

Зелинский В.В., Гоц А.Н., Гусев В.Г., Борисова Е.А. Влияние магнитной обработки на долговечность исполнительных органов пружинонавивочных автоматов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 91–99. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.13

Zelinskiy V.V., Gots A.N., Gusev V.G., Borisova E.A. Influence of magnetic processing on the durability of the working parts of spring-coiling machines. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 91–99. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.13

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 21, № 1, 2019
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.13
УДК 621.89; 669.01

В.В. Зелинский¹, А.Н. Гоц², В.Г. Гусев², Е.А. Борисова¹

¹ Муромский институт, филиал Владимирского государственного университета
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, Муром, Россия

² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, Владимир, Россия

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ
ИСПОЛНИТЕЛЬНЫХ ОРГАНОВ ПРУЖИНОНАВИВОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Изучается проблема повышения долговечности по износу подающих и гибочных роликов пружинонавивочных автоматов. Контакт роликов с пружинной проволокой рассматривается как фрикционное взаимодействие пары легированная сталь–углеродистая сталь, в которой из-за особенностей работы значительно изменяется структура и химический состав контактных слоев с образованием в них вторичных структур с абразивными свойствами.

Экспериментальным моделированием фрикционного взаимодействия образцов двух марок высоколегированных сталей с углеродистой пружинной сталью показано, что износ легированной стали может быть существенно снижен предварительной обработкой магнитным полем. Предполагается, что изнашивание легированной стали осуществляется особо твердыми вторичными структурами, возникающими за время контакта на сопряженной углеродистой стали.

Специальными опытами на парах трения легированная сталь–углеродистая сталь с измерением микротвердости следов трения показано, что такие структуры образуются, а магнитная обработка этому препятствует. По результатам статистического анализа обширного массива измерений установлено проявление во фрикционном контакте упрочняющих механизмов не только деформационной природы, но и механизмов, связанных с химическими превращениями, образованием прочных ковалентных связей, которые и обуславливают абразивные свойства вторичных структур.

Серией триботехнических опытов с проведением спектрального анализа и оценкой химического состава следов трения по углеродистой стали выявлена решающая роль массопереноса углерода и карбидообразующих элементов из сопряженной легированной стали, за счет чего происходит образование твердых вторичных структур на поверхности углеродистой стали. Показано, что происходит дополнительное науглероживание наружных слоев ее кристаллической решетки, которое, кроме традиционного упрочнения за счет ее искажения, оказывает каталитическое действие на реализацию механизмов химической природы в виде образования легированного цемента, карбидной фазы и интерметаллидов, несмотря на кратковременность фрикционного контакта.

Делается вывод, что влияние магнитной обработки состоит в повышении структурной стабильности контактных слоев решетки легированных сталей при фрикционном взаимодействии с углеродистой сталью за счет формирования внутри решетки энергетического барьера для диффузионного массопереноса углерода и легирующих элементов.

Ключевые слова: микротвердость, массоперенос, сталь, углерод, легирующий элемент, механизм, твердость, вторичная структура, износ, поверхность, концентрация, магнитная обработка.

V.V. Zelinskiy¹, A.N. Gots², V.G. Gusev², E.A. Borisova¹

¹ Murom Institute, branch Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs,
Murom, Russian Federation

² Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs, Vladimir, Russian Federation

INFLUENCE OF MAGNETIC PROCESSING ON THE DURABILITY
OF THE WORKING PARTS OF SPRING-COILING MACHINES

The paper studies the problem of increasing the durability of wear of the feed and bending rollers of spring-coiling machines. The contact of the rollers with spring wire is considered as the frictional interaction of the “alloy steel - carbon steel” pair, in which, due to the nature of the work, the structure and chemical composition of the contact layers significantly change to form secondary structures with abrasive properties.

Experimental modeling of the frictional interaction of samples of two grades of high-alloyed steels with carbon spring steel showed that the wear of alloyed steel can be significantly reduced by preliminary treatment with a magnetic field. It is assumed that the wear of alloyed steel is carried out by particularly hard secondary structures that arise during contact on conjugated carbon-steel.

Special experiments on friction pairs "alloyed steel - carbon steel" with the measurement of the microhardness of friction traces showed that such structures are formed, and the magnetic treatment prevents this. According to the results of statistical analysis of a wide array of measurements, the manifestation in frictional contact of strengthening mechanisms not only of deformation nature, but also of mechanisms associated with chemical transformations and the formation of strong covalent bonds, which determine the abrasive properties of secondary structures, has been established.

A series of tribotechnical experiments with spectral analysis and assessment of the chemical composition of friction traces on carbon steel revealed the crucial role of carbon mass transfer and carbide forming elements from conjugated alloyed steel, due to which solid secondary structures are formed on the surface of carbon steel. It is shown that additional carburization of the outer layers of its crystal lattice takes place, which, apart from traditional hardening due to its distortion, has a catalytic effect on the realization of chemical nature mechanisms in the form of formation of doped cementite, carbide phase and intermetallic compounds, despite the short duration of frictional contact.

It is concluded that the effect of magnetic treatment consists in increasing the structural stability of the contact layers of the alloyed steel grating under frictional interaction with carbon steel due to the formation of an energy barrier for diffusional mass transfer of carbon and alloying elements inside the grating.

Keywords: microhardness, mass transfer, steel, carbon, alloying element, mechanism, hardness, secondary structure, wear, surface, concentration, magnetic treatment.

Введение

Рабочие поверхности исполнительных органов многих технологических машин в процессе выполнения своих функций испытывают комбинированное деформационное воздействие. Их долговечность по износу во многом определяется потенциалом конструктивной прочности тонкого поверхностного слоя и стабильностью его микроструктуры. В полной мере это относится к подающим и гибочным роликам пружинонавивочных автоматов (ПНА) типа NPВ, применяемых для холодной навивки бочкообразных и корсетных пружин из углеродистых сталей 65, 70 в серийном производстве. Ввиду этого для подающих роликов используют высоколегированные инструментальные хромомолибденовые стали типа Х12МФ, а для гибочных роликов – вольфрамомолибденовые стали типа Р6М5 (из-за повышенной доли скольжения в контакте). При этом существенно меньшую долговечность показывают подающие ролики, рабочие поверхности которых более нагружены комбинированным контактным воздействием.

Подающие ролики ПНА обеспечивают подачу проволоки в узел гибки и навивки по принципу типовой фрикционной передачи. Необходимое для преодоления сопротивлений пластического изгиба усилие подачи достигается созданием в ее контакте с подающими роликами надежного фрикционного сцепления за счет поддержания нагрузкой аномально высоких поверхностных напряжений сжатия в зоне соприкосновения. Контакт поверхностей ролика и проволоки неизбежно сопровождается процессами буксования, упругого и геометрического скольжения, свойственными фрикционному принципу передачи усилия. Буксование поверхностей значительно усиливается за счет повторяющихся в нагруженном состоянии циклов останова–выстой–пуск ролика, необходимых для отрезки готовой пружины. Длительность цикла составляет 0,2 с. Таким образом, деформация сжатия в контакте поверхностей циклически дополняется высокими напряжениями сдвига. Как показывает опыт работы деталей машин, в нагруженном под-

вижном контакте в условиях деформации «сжатие плюс сдвиг» происходит непрерывное образование химически чистых микроконтактов. Такие процессы, тем более для металлов с близкими по строению кристаллическими решетками, сопровождаются повышенным адгезионно-абразивным изнашиванием. Для ПНА это приводит к снижению долговечности приводных роликов.

По перечисленным условиям взаимодействия контактная пара ролик–проволока представляет собой традиционную фрикционную пару легированная сталь–углеродистая сталь. Многочисленные данные [1–6] свидетельствуют о том, что для таких пар даже при кратковременном контакте значительно изменяется микроструктура и химический состав контактных слоев с образованием в них вторичных структур с отличным от исходной структуры набором показателей конструктивной прочности.

Поскольку определяющие физико-химические процессы осуществляются на атомно-электронном уровне, предполагается, что на них может оказать благоприятное влияние особое энергетическое состояние кристаллической решетки высоколегированной стали ролика. Такое состояние в ролике создается предварительной импульсной обработкой магнитным полем (ОМП), последствием которой для ряда сталей ранее исследовалось автотермическое состояние [7–12].

Исходные данные

Фрикционный контакт подающих роликов и проволоки связан с усиленной упругопластической деформацией поверхностных слоев. Вследствие локализации деформаций в очень тонких слоях энергетическое состояние последних соответствует чрезвычайно высокой механоактивации. Благодаря этому к зоне соприкосновения кристаллических решеток доставляются удельные уровни энергии (на 1 атом), существенно превышающие удельные энергии, доставляемые в результате термоактивации. В работах [13, 14] отмечается, что во многих случаях энергетика механоактивации фрикционного контакта соответствует потенциалам до 10 эВ

и этого достаточно не только для локального оплавления металла в зоне соприкосновения, но даже для его ионизации. При таких высоких уровнях энергетического возмущения в локальных участках взаимодействующих кристаллических решеток металлов существенно утрачиваются связи между атомами и электронами, свойственные кристаллическому строению. Создается неустойчивое структурно-энергетическое состояние, соответствующее квазижидкому строению вещества. В междоузельном пространстве образуется промежуточный контактный микрообъем с особыми свойствами (третье тело), проявляющий себя как открытая термодинамическая система, в которой происходит массоперенос и обмен энергией по законам термодинамики [1, 14, 15].

Разупорядоченные слои атомов претерпевают резкое уменьшение энергетических барьеров для массопереноса и химических реакций. При этом поставка энергии для прохождения химических реакций в третье тело в основном осуществляется не нагревом, а механической активацией. Ввиду этого влияние температурного фактора на возможность производства химических реакций в нем значительно уменьшается [14, 15].

Таким образом, предполагается, что за счет детерминированных вторичных физико-химических процессов, в том числе диффузии, между металлами в условиях подвижного контакта с интенсивной комбинированной деформацией в наружных слоях проволоки могут образоваться вторичные структуры с повышенной твердостью, оказывающие адгезионно-абразивное воздействие на сопряженную поверхность ролика. К такой гипотезе привели обнаруженные поверхностные микроповреждения роликов в виде рисок, царапин и микровырывов. Выявленный характер повреждений указывает, что они произведены твердыми микровыступами на поверхности проволоки. При этом происхождение микровыступов с повышенной твердостью связано с химическими механизмами преобразования вещества, реализуемыми в процессе контактного взаимодействия.

Экспериментальные исследования

На 1-м этапе экспериментов с целью оценки влияния ОМП на величину износа проводилось моделирование реального фрикционного взаимодействия подающего ролика и проволоки в условиях «сжатие плюс сдвиг» путем испытаний под нагрузкой на машине трения со схемой касания поверхностей цилиндр–плоскость.

Неподвижную плоскость имитировали образцами в виде прямоугольных призм из высоколегированных сталей X12MФ и P6M5, вырезанных из по-

дающего и гибочного роликов пружинонавигочного автомата. Подвижную цилиндрическую поверхность имитировали роликами (диаметр 40 мм, высота 12 мм) из углеродистой пружинной стали 65, которые были подвергнуты чистовому точению и термообработке до твердости 42–45 HRC с получением микроструктуры, соответствующей патентованной проволоке для навивки пружин. Испытания на износ образцов сталей X12MФ и P6M5 производили в одинаковых условиях этапами по 30 мин при двух вариантах их подготовки: без проведения ОМП и с проведением ОМП в оптимальном режиме, определенном специальными исследованиями авторов [8, 9]. Износ определяли по убыли веса образцов.

Результаты испытаний в виде усредненных значений интенсивности изнашивания представлены на рис. 1, а. Из них следует, что применение ОМП для подающих и гибочных роликов из высоколегированных сталей X12MФ и P6M5 в ПНА позволяет повысить их долговечность более чем в 2 раза. Для сравнения на рис. 1, б приведены полученные авторами результаты изнашивания в аналогичных условиях низко-, средне- и высоколегированных сталей при их взаимодействии с углеродистыми сталями 45 и 55 [9–11].

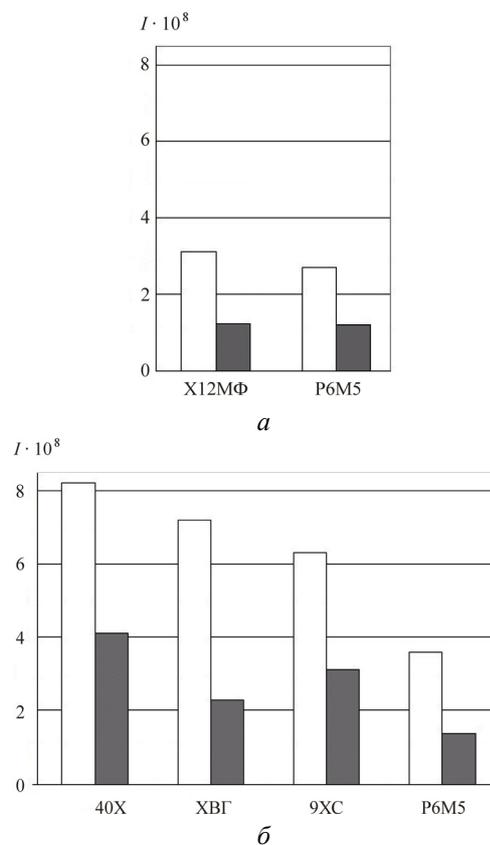


Рис. 1. Влияние ОМП на интенсивность изнашивания легированных сталей при взаимодействии с углеродистыми сталями (а – со сталью 65, б – со сталями 45, 55): □ – без ОМП; ■ – с ОМП

На 2-м этапе экспериментов для исследования процесса диффузионного массопереноса между материалами ролика и пружинной проволоки проводили испытания на трение на токарном станке также со схемой касания поверхностей образцов цилиндр (индентор)–плоскость (диск) аналогично работам [10, 11]. Неподвижными инденторами являлись образцы высоколегированных сталей X12MФ и P6M5, также вырезанные из натуральных роликов пружинонавивочного автомата. Их контактная цилиндрическая поверхность с радиусом 65 мм и высотой 4 мм имела исходную твердость 64 HRC. Подвижные плоские диски диаметром 55 мм подготавливали так же, как и на 1-м этапе экспериментов. Дорожка трения в виде кольца со средним диаметром 30 мм располагалась на их плоской поверхности. Перед опытами на трение средняя исходная микротвердость поверхности составляла 460 HV (4,6 ГПа).

Испытания проводили в одинаковых нагрузочных условиях также при двух вариантах подготовки инденторов из сталей X12MФ и P6M5: без проведения ОМП и с проведением ОМП. С целью максимального приближения условий опытов к условиям подачи проволоки при навивке пружин длительность испытаний для каждой фрикционной пары назначали малой (2 мин).

В целях повышения достоверности результатов измерения микротвердости дорожек трения на дисках и проведения их статистической обработки общее количество измерений в каждом опыте назначалось достаточно большим (до 100). Причем измерения проводили по всей дорожке. Результаты по микротвердости для дисков, работавших в паре с инденторами из высоколегированных сталей X12MФ и P6M5, в качественном плане оказались близкими, не имеющими принципиальных отличий. Исходя из этого приведены только результаты по микротвердости дорожек трения дисков, работавших в паре с инденторами из легированной стали X12MФ (рис. 2).

При измерении микротвердости были получены достаточно большие поля разброса значений, особенно после трения с индентором, не подвергнутом ОМП (см. рис. 2, а). Ввиду этого для сравнения проводили измерение микротвердости плоской поверхности дисков после полирования и чистового точения. В обоих случаях поля разброса значений оказались значительно меньше (рис. 3). Из этого косвенно следует, что при трении комплекс происходящих физико-химических процессов, влияющих на микротвердость, значительно более широк и многообразен, чем при механической обработке. Это полностью согласуется с отмеченными выше научными данными [1, 4–6] по

изменению при трении микроструктуры и химического состава тонких контактных слоев.

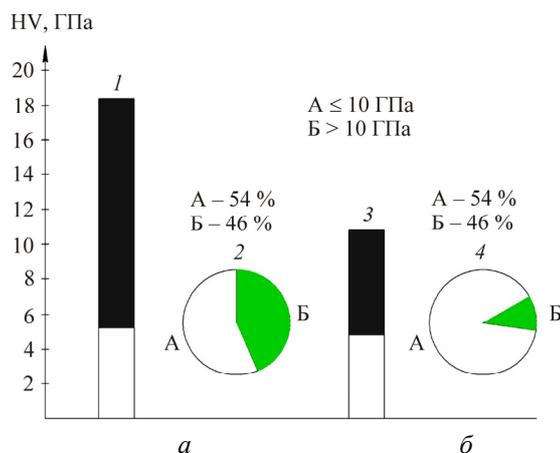


Рис. 2. Микротвердость дорожек трения (1, 3) и соотношение ее значений (2, 4) на дисках из стали 65, работавших в паре со сталью X12MФ без ОМП (а) и с ОМП (б)

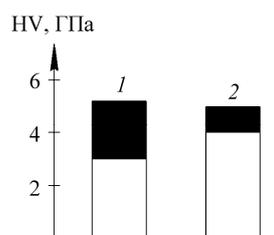


Рис. 3. Микротвердость поверхности диска из стали 65 после полирования (1) и чистового точения (2)

В целом измерения показали, что после трения с немагнитным индентором из легированной стали максимальные и близкие к ним значения микротвердости оказались более чем в 3,5 раза выше исходной микротвердости. Однако после трения с намагнитным индентором максимальные значения микротвердости снизились почти в 2 раза, диапазон разброса значений также уменьшился вдвое (см. рис. 2, б).

Известно, что при трении в первую очередь реализуется деформационный механизм упрочнения. При этом его максимальная кратность повышения твердости составляет до 1,4–1,5 [16, 17]. Кратность упрочнения твердорастворного механизма значительно выше, так как оно состоит в образовании химических соединений с повышенной долей ковалентных связей, обеспечивающих существенно повышенную твердость [17–19]. Для оценки влияния разных механизмов упрочнения было принято во внимание, что деформационному соответствуют более низкие значения микротвердости, к которым условно отнесли диапазон с HV < 10 ГПа, а механизмам химической природы соответствуют

более высокие значения микротвердости, к которым отнесли диапазон с $HV > 10$ ГПа. На рис. 2 отмеченные диапазоны обозначены буквами А и Б.

Такой подход позволил выявить, что при трении с ненамагниченным индентором значительная доля поверхности трения диска содержит в виде островковых включений твердые новообразованные структуры. Их появление может быть обусловлено только действием химического механизма с легкой реализацией в заданных условиях, например твердорастворного. На это указывает выявленное большое количество высоких значений микротвердости (46 %), представленное на рис. 2, а. Такая значительная часть значений микротвердости в верхней половине поля разброса просто недостижима для деформационного механизма. При этом остальная часть в виде низких значений (54 %) в нижней половине поля вполне соответствует возможностям этого механизма. Таким образом, наличие значительного количества вторичных твердых структур химического происхождения косвенно подтверждает возможность интенсивного массопереноса углерода и легирующих элементов при трении на поверхность сопряженной углеродистой стали и их участия в химических преобразованиях.

При трении с намагниченным индентором высоких значений микротвердости оказалось лишь 9 %, низких – 91 % (см. рис. 2, б). Это указывает на резкое снижение количества новообразованных высокотвердых включений на поверхности трения, упрочненных твердорастворным механизмом химической природы. В преобладающем количестве оказались участки с низкой кратностью упрочнения, свойственной деформационному механизму. Отсюда следует, что при трении с намагниченным индентором исходных элементов для заметных химических преобразований оказывается недостаточно. Это позволяет предположить значительное замедление переноса углерода и легирующих элементов из намагниченного индентора в поверхностные слои сопряженной углеродистой стали.

Образование в процессе трения твердых вторичных структур на поверхностях дисков подтверждают также обнаруженные микроскопированием микроповреждения в виде рисок и царапин на поверхностях трения инденторов.

Измерения микротвердости привели к выводу, что при низкой плотности расположения вторичных структур химического происхождения на поверхности дорожки трения точная количественная оценка результатов переноса карбидообразующих элементов с использованием рентгено-спектральных микроанализаторов, дающих локальные (точечные) анализы, затруднительна.

Оценка может оказаться в пределах ошибки обнаружения из-за очень малого диаметра (до 1 мкм) возбуждаемой зоны для взятия анализа. Исходя из этого количественную оценку элементного содержания проводили на оптико-эмиссионном спектрометре Q4 TASMАN с диаметром возбуждаемой зоны до 4 мм. Такая зона взятия анализа позволяет получить усредненные значения концентраций по достаточно большой площади поверхности. Благодаря обдувке зоны анализа аргоном метод обеспечивает высокую точность и воспроизводимость результатов измерения. Измерения концентраций в поверхностном слое дорожки трения на дисках проводили после трения без ОМП и с ОМП.

Обсуждение и оценка результатов

Факт диффузионного переноса углерода и легирующих элементов по повышению их измененной концентрации по сравнению с исходной подтвердили все проведенные исследования.

Очень важным результатом оценки по элементному содержанию является установление того факта, что без применения ОМП в поверхностном слое дорожки трения дисков произошло резкое увеличение содержания углерода (рис. 4). В основном это результат его переноса из сопряженной высоколегированной стали, который реализовался при трении с инденторами как из стали Х12МФ, так и из стали Р6М5. Это объясняется следующим образом.

1. По данным марочника металлов в стали Х12МФ углерода содержится 1,45–1,65 %, в стали Р6М5 – 0,82–0,9 %, т.е. в них углерода существенно больше, чем в стали 65. Таким образом, одной из движущих сил в переносе углерода в углеродистую сталь является градиент концентраций по закону Фика [20].

2. В контактной паре легированная сталь–углеродистая сталь, тем более в условиях комбинированной деформации «сжатие плюс сдвиг», в наружных слоях кристаллической решетки углеродистой стали, как менее прочной, образуются скопления дефектов в виде различных дислокаций. Создается большой градиент механических напряжений. Считается [1, 15, 21], что во фрикционном взаимодействии он является более мощной движущей силой массопереноса, чем градиент концентрации или химического потенциала. При этом скорость диффузии на несколько порядков превышает таковую в обычных условиях. Ввиду этого на дефектах решетки для уменьшения энергии ее искажения мгновенно образуются сегрегации атомов углерода (атмосферы Коттрелла на дислокациях), создающие дополнительный цементит в наружных слоях решетки углеродистой стали.

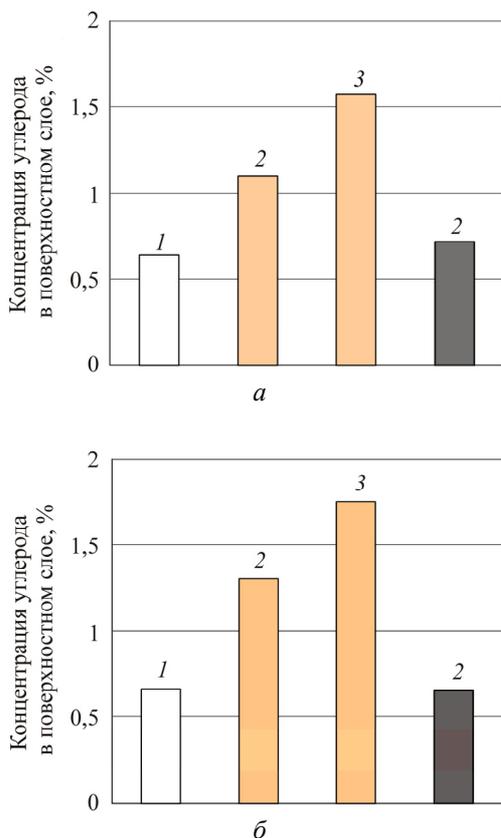


Рис. 4. Исходная (1), измененная средняя (2) и локальная максимальная (3) концентрации углерода в поверхностном слое стали 65, работавшей в паре со сталями X12MF (а) и P6M5 (б): □ – без ОМП; ■ – с ОМП

В результате оба фактора приводят к увеличению на поверхности дисков средней концентрации углерода до 1,1–1,3 % и локальной – до 1,6–1,75 % в опытах с обеими высоколегированными сталями (см. рис. 4). Вместе с тем известно [18], что увеличение углерода в решетке мартенсита до 1,6 % упрочняет его за счет искажений примерно до 68 HRC (≈ 1400 HV). Время превращения менее 10^{-7} с. Таким образом, только за счет науглероживания тонкого слоя решетки создаются условия для образования островковых вторичных структур с повышенной твердостью, оказывающих абразивное воздействие на сопряженную легированную сталь.

Одновременно атомы хрома, молибдена, вольфрама и ванадия, оказавшиеся в результате механоактивации в третьем теле и имеющие повышенное сродство к углероду (чем и объясняется их высокая карбидообразующая способность), интенсивно диффундируют в науглероженные области скопления дефектов (т.е. в поверхностный слой углеродистой стали) и образуют легированный цементит с еще более высокой твердостью. Такие процессы при науглероживании сталей хорошо из-

вестны, их результаты оценивают компьютерным моделированием [22]. Показано, что зарождение частиц легированного цементита происходит на флуктуациях концентрации углерода и хрома в области дислокаций [19, 22].

Кроме того, благодаря флуктуации концентрации в отдельных местах содержание карбидообразующих элементов Cr, Mo, W и V, перенесенных из соответствующих легированных сталей на диски, может оказаться достаточным для образования мелкодисперсных смешанных карбидов с абразивным влиянием на сопряженную легированную сталь. Ванадий, почти не растворяющийся в цементите, при любой концентрации может образовать самостоятельный карбид, отличающийся высокой твердостью [19]. Реализацию приведенных процессов подтверждает повышение микротвердости поверхностного слоя дорожки трения до 1800 HV (см. рис. 2, а). Эффект такого упрочнения объясняется образованием ковалентных связей во вторичных микроструктурах, а это возможно именно в карбидной фазе и интерметаллидах с присутствием Cr, Mo, W и V. Прикладные расчеты показывают, что благодаря механизмам микродиффузии [1, 4] для скопления мелкодисперсных карбидов в слое толщиной до 1 мкм требуется весьма малая продолжительность контакта 10^{-3} – 10^{-4} с, что на 2–3 порядка меньше продолжительности реального контакта как в проведенных опытах, так и при взаимодействии роликов с проволокой в ПНА.

Другим важным установленным результатом является то, что с применением ОМП увеличения содержания углерода в поверхностном слое дорожки трения дисков практически не происходит в испытаниях с обеими легированными сталями (см. рис. 4). Следовательно, несмотря на образование дефектов на поверхности дисков трением (как это было без ОМП), факт проведения ОМП делает невозможным диффузионный массоперенос углерода из легированных сталей на диски, науглероживания не происходит. Ввиду чего упрочнения мартенсита дисков за счет искажений не происходит.

При этом из-за создания энергетического барьера в решетке легированных сталей проведением ОМП и отсутствия перенесенных избыточных атомов углерода (как катализаторов карбидообразования) в наружных слоях решетки дисков практически прекращается процесс массопереноса в нее карбидообразующих элементов из легированной стали. Исходные элементы для химических преобразований и создания соединений типа карбидной фазы и интерметаллидов с прочными ковалентными связями отсутствуют. Таким образом, заметного образования твердых вторичных структур на поверхности углеродистой стали не происходит.

С учетом того, что диффузия является функцией времени, представляет важное значение оценка эффективности массопереноса по дифференциальной характеристике в виде скорости накопления среднего прироста концентрации элементов в поверхностном слое дисков во времени [11]. Значение характеристики можно вычислить по формуле

$$V_n = \frac{C_{\text{изм.ср}} - C_{\text{исх}}}{t},$$

где $C_{\text{изм.ср}}$ – измененная средняя концентрация, $C_{\text{исх}}$ – исходная концентрация, t – длительность трения в постоянных условиях, мин.

По сути, эта характеристика является аналогом плотности потока переносимых атомов и для оценки кратности ее снижения за счет применения ОМП единица времени не имеет значения. Результаты оценки влияния ОМП на скорость накопления среднего прироста концентрации карбидообразующих элементов в поверхностном слое дисков, работавших в паре со сталями X12МФ и Р6М5, представлены на рис. 5.

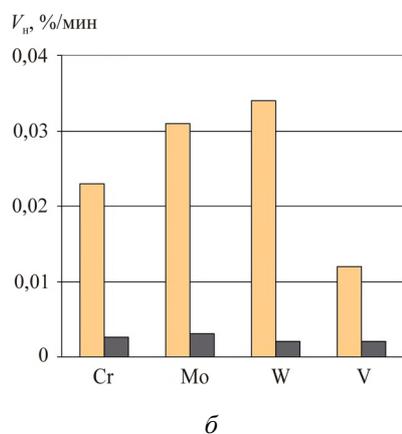
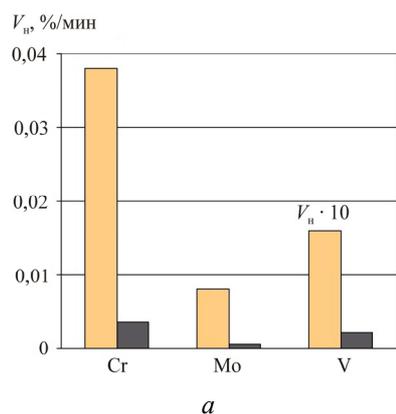


Рис. 5. Скорость накопления среднего прироста концентрации карбидообразующих элементов в поверхностном слое стали 65, работавшей в паре со сталями X12МФ (а) и Р6М5 (б): ■ – без ОМП; ■ – с ОМП

Видно, что в случае применения ОМП эффективность переноса и накопления карбидообразующих элементов в поверхности диска (и, следовательно, эффективность образования в ней твердых частиц с абразивными свойствами) существенно снижается.

Выводы:

1. В работе установлен новый физический эффект, который заключается в том, что намагничивание до насыщения легированной стали многократно снижает при трении диффузионный перенос углерода и легирующих элементов в сопряженную углеродистую сталь.

2. Практическая полезность магнитной обработки состоит в повышении структурной стабильности контактных слоев решетки легированных сталей за счет формирования в ней энергетического барьера для диффузионного массопереноса углерода и легирующих элементов в сопряженную углеродистую сталь.

3. За счет ОМП скорость массопереноса может быть уменьшена: для углерода до 3 раз, для карбидообразующих элементов в 9–17 раз, что значительно повышает долговечность исполняющих органов ПНА.

Список литературы

1. Машков Ю.К. Трибофизика металлов и полимеров: монография. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2013. – 240 с.
2. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. – М.: Машиностроение, 1982. – 212 с.
3. Микролегирование азотом поверхностей конструкционных материалов при финишных методах обработки инструментами на основе кубического нитрида бора / А.В. Тотай, О.А. Горленко, В.П. Федоров, А.Н. Прокофьев // Вестник БГТУ. – 2013. – № 4(20). – С. 95–100.
4. Любарский И.М., Палатник Л.С. Металлофизика трения. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с. (Успехи современного металловедения).
5. Костецкий Б.И., Носовский И.Г., Караулов А.К. Поверхностная прочность материалов при трении. – Киев: Техника, 1976. – 296 с.
6. Хайнике Г. Трибохимия. – М.: Мир, 1987. – 584 с.
7. Borisova E.A., Zelinskiy V.V. On the mechanism of ferromagnetic materials wear reduction // Procedia Engineering. – 2015. – Vol. 129. – P. 111–115.
8. Зелинский В.В., Борисова Е.А. О механизме снижения износа ферромагнитных материалов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т. 2, № 2. – С. 51–59.
9. Зелинский В.В., Борисова Е.А. Опытная оценка влияния магнитной обработки на износостойкость инструментальных сталей // Машиностроение и безопасность жизнедеятельности. – 2013. – № 3. – С. 55–60.

10. Зелинский В.В., Степанов Ю.С., Борисова Е.А. Влияние обработки магнитным полем на износ инструментальных сталей // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2017. – № 2 (322). – С. 73–81.

11. Зелинский В.В., Борисова Е.А., Карпов А.В. Моделирование диффузионно-адгезионных процессов в парах трения сталь–сталь исполнительных органов машин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2018. – Т. 20, № 1. – С. 83–93.

12. Зелинский В.В., Степанов Ю.С., Борисова Е.А. Повышение износостойкости исполнительных органов машин, образующих трибосистему «сталь–сталь» // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2018. – № 1(327). – С. 43–52.

13. Заселенность переходных состояний химических процессов, активированных трением / С.Б. Булгаревич, М.В. Бойко, В.И. Колесников, К.Е. Корец // *Трение и износ*. – 2010. – Т. 31, № 4. – С. 385–393.

14. Булгаревич С.Б., Бойко М.В. Активация и деактивация трением физико-химических процессов в зоне фрикционного контакта // *Сборка в машиностроении, приборостроении*. – 2017. – Т. 18, № 9. – С. 404–409.

15. Самоорганизация трибосистем при граничном трении металлов / А.В. Баранов, В.А. Вагнер, С.В. Тарасевич, О.В. Быкова // *Ползуновский вестник*. – 2009. – № 1–2. – С. 155–158.

16. Хецберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов: пер. с англ. / под ред. И.Л. Бернштейна и С.П. Ефименко. – М.: Металлургия, 1989. – 576 с.

17. *Материаловедение: учеб. для вузов* / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин [и др.]; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 8-е изд., стереотип. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 648 с.

18. Гуляев А.П. *Металловедение: учеб. для вузов*. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

19. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.

20. Бокштейн Б.С. *Диффузия в металлах*. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.

21. Ким В.А. *Самоорганизация в процессах упрочнения, трения и изнашивания режущего инструмента*. – Владивосток: Дальнаука, 2001. – 203 с.

22. Семенов М.Ю. Закономерности зарождения частиц легированного цементита при науглероживании теплостойких сталей // *Наука и образование*. – 2014. – № 5. – С. 340–350. DOI: 10.7463/0514.0710529

References

1. Mashkov Iu.K. *Tribofizika metallov i polimerov: monografiia* [Tribophysics of metals and polymers]. Omsk: Izdatel'stvo Omskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta, 2013, 240 p.

2. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. *Struktura i iznosostoičnost' metalla* [Structure and wear resistance of metal]. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 212 p.

3. Totai A.V., Gorlenko O.A., Fedorov V.P., Prokof'ev A.N. *Mikrolegirovanie azotom poverkhnostei konstruktsionnykh materialov pri finishnykh metodakh*

obrabotki instrumentami na osnove kubicheskogo nitrída bora [Nitrogen microalloying of structural material surfaces with cubic boron nitride tools for finishing]. *Vestnik Brianskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, 2013, no. 4(20), pp. 95–100.

4. Liubarskii I.M., Palatnik L.S. *Metallofizika treniia* [Metallophysics of friction]. Moscow: Metallurgii, 1976, 176 p. (Uspekhi sovremennogo metallovedeniia).

5. Kostetskii B.I., Nosovskii I.G., Karaulov A.K. *Poverkhnostnaia prochnost' materialov pri trenii* [Surface strength of materials in friction]. Kiev: Tekhnika, 1976, 296 p.

6. Khainike G. *Tribokhimiia* [Tribochemistry]. Moscow: Mir, 1987, 584 p.

7. Borisova E.A., Zelinskiy V.V. On the mechanism of ferromagnetic materials wear reduction. *Procedia Engineering*, 2015, vol. 129, pp. 111–115.

8. Zelinskii V.V., Borisova E.A. O mekhanizme snizheniia iznosa ferromagnitnykh materialov [On the mechanism of reducing the wear of ferromagnetic materials]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2014, vol. 2, no. 2, pp. 51–59.

9. Zelinskii V.V., Borisova E.A. Opytnaia otsenka vliianiia magnitnoi obrabotki na iznosostoičnost' instrumental'nykh stalei [Experimental evaluation of the effect of magnetic treatment on tool steels wear resistance]. *Mashinostroenie i bezopasnost' zhiznedeiatel'nosti*, 2013, no. 3, pp. 55–60.

10. Zelinskii V.V., Stepanov Iu.S., Borisova E.A. Vliianie obrabotki magnitnym polem na iznos instrumental'nykh stalei [Effect of magnetic field treatment on tool steel wear]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*, 2017, no. 2(322), pp. 73–81.

11. Zelinskii V.V., Borisova E.A., Karpov A.V. Modelirovanie diffuzionno-adezionnykh protsessov v parakh treniia stal'–stal' ispolnitel'nykh organov mashin [Modeling of diffusion-adhesion processes in friction couples steel-steel of machine executive bodies]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2018, vol. 20, no. 1, pp. 83–93.

12. Zelinskii V.V., Stepanov Iu.S., Borisova E.A. Povyshenie iznosostoičnosti ispolnitel'nykh organov mashin, obrazuiushchikh tribosistemu «stal'–stal'» [Increase of wear resistance of machine actuators forming steel-steel tribosystem]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*, 2018, no. 1(327), pp. 43–52.

13. Bulgarevich S.B., Boiko M.V., Kolesnikov V.I., Korets K.E. Zaselennost' perekhodnykh sostoianii khimicheskikh protsessov, aktivirovannykh treniem [The population of transient states of chemical processes activated by friction]. *Trenie i iznos*, 2010, vol. 31, no. 4, pp. 385–393.

14. Bulgarevich S.B., Boiko M.V. Aktivatsiia i dezaktivatsiia treniem fiziko-khimicheskikh protsessov v zone friktsionnogo kontakta [Activation and deactivation by friction of physical and chemical processes in the friction contact zone]. *Sbornik v mashinostroenii, priborostroenii*, 2017, vol. 18, no. 9, pp. 404–409.

15. Baranov A.V., Vagner V.A., Tarasevich S.V., Bykova O.V. Samoorganizatsiia tribosistem pri granichnom trenii metallov [Self-organization of tribosystems at bound-

ary friction of metals]. *Polzunovskii vestnik*, 2009, no. 1–2, pp. 155–158.

16. Khetsberg R.V. Deformatsiia i mekhanika razrusheniia konstruktsionnykh materialov [Deformation and fracture mechanics of structural materials]. Ed. I.L. Bernshteina i S.P. Efimenko. Moscow: Metallurgiiia, 1989, 576 p.

17. Arzamasov B.N., Makarova V.I., Mukhin G.G. et al. Materialovedenie [Material Science]. Ed. B.N. Arzamasova, G.G. Mukhina. 8nd. ed. Moscow: Izdatelstvo Moskovskogo gosudarstvennogo tehnikeskogo universiteta imeni N.E. Baumana, 2008, 648 p.

18. Guliaev A.P. Metallovedenie [Metal Science]. 6nd ed. Moscow: Metallurgiiia, 1986, 544 p.

19. Lakhtin Iu.M. Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiiia, 1983, 359 p.

20. Bokshtein B.S. Diffuziia v metallakh [Diffusion in metals]. Moscow: Metallurgiiia, 1978, 248 p.

21. Kim V.A. Samoorganizatsiia v protsessakh uprochneniia, treniia i iznashivaniia rezhushchego instrumenta [Self-organization in the processes of hardening, friction and wear of cutting tools]. Vladivostok: Dal'nauka, 2001, 203 p.

22. Semenov M.Iu. Zakonomernosti zarozhdeniia chas-tits legirovannogo tsementita pri nauglerozhivanii teplostoikikh stalei [Laws of origin of alloyed cementite particles at carburizing of heat-resistant steels]. *Nauka i obrazovanie*, 2014, no. 5, p. 340–350. DOI: 10.7463/0514.0710529

Получено 09.02.19

Опубликовано 21.03.19

Сведения об авторах

Зелинский Виктор Васильевич (Муром, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры технологии машиностроения Муромского института, филиала Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых; e-mail: selvik46@yandex.ru.

Гоц Александр Николаевич (Владимир, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры тепловых двигателей и энергетических установок Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых; e-mail: hotz@mail.ru.

Гусев Владимир Григорьевич (Владимир, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры технологии машиностроения Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых; e-mail: prof_gusev@mail.ru.

Борисова Екатерина Александровна (Муром, Россия) – старший преподаватель кафедры технологии машиностроения Муромского института, филиала Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых; e-mail: Catherine.b2011@yandex.ru.

About the authors

Victor V. Zelinskiy (Murom, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Docent, Department of Echnology of Machine Building, Murom Institute, branch Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs; e-mail: selvik46@yandex.ru.

Alexander N. Gots (Vladimir, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Heat Engines and Power Plants, Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs; e-mail: hotz@mail.ru.

Vladimir G. Gusev (Vladimir, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Technology of Machine Building, Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs; e-mail: prof_gusev@mail.ru.

Ekaterina A. Borisova (Murom, Russian Federation) – Senior Lecturer, Department of Technology of Machine Building, Murom Institute, branch Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs; e-mail: Catherine.b2011@yandex.ru.