

DOI: 10.155/2224-9877/2017.2.10

УДК 621.89; 669.01

В.В. Зелинский¹, Е.А. Борисова¹, Д.Н. Сучилин²

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

² АО «Муроммашзавод», Муром, Россия

АТОМНО-ЭЛЕКТРОННЫЙ АСПЕКТ ИЗНАШИВАНИЯ В ТРИБОСИСТЕМАХ «ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ – УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ»

Объектом исследования является процесс изнашивания фрезерного инструмента из быстрорежущей стали, недостаточная износостойкость которого представляет проблему для серийных производств в современном машиностроении.

Представлены результаты экспериментального моделирования изнашивания ряда инструментальных материалов в условиях адгезивно-абразивного изнашивания, установленного авторами в качестве доминирующего для эксплуатации режущего инструмента, и выявления возможности снижения износа за счет намагничивания индентора трибосистемы.

Для установления механизмов влияния магнитной обработки на износ в работе использован многоуровневый подход в изучении процессов в трибосистеме сталь – сталь. На основе рассмотрения атомно-электронного аспекта изнашивания была выдвинута гипотеза о том, что изнашивание режущего инструмента обусловлено образованием на поверхности обрабатываемого материала дисперсных твердых частиц в результате химических процессов с созданием прочных ковалентных связей. Исходными реагентами являются легирующие элементы инструментального материала, перенос которых в кристаллическую решетку обрабатываемого материала реализуется за счет благоприятных термодинамических условий, инициируемых энергетическими полями от схватывания, силового и теплового воздействия при трении.

Проведены триботехнические испытания, микроскопическое изучение трибоповерхности, измерение микротвердости ее характерных участков. По результатам спектрального анализа с использованием спектрометра Q4 TASMАN выявлено происходящее при трении увеличение поверхностной концентрации легирующих элементов индентора на поверхности контртела по сравнению с их объемной концентрацией в нем.

В результате сопоставления экспериментальных результатов и теоретического моделирования установлена принципиальная возможность переноса при трении легирующих элементов из материала индентора в поверхностный слой материала контртела за счет схватывания, адгезии и диффузии, а также образования в нем дисперсных частиц с повышенной твердостью.

Анализ результатов экспериментов с привлечением основ материаловедения, трибологии и квантовой химии показал, что изнашивание инструментальной стали может быть следствием образования при трении твердой карбидной фазы. Экспериментально показано влияние намагничивания на частичное блокирование процесса переноса легирующих элементов.

Ключевые слова: износ, трение, микротвердость, адгезия, поверхность, трибосистема, очаг схватывания, кристаллическая решетка, атом, энергия, диффузия, химический элемент, хром, вольфрам.

V.V. Zelinskiy¹, E.A. Borisova¹, D.N. Suchilin²

¹ Murom Institute (branch) of Vladimir State University
named after A.G. and N.G. Stoletovs, Murom, Russian Federation
JSC "Murommashzavod", Murom, Russian Federation

ATOMIC-ELECTRONIC ASPECT OF WEAR IN TRIBOSYSTEM "TOOL STEEL – CARBON STEEL"

The object of study is the process of wear of cutting tools made of high speed steel, insufficient wear resistance which presents a problem for the serial production in modern engineering.

The results of experimental modeling the wear of a number of in-instrumentality of materials in terms of adhesion-abrasive wear, a fixed by the authors as dominant for the operation of the cutting tool, and identify opportunities to reduce the wear due to the magnetization of the indenter of the tribological system.

To establish the mechanisms of influence of magnetic treatment on wear used a multilevel approach to the study of processes in tribosystem steel-steel. Based on the consideration of the atomic-electronic aspect wear has been hypothesized that the wear of the cutting tool is due to the formation on the surface of the processed material dispersed solid particles as a result of chemical processes with the creation of strong covalent bonds. The starting reagents are the alloying elements of the tool material, the transfer of which into the crystal lattice of relativemove material is realized due to favorable thermodynamic conditions, triggered by the energy fields of the setting time, power and heat by friction.

Conducted tribological tests, microscopic study trebovir races microhardness testing of its typical parts. According to the results of spectral analysis with a spectrometer Q4 TASMEN identified, originating in friction, increase in surface concentration of the alloying elements of the indenter on the surface of the counterbody compared to their volume concentration in it.

