорганизующихся износостойких покрытий на обеих сталях в равной степени участвует материал каждого из трущихся тел (рис. 7). Это приводит к тому, что износ обоих тел, образующих узел трения, становится одинаковым, а их суммарный износ минимальным (рис. 1). Поэтому в этом случае наблюдается максимальный срок службы узла трения.

Дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом в количестве, превышающем 0,4 ат.%, приводит к тому, что ее твердость и упругие свойства становятся большими, чем у стали 20Х13 (рис. 11 и 12). Поэтому в данном случае при формировании на поверхностях трения самоорганизующихся износостойких покрытий

наблюдается преимущественный массоперенос металла стали 20Х13 на поверхность стали 120Х15. А самоорганизующиеся износостойкие покрытия обоих трущихся тел образуются преимущественно из материала стали 20Х13 (рис. 7). Это приводит к большему износу стали 20Х13 по сравнению со сталью 120Х15 (рис. 1). С ростом концентрации в стали 120Х15 молибдена и увеличением ее твердости и упругости преимущественный массоперенос металла стали 20Х13 на поверхность стали 120Х15 увеличивается. Поэтому износ стали 120Х15 уменьшается, в то время как, износ стали 20Х13 растет. При этом неравномерный износ тел, образующих узел трения, снижает ресурс его работы.

Введение в воду концентратов СОЖ «АквоЛ-15П» и «Синтал-2» с противозадирными и антиизносными органическими присадками, содержащими в молекуле активные атомы серы и хлора, приводит к адсорбции присадок на поверхностях трения, химическим превращениям (как правило, разложению) присадок при повышенных температурах в местах фактического контакта взаимодействующих поверхностей и химическому взаимодействию наиболее активных продуктов разложения присадок с поверхностями трения [16, 17]. При этом происходит химическое модифицирование поверхностей трения, в результате которого на участках контакта трущихся тел формируются слои химических соединений продуктов разложения присадок с металлом трущихся поверхностей. Эти химические соединения существенно снижают адгезионное взаимодействие трущихся тел в местах контакта микронеровностей. На рисунке 13 приведено полученное с помощью растровой электронной микроскопии в режиме поглощенных электронов изображение торцевого шлифа зоны контактного взаимодействия стали 120Х15 после трения в водном растворе концентраты СОЖ «Синтал-2». Лежащий на поверхности трения светлый слой (зона D) соответствует химическим соединениям атомов хлора и кислорода с атомами стали. Его толщина меняется вдоль поверхности трения и может достигать 6 мкм. Видно, что этот слой экранирует находящиеся под ним самоорганизующиеся износостойкие покрытия (зона А) и деформированный исходный металл стали (зона В), препятствуя контакту ювелирных металлических поверхностей трущихся тел и, как следствие, адгезионному взаимодействию между ними. При съемке специально был выбран участок поверхности трения с проходящей через самоорганизующиеся износостойкие покрытия (зона А) усталостной трещиной, иллюстрирующий механизм разрушения трущихся тел. В результате образования таких трещин отдельные участки самоорганизующихся износостойких покрытий выкрашиваются, после чего на их месте формируются новые покрытия.

Структура торцевого шлифа зоны контактного взаимодействия стали 120Х15 после трения в водном растворе концентраты СОЖ



Рис. 13. Структура торцевого шлифа зоны контактного взаимодействия стали 120Х15 после трения в водном растворе концентраты СОЖ «Синтал-2»; А — самоорганизующиеся износостойкие покрытия, В — деформированный исходный металл, D — химические соединения продуктов разложения СОЖ с металлом трещущихся поверхностей.

Fig. 13. Structure of the face cut of the contact area of steel 120Cr15 after friction in an aqueous solution of concentrate of lubricating-cooling liquid ‘Sintal-2’; A—the self-organizing wearproof coverings, B—deformed initial metal, D—chemical compounds of decomposition products of lubricating-cooling liquid with metal rubbing surfaces.

«Аквон-15П» аналогична описанной выше. Единственным отличием является то, что в лежащем на поверхности трения светлом слое (зона D) вместо соединений атомов хлора присутствуют соединения атомов серы.

Снижение противозадирными и антиизносными органическими присадками СОЖ адгезионного взаимодействия в местах контакта микронеровностей препятствует массопереносу металла между трещущимися телами. Поэтому самоорганизующиеся износостойкие покрытия каждого из трещущихся тел формируются преимущественно из материала данного тела (рис. 8). В этом случае износ тел, образующих пару трения, не должен зависеть от концентрации в стали 120Х15 молибдена и ее физико-механических свойств, что подтверждается данными рис. 1. Из рисунка также видно, что действие противозадирных и антиизносных органических присадок, входящих в состав СОЖ «Синтал-2», более эффективно по сравнению с присадками, входящими в состав СОЖ «Аквон-15П».

Дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом увеличивает ее твердость и упругие свойства, локализуя пластическую деформацию взаимодействующих микровыступов в тонком по-

верхностном слое. По данным работ [8, 9, 14] это должно увеличивать скорость формирования на поверхности стали 120Х15 самоорганизующихся износостойких покрытий, снижая ее износ. Результаты рис. 1 подтверждают это.

При использовании в качестве технологической среды вместо воды индустриального масла И-20А происходит частичное экранирование трущихся поверхностей адсорбированными на них углеводородами. Это снижает адгезионное взаимодействие в местах контакта микровыступов. Вместе с тем, оно остается достаточно сильным и приводит к массопереносу металла между трущимися телами (рис. 9). Поэтому в данном случае механизм влияния дополнительного легирования стали 120Х15 молибденом на износостойкость трущихся сталей и массоперенос металла между ними остается таким же, как для случая использования в качестве технологической среды воды. Однако из-за ослабления маслом адгезионного взаимодействия между поверхностями трения это влияние оказывается не таким сильным (рис. 1, 2, 7 и 9).

Введение в индустриальное масло И-20А 3% вес. фуллеренов С₆₀, как и введение в воду концентратов СОЖ с противозадирными и антиизносными органическими присадками, снижает адгезионное взаимодействие между поверхностями контакта. Однако действие фуллеренов менее эффективно по сравнению с концентратами СОЖ. Не смотря на то, что при использовании фуллеренов массоперенос металла между трущимися телами становится меньшим (рис. 9 и 10), его интенсивность оказывается достаточной для влияния на износостойкость сталей при дополнительном легировании стали 120Х15 молибденом (рис. 2). Тем не менее, введение в масло фуллеренов не только снижает величину износа каждого из трущихся тел, но и делает износ тел менее чувствительным к разнице их физико-механических свойств. А это благотворно сказывается на ресурсе работы узлов трения, собранных из разных материалов.

4. ВЫВОДЫ

Независимо от концентрации в стали 120Х15 молибдена и выбора технологической среды в условиях данной работы, переход пары трения сталь 120Х15–сталь 20Х13 в стационарный режим работы с минимальными износом и коэффициентом трения происходит только после формирования на поверхностях контакта обоих тел самоорганизующихся износостойких покрытий в количестве, достаточном для полного экранирования в процессе работы лежащего под ними деформированного исходного металла. Эти покрытия состоят из качественно нового наноструктурного и ультрадисперсного материала, который может содержать до 35 ат.% активных химических элементов рабочей среды, не образующих каких-либо хими-

ческих соединений с атомами исходных металлов. Материал покрытий обладает высокими, по сравнению с деформированным исходным металлом, твердостью и упругостью. Износ тел при трении происходит в результате образования усталостных трещин на отдельных участках самоорганизующихся износостойких покрытий. Это приводит к их локальному выкрашиванию и формированию на этих участках новых покрытий.

Износостойкие покрытия состоят из отдельных слоев и являются продуктом многоразового наслоения на поверхности трения прилегающих к пятнам контакта микрообъемов металла. В процессе формирования износостойких покрытий происходит массоперенос микрообъемов насыщающегося металла между трущимися телами, который сильно зависит от степени легирования стали 120Х15 молибденом и выбора рабочей среды.

Дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом, который является по сравнению с хромом более сильным карбидообразующим элементом, меняет структуру, тип и состав образующих ее фаз. Это приводит к тому, что с ростом содержания в стали молибдена увеличиваются твердость и упругость ее исходного и деформированного в процессе приработки металлов.

При содержании молибдена в стали 120Х15 меньше 0,4 ат.% (0,7% вес.) твердость и упругость ее исходного и деформированного металлов меньше чем у стали 20Х13. В этом случае при трении в воде сильное адгезионное взаимодействие поверхностей контакта приводит к преимущественному массопереносу металла стали 120Х15 на поверхность стали 20Х13. Поэтому самоорганизующиеся износостойкие покрытия обеих сталей в основном образуются из материала стали 120Х15. Это приводит к большему износу стали 120Х15 по сравнению со сталью 20Х13. А неравномерный износ тел, образующих узел трения, снижает ресурс его работы.

При введении в сталь 120Х15 0,4 ат.% (0,7% вес.) молибдена физико-механические свойства исходного и деформированного металлов трущихся тел становятся одинаковыми. Благодаря этому при трении в воде преимущественный массоперенос металла между ними отсутствует. В формировании самоорганизующихся износостойких покрытий на обеих сталях в равной степени участвует материал каждого из трущихся тел. Это приводит к тому, что износ обоих тел, образующих узел трения, становится одинаковым, а их суммарный износ минимальным. Поэтому в этом случае наблюдается максимальный срок службы узла трения.

Дополнительное легирование стали 120Х15 молибденом в количестве, превышающем 0,4 ат.% (0,7% вес.), приводит к тому, что ее твердость и упругие свойства становятся большими, чем у стали 20Х13. В этом случае при трении в воде наблюдается преимущественный массоперенос металла стали 20Х13 на поверхность стали

120Х15. Самоорганизующиеся износостойкие покрытия обоих трущихся тел образуются преимущественно из материала стали 20Х13. Это приводит к большему износу стали 20Х13 по сравнению со сталью 120Х15. С ростом концентрации в стали 120Х15 молибдена и увеличением ее твердости и упругости преимущественный массоперенос металла стали 20Х13 на поверхность стали 120Х15 увеличивается. Поэтому износ стали 120Х15 уменьшается, а износ стали 20Х13 растет. Увеличение неравномерности износа тел, образующих узел трения, снижает ресурс его работы.

Введение в воду концентратов СОЖ «Аквон-15П» и «Синтал-2» с противозадирными и антиизносными органическими присадками приводит к химическому модифицированию поверхностей трения, в результате которого на участках контакта трущихся тел формируются слои химических соединений продуктов разложения присадок с металлом поверхностей. Эти химические соединения препятствуют адгезионному взаимодействию микронеровностей трущихся тел, существенно снижая массоперенос металла между ними. Поэтому, в данном случае, самоорганизующиеся износостойкие покрытия каждого из трущихся тел формируются преимущественно из материала данного тела. А износ тел, образующих пару трения, практически не зависит от концентрации в стали 120Х15 молибдена и ее физико-механических свойств. Действие противозадирных и антиизносных органических присадок, входящих в состав СОЖ «Синтал-2», более эффективно по сравнению с присадками, входящими в состав СОЖ «Аквон-15П».

Использование в качестве технологической среды вместо воды индустриального масла И-20А частично снижает адгезионное взаимодействие между поверхностями контакта из-за адсорбции на них молекул углеводородов. Это уменьшает массоперенос металла между трущимися телами, который, несмотря на это, остается достаточно сильным. Поэтому использование вместо воды индустриального масла И-20А не меняет общий механизм влияния дополнительного легирования стали 120Х15 молибденом на износостойкость трущихся сталей и массоперенос металла между ними, но делает это влияние не таким сильным.

Введение в индустриальное масло И-20А 3% вес. фуллеренов С₆₀, как и введение в воду концентратов СОЖ с противозадирными и антиизносными органическими присадками, снижает адгезионное взаимодействие между поверхностями контакта. Однако действие фуллеренов менее эффективно по сравнению с концентратами СОЖ. В этом случае массоперенос металла между трущимися телами становится меньшим, но его интенсивность оказывается достаточной для влияния на износостойкость сталей дополнительного легирования стали 120Х15 молибденом. Введение в масло фуллеренов снижает величину износа трущихся тел и делает ее менее чув-

ствительной к разнице их физико-механических свойств. Это благотворно сказывается на ресурсе работы узлов трения, собранных из разных материалов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, 33, № 12: 1671 (2011).
2. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, 37, № 6: 817 (2015).
3. В. И. Тихонович, *Повышение износостойкости литьих материалов. Повышение износостойкости литьих сплавов для насосного оборудования* (Киев: Институт проблем литья АН УССР: 1983).
4. В. П. Гаврилюк, В. И. Тихонович, И. А. Шалевская и др., *Абразивостойкие высокочромистые чугуны* (Луганск: Ноулидж: 2010).
5. Б. А. Кириевский, В. И. Тихонович, С. С. Затуловский, Г. Н. Гордань, *Литые износостойкие материалы. О выборе материала для деталей, работающих в условиях трения скольжения и эрозионно-коррозионного износа* (Киев: Наукова думка: 1969).
6. В. В. Немошканенко, В. В. Горский, В. В. Тихонович и др., *Металлофизика*, 6, № 6: 93 (1984).
7. В. А. Галанов, О. Н. Григорьев, Ю. В. Мильман и др., *Проблемы прочности*, 11: 93 (1983).
8. С. И. Булычев, В. П. Алехин, А. П. Терновский, *ФиХОМ*, 2: 58 (1976).
9. С. И. Булычев, В. П. Алехин, М. Х. Шоршоров, *ФиХОМ*, 5: 69 (1979).
10. В. В. Тихонович, О. М. Грипачевський, В. И. Тихонович, В. Г. Новицький, *Металознавство та обробка металів*, № 3: 21 (2007).
11. В. Ю. Бакларь, Н. И. Кускова, В. В. Тихонович, А. Н. Грипачевський, *Электронная обработка материалов*, № 4: 30 (2009).
12. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, 38, № 6: 763 (2016).
13. Х. Дж. Гольдшмидт, *Сплавы внедрения* (Москва: Мир: 1971).
14. В. В. Тихонович, В. Н. Уваров, *Успехи физ. мет.*, 12, № 2: 209 (2011).
15. М. Я. Дзугутов, *Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов* (Москва: Металлургия: 1977).
16. Ю. М. Виноградов, *Трение и износ модифицированных металлов* (Москва: Наука: 1972).
17. Р. М. Маивиевский, Д. К. Шульце, И. А. Буняковский, *Исследование смазочных материалов при трении. О связи между термической стабильностью химически активных присадок к смазочным маслам и их триботехническими свойствами при трении* (Москва: Наука: 1981).

REFERENCES

1. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 33, No.12: 1671 (2011) (in Russian).
2. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 37, No. 6: 817 (2015) (in Russian).
3. V. I. Tykhonovych, *Povyshenie Iznosostoykosti Litykh Materialov. Povyshenie Iznosostoykosti Litykh Splavov dlya Nasosnogo Oborudovaniya* (Kiev: Institut

Problem Litya AN USSR: 1983) (in Russian).

- 4. V. P. Gavrilyuk, V. I. Tykhonovych, I. A. Shalevskaya et al., *Abrazivostoykie Vysokokhromistye Chuguny* (Lugansk: Noulidzh: 2010) (in Russian).
- 5. B. A. Kirievskiy, V. I. Tykhonovych, S. S. Zatulovskiy, and G. N. Gordan, *Litye Iznosostoykie Materialy. O Vybere Materiala dlya Detaley, Rabotayushchikh v Usloviyakh Treniya Skolzheniya i Erozionno-Korrozionnogo Iznosa* (Kiev: Naukova Dumka: 1969) (in Russian).
- 6. V. V. Nemoshkalenko, V. V. Gorskiy, V. V. Tykhonovych et al., *Metallofizika*, **6**, No. 6: 93 (1984) (in Russian).
- 7. V. A. Galanov, O. N. Grigor'ev, U. V. Mil'man et al., *Problemy Prochnosti*, **11**: 93 (1983) (in Russian).
- 8. S. I. Bulychyev, V. P. Alyekhin, and A. P. Ternovskiy, *Fizika i Khimiya Obrabotki Metallov*, **2**: 58 (1976) (in Russian).
- 9. S. I. Bulychyev, V. P. Alyekhin, and M. Kh. Shorshorov, *Fizika i Khimiya Obrabotki Metallov*, **5**: 69 (1979) (in Russian).
- 10. V. V. Tykhonovych, O. M. Grypachevskiy, V. I. Tykhonovych, and V. G. Novytskyy, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 3: 21 (2007) (in Ukrainian).
- 11. V. Yu. Baklar, N. I. Kuskova, V. V. Tykhonovych, and A. N. Gripachevskiy, *Elektronnaya Obrabotka Materialov*, No. 4: 30 (2009) (in Russian).
- 12. V. V. Tykhonovych, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 6: 763 (2016) (in Russian).
- 13. Kh. Dzh. Goldshmidt, *Splavy Vnedreniya* (Moscow: Mir: 1971) (in Russian).
- 14. V. V. Tykhonovych and V. N. Uvarov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **12**, No. 2: 209 (2011) (in Russian).
- 15. M. Ya. Dzugutov, *Plasticheskaya Deformatsiya Vysokolegirovannykh Stalei i Splavov* (Moscow: Metalluriya: 1977) (in Russian).
- 16. Yu. M. Vinogradov, *Trenie i Iznos Modifitsirovannykh Metallov* (Moscow: Nauka: 1972) (in Russian).
- 17. R. M. Maivievskiy, D. K. Shul'tse, and I. A. Bunyakovskiy, *Issledovanie Smazochnykh Materialov pri Trenii. O Svyazi Mezhdu Termicheskoy Stabil'nost'yu Khimicheski Aktivnykh Prisadok k Smazochnym Maslom i Ikh Tribotekhnicheskimi Svoystvami pri Trenii* (Moscow: Nauka: 1981) (in Russian).