The comparison of experimental results and theoretical modeling established in principle the possibility of moving the friction alloying elements from the material of the indenter into the surface layer of the material of the counterbody due to seizure, adhesion and diffusion, and formation in dispersed particles with high hardness.

Analysis of the results of experiments involving materials science, tribo-topology, and quantum chemistry have shown that the wear of the tool steel may be a consequence of formation by friction of hard carbide phase. It is experimentally shown the influence of the magnetization on a partial blocking of the transfer process of the alloying elements.

Keywords: wear, friction, microhardness, adhesion, surface, tribo-system, center of adhesion, crystal lattice, atom, energy, diffusion, chemical element, chromium, tungsten.

Введение

В настоящее время благодаря расширенному применению в отечественном машиностроении импортных станков агрегатного типа, осуществляющих резание металлов с использованием числового программного управления (ЧПУ), повышенным спросом стали пользоваться высокопроизводительные фрезерные инструменты. К ним относятся торцевые, концевые, червячные и дисковые фрезы.

Анализ структуры причин отказов фрезерного инструмента в производственных условиях показал, что для фрез, оснащенных твер-

дыми сплавами (торцевых), доля изнашивания составляет до 25–30 % от общего износа. Для более обширной группы фрез из легированных и быстрорежущих сталей (концевых, червячных, дисковых) доля изнашивания составляет до 70–90 % [1]. Таким образом, особенно актуальным становится повышение износостойкости фрезерного инструмента из легированных и быстрорежущих сталей.

Проведенный авторами данной работы анализ опыта эксплуатации и экспериментальных исследований по изнашиванию большой номенклатуры инструментов указанной группы позволил установить преобладающие виды и природу их изнашивания, выявить причинно-следственные связи и соотношение общего износа с причинами его возникновения. Выявлено, что доминирующими видами изнашивания являются адгезионный и абразивный, причем природа возникновения обоих видов изнашивания имеет адгезионный характер, и она может обуславливать до 85 % от общего износа [2].

Адгезионное взаимодействие имеет химическую природу, и в процессе изнашивания при резании определяющую роль могут играть твердые новообразованные частицы с химическими связями с преобладающей долей высокопрочного ковалентного компонента [3, 4]. Следовательно, традиционные методы повышения износостойкости инструментов, связанные с предварительным увеличением их твердости, не всегда дают эффект по износу, и для ряда систем резания применение таких методов нецелесообразно.

Контактирование поверхностей при трении в условиях резания сопровождается высоким теплообразованием, большими контактными давлениями и пластическими деформациями сдвига. В результате отдельные поверхностные микрообъемы сопряженных кристаллических решеток материала режущего инструмента и обрабатываемого материала, образующие промежуточное третье тело, оказываются в квазижидком структурно неустойчивом состоянии. Образуется открытая термодинамическая система, в которой происходит перенос вещества и энергии. В таких условиях значительно возрастает роль механизмов сближения химически активных составляющих квазижидкого тела – схватывания, адгезии и диффузии.

Атомы легирующих химических элементов материала инструмента на фоне перехода в более выгодные энергетические состояния могут оказаться по механизму химических реакций в составе кристал-

лической решетки обрабатываемого материала с усиленными химическими связями. Адгезионно образованные твердые дисперсные частицы могут оказывать на поверхность инструмента дополнительное абразивное воздействие.

Для таких условий представляется перспективным использование методов повышения износостойкости, связанных с полевым энергетическим влиянием на взаимодействие атомов в решетке. К таким, по мнению авторов, относится низкоэнергетический метод обработки магнитным полем (ОМП), основанный на предварительном намагничивании рабочих поверхностей инструмента импульсным магнитным полем относительно невысокой напряженности. Кроме множества известных достоинств важным преимуществом такого метода является возможность его применения для готового «рыночного» инструмента, когда реализация других методов уже невозможна. Выбранный метод крайне благоприятен для серийного производства с применением станков с ЧПУ.

Таким образом, целью данной работы является экспериментальное моделирование с установлением принципиальной возможности образования в обрабатываемом материале дисперсных твердых частиц за счет переноса легирующих элементов из материала инструмента при трении и влияние намагничивания на эти процессы на примере трибо-системы «инструментальная сталь ХВГ – углеродистая сталь 45».

Экспериментальные исследования и результаты

В результате ранее проведенного авторами экспериментального моделирования процесса изнашивания в условиях резания для ряда сталей с применением метода ОМП [5–11] выявлены особенности процесса изнашивания, классифицирующие его как адгезионно-абразивный. Определены оптимальные режимы намагничивания образцов. Установлено, что ОМП снижает износ сталей ХВГ, Р6М5 и 40Х при трении о сталь 45 соответственно в 3,7; 2,6 и 2,2 раза. Измерениями микротвердости не удалось выявить заметного влияния намагниченности на изменение механических свойств сталей. Наибольший прирост микротвердости составил всего 5,5 %.

В данной работе также применялись оптимальные режимы ОМП и аналогичные триботехнические испытания на машине трения со схемой трения образец – ролик. В опытах использовались ненамагничен-

ный (базовый) и намагниченный неподвижные образцы из стали ХВГ и подвижные ролики из стали 45. Сталь ХВГ содержит минимальное количество легирующих элементов и показала наибольший эффект в снижении износа, что обусловило ее выбор в качестве начального объекта исследования.

Для реализации всех возможных механизмов переноса вещества при трении, приближенном к условиям резания, триботехнические испытания проводились для двух вариантов соотношения твердостей образца H_1 и ролика H_2 (вариант 1 при $H_1 > H_2$, вариант 2 при $H_1 < H_2$). Считалось, что вариант 2 всегда реализуется в результате взаимодействия зерен цемента в обрабатываемом материале с разупрочненными нагревом отдельными выступами на контактной поверхности инструмента.

Оценка по микротвердости. Для выявления образующихся в процессе трения твердых частиц проводились измерения микротвердости трибоповерхностей образца и ролика до и после проведения трибоиспытаний:

1. Проведение испытаний по варианту 1 ($H_1 > H_2$) и микроскопическое изучение поверхностей трения позволило выявить у базового образца образование локальных повреждений в виде наплывов и вырывов, которые были классифицированы как очаги схватывания, остальная поверхность – как поверхность без видимых повреждений. Микротвердость очагов схватывания в 2 раза и более превышала микротвердости поверхности без видимых повреждений и исходной поверхности.

На поверхности трения ролика, работавшего в паре с базовым образцом, также образовались очаги схватывания, но существенно менее выраженные. Микротвердость очагов схватывания (рис. 1, б) превысила исходную микротвердость трибоповерхности (рис. 1, а) в среднем в 2,5 раза, а микротвердость поверхности без видимых повреждений (рис. 1, в) повысилась незначительно.

На поверхности трения намагниченного образца имелись крупные сглаженные риски без выраженных повреждений и наплывов. Микротвердость трибоповерхности намагниченного образца после испытаний повысилась незначительно.

На поверхности трения ролика, работавшего в паре с намагниченным образцом, явные повреждения также отсутствовали. При этом

ее микротвердость (рис. 1, *з*) по сравнению с микротвердостью поверхности в исходном состоянии повысилась незначительно, но оказалась более чем в 2 раза ниже по сравнению с микротвердостью очагов схватывания на ролике, работавшем в паре с базовым образцом (рис. 1, *б*).

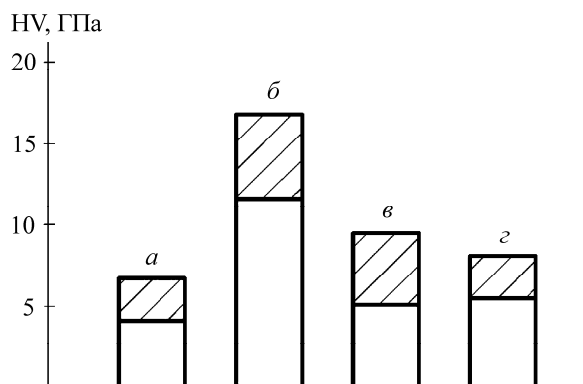


Рис. 1. Значения микротвердости поверхности ролика перед испытаниями (*а*), очагов схватывания (*б*) и поверхности без видимых повреждений (*в*) на ролике после трения с базовым образцом, поверхности ролика после трения с намагниченным образцом (*г*)

Микроскопическая оценка частиц износа по ходу испытаний показала, что сначала частицы имеют минимальный размер, черный цвет. Но постепенно появляются более крупные частицы с металлическим блеском. Такой процесс изнашивания соответствует адгезионному изнашиванию, переходящему по мере образования очагов схватывания в адгезионно-абразивный, что указывает на достаточное соответствие лабораторных опытов натурному изнашиванию режущих инструментов.

2. Проведение испытаний по варианту 2 ($H_1 < H_2$), кроме вышеуказанного обоснования, было вызвано также следующими соображениями. Известно, что обычно очаги схватывания при трении в результате вырыва закрепляются на более твердой поверхности. Однако, как показали испытания по варианту 1, из-за малых размеров трибоповерхности образца и преимущественного срыва очагов схватывания силовым воздействием их не всегда удается зарегистрировать, а если удастся, то с малыми размерами и в небольшом количестве. С целью увеличения количества очагов схватывания для детального их изуче-

ния в качестве более твердой была принята цилиндрическая трибо-поверхность ролика, имеющая значительно (в 25 раз) увеличенные размеры.

Проведенные испытания по варианту 2 ($N_1 < N_2$) и микроскопическое изучение позволили установить, что поверхности трения базового и намагниченного образцов не имели особых отличий. Наплывы и наросты отсутствовали, имелись отдельные вытянутые микроуглубления.

На поверхности трения ролика, работавшего в паре с базовым образцом, по ходу испытания образовывались очаги схватывания, чаще вытянутой формы. Аналогичные процессы происходили на поверхности ролика, работавшего с намагниченным образцом. Однако очагов схватывания на ролике в этом случае образовалось примерно вдвое меньше. Их форма оказалась менее вытянутой, площадь отдельных очагов также уменьшилась почти в 2 раза.

Микротвердость очагов схватывания на ролике, работавшем с базовым образцом, превысила микротвердость поверхности трения в исходном состоянии более чем в 3 раза (рис. 2).

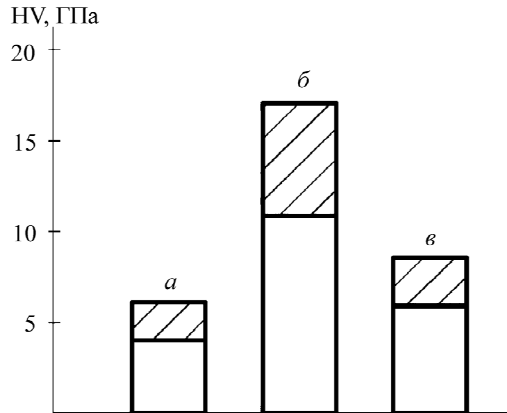


Рис. 2. Микротвердости поверхности ролика в исходном состоянии (*a*) и очагов схватывания (*б* – после трения с базовым образцом; *в* – после трения с намагниченным образцом)

У ролика, работавшего с намагниченным образцом, микротвердость очагов схватывания повысилась по сравнению с микротвердостью исходной поверхности трения ролика незначительно, примерно в 1,4 раза (см. рис. 2). Однако по сравнению с микротвердостью оча-

гов схватывания на ролике, работавшем в паре с базовым образцом (см. рис. 1, б), она оказалась более чем в 2 раза меньше. Результаты изучения частиц износа и их изменения по ходу испытания в целом соответствовали результатам по варианту 1.

Оценка по элементному содержанию. Проведенные трибоиспытания и измерения микротвердости позволили установить, что независимо от соотношения твердостей образца и ролика в процессе трения в контртеле образуются частицы с твердостью, превышающей твердость мартенситной основы режущего инструмента.

Легирующими элементами в стали ХВГ являются хром, молибден и вольфрам, которые относятся к сильным карбидообразователям. В связи с этим интерпретация полученных в процессе трения при резании опытных результатов позволяет предположить, что твердыми частицами, изнашивающими инструмент, могут быть частицы новообразованных карбидов хрома, молибдена и вольфрама в кристаллической решетке обрабатываемого материала, атомы которых через третье тело посредством схватывания, адгезии и диффузии могут быть туда доставлены из материала инструмента.

Зарегистрировать при резании следы переноса элементов в скользящей по инструменту стружке с достаточно большой толщиной (не менее 0,5 мм) при непрерывном обновлении ее контактного микрообъема весьма трудно. Однако в условиях трения, когда индентором является инструментальный материал, а контртелом – обрабатываемый материал, взаимодействие кристаллических решеток реализуется на уровне нескольких десятков атомных слоев и обновление материала контртела протекает значительно медленнее. Исходя из этого благодаря аддитивности повторяющихся термодинамических процессов переноса вещества в поверхностных слоях кристаллической решетки контртела происходит накопление перенесенных атомов материала индентора. При этом концентрация химических элементов в поверхностном слое контртела, отличная от объемной, будет соответствовать накопленным изменениям, произошедшим за счет явлений переноса.

Таким образом, моделирование процесса переноса вещества посредством схватывания, адгезии и диффузии при резании переносом за счет тех же процессов при трении можно считать достаточно корректным.

Выявление фактического переноса легирующих элементов из индентора в контртело производилось путем сравнения поверхностной концентрации химических элементов в поверхностном слое ролика (как контртела) после трибоиспытания с объемной концентрацией элементов в материале ролика. Оценка элементного состава проводилась на оптико-эмиссионном спектрометре Q4 TASMAN фирмы Bruker (Германия) по электронным спектрам с возбуждением искровым разрядом между электродом и исследуемой поверхностью. Благодаря обдувке зоны разряда аргоном метод обеспечивает высокую точность и воспроизводимость результатов измерения.

Определение концентраций проводилось в роликах, предназначенных для трибоиспытаний по варианту 2 с базовым образцом (ролик № 1) и с намагниченным образцом (ролик № 2).

Для определения объемной концентрации пробы брались со свободной поверхности ролика, в последующем не являющейся поверхностью трения, для определения поверхностной концентрации – с поверхности очагов схватывания после трибоиспытаний.

Результаты определения концентраций хрома, молибдена и вольфрама для различных условий представлены в табл. 1. Для стали 45 объемное содержание указанных элементов как случайных примесей ограничено следующими пределами: Cr < 0,3 %, Mo < 0,1 %; W < 0,2 %. Определение их объемной концентрации в роликах показало соответствие нормативам, что позволило принять измеренную объемную концентрацию за базу сравнения. Общие результаты следующие:

1. Для случая трения ролика с базовым образцом установлено, что увеличение поверхностной концентрации в результате трения по сравнению с объемной произошло по всем карбидообразующим элементам.

При этом наиболее важный результат сравнительной оценки состоит в установлении факта, что в отдельных очагах схватывания поверхностная концентрация W, образующего наиболее твердые карбиды внедрения, возросла в десятки раз по сравнению с объемной концентрацией (в 77 раз). Оценка по средним значениям дала сопоставимый результат (в 49 раз).

Содержание Cr в поверхностном слое отдельных очагов схватывания возросло в 4 раза по сравнению с объемным содержанием. Оценка по средним значениям показала увеличение содержания Cr в 2,93 раза.

Таблица 1

Концентрация химических элементов в объеме и на поверхности трения роликов, работавших в паре с базовым и намагниченным образцами

№ п/п	Вид концентрации	Условия (место) взятия пробы	Химические элементы		
			Cr	Mo	W
1	Объемная	Ролик № 1 для трения с базовым образцом (на свободной поверхности)	0,171	0,026	0,013
2	Поверхностная	Ролик № 1 после трения с базовым образцом (в трех очагах схватывания)	0,363 0,671 0,469	0,038 0,047 0,081	0,344 1,008 0,570
		Среднее значение	0,501	0,055	0,640
3	Объемная	Ролик № 2 для трения с намагниченным образцом (на свободной поверхности)	0,167	0,026	0,012
4	Поверхностная	Ролик № 2 после трения с намагниченным образцом (в трех очагах схватывания)	0,358 0,226 0,262	0,040 0,030 0,033	0,260 0,069 0,089
		Среднее значение	0,282	0,034	0,116

Наименьшее увеличение поверхностной концентрации по сравнению с объемной обнаружено для Мо – в 2,11 раза.

2. Для случая трения ролика с намагниченным образцом установлено, что увеличение поверхностной концентрации в результате трения по сравнению с объемной концентрацией произошло также по всем карбидообразующим элементам.

При этом поверхностная концентрация Cr и W в очагах схватывания возросла по сравнению с объемной соответственно в 2,14 и 21,6 раза, по средним значениям увеличение составило соответственно 1,7 и 9,67 раза.

Незначительное увеличение поверхностной концентрации обнаружено для Мо – в 1,3 раза.

Наиболее важный результат состоит в установлении факта, что поверхностная концентрация Cr, Mo и W при трении с намагниченным образцом по сравнению с их поверхностной концентрацией при трении с базовым образцом по средним значениям уменьшилась соответ-

венно в 1,77; 1,62 и 5,51 раза. Таким образом, установлена принципиальная возможность частичного блокирования роста поверхностной концентрации всех карбидообразующих элементов в контртеле при трении за счет намагничивания индентора.

Теоретическое моделирование и обсуждение

Строение материалов представляет собой сложную многоуровневую структуру. Распределение структурных уровней и их элементов для инструментальных и конструкционных сталей с учетом размеров элементов [5, 6] можно представить следующим образом (табл. 2).

Таблица 2

Структурные уровни и структурные элементы инструментальных и конструкционных сталей

Элементы	Структурные уровни		
	Микроструктурный (микроуровень)	Дислокационный (мезоуровень)	Атомно-электронный (наноуровень)
Структурные элементы	Кристаллиты, зерна отдельных фаз, посторонние включения, микропоры, микротрещины, границы зерен	Блоки кристаллической решетки, краевые и винтовые дислокации, границы дислокаций, дефекты упаковки	Ячейки решетки, атомы и вакансии, электронные оболочки, атомные и молекулярные орбитали
Размер элементов, м	10^{-4} – 10^{-6}	10^{-6} – 10^{-8}	менее 10^{-8}

Воздействие трением проявляется на всех структурных уровнях, но определяющими являются процессы на атомно-электронном уровне, так как именно они вызывают изменения на мезо- и микроструктурном уровнях.

В исходном состоянии в инструментальной стали ХВГ карбидообразующими элементами являются марганец, хром и вольфрам. В связи с небольшим процентным содержанием эти элементы растворяются в цементите (карбиде железа Fe_3C), образуя легированный цементит типа $(Fe,Cr)_3C$, $(Fe,Mn)_3C$, $(Fe,W)_3C$. Частицы легированного цементита более прочные, более дисперсные. При этом химическая

связь между атомами металлов ковалентно-металлическая с преобладающей долей ковалентной связи. Ковалентная связь создается за счет перекрытия атомных *d*-орбиталей, а их валентные *s*-электроны образуют металлическую связь.

Поверхностные слои взаимодействующих атомных решеток при наложении энергетических полей от нагрева и деформации образуют промежуточную структуру (третье тело), находящуюся в квазижидком термодинамически неравновесном состоянии.

Как показали эксперименты, при трении за счет адгезионных связей непрерывно образуются и разрушаются очаги схватывания. В промежуточном третьем теле, благодаря непрерывному образованию дефектов в кристаллических решетках (трибоактивации), достаточно активно протекают процессы диффузии легирующих элементов Cr и W.

В многокомпонентных системах, к каким относятся стали, движущей силой диффузии какого-либо компонента является градиент его концентрации [11], в данном случае – в третьем теле. В результате химически активные элементы посредством диффузии переходят из третьего тела в решетку поверхностного слоя материала ролика. Действительно, в ролике обнаружена увеличенная поверхностная концентрация Cr, Mo и W.

Активность карбидообразования легирующих элементов в стали ХВГ возрастает в следующей последовательности: Fe, Mn, Cr, Mo, W [12]. Возросшие значения микротвердости отдельных включений на поверхности ролика показывают, что перенос карбидообразующих элементов в ролик завершился химической реакцией с образованием твердых частиц нового вещества, предположительно карбидной фазы. Причем обнаруженное увеличение твердости связано с появлением в новом веществе химической связи с повышенным ковалентным компонентом, а это возможно именно в карбидной фазе.

Протекание процесса образования, например карбидов с наличием хрома, представляется следующим. Схватывание при трении состоит в мгновенном сращивании отдельных блоков сопряженных кристаллических решеток с параллельно расположенными кристаллографическими плоскостями. За счет металлических связей образуется очаг схватывания. При этом исчезает граница между ячейками решеток с выделением освобождающейся энергии. Под влиянием энергетических полей от теплового и силового воздействий выделенной схваты-

ванием дополнительной энергии может оказаться достаточно для диффузионного замещения атомов железа в кристаллической решетке цементита ролика атомами хрома из решетки образца с образованием прочной ковалентной связи. Важную роль при этом играют возбужденные внешней энергией атомы углерода в решетке ролика, которые способны заполнять свою внешнюю оболочку d -электронами атома хрома до уровня $2p^6$. Таким образом, в очаге схватывания образуется легированный цементит с более прочной ковалентной связью атомов железа и хрома в нем. Новая ковалентная связь образуется более прочной благодаря меньшему уровню активации трибовоздействием решетки ролика. В этом случае разница в уровнях энергии d -орбиталей атомов хрома и железа будет меньшей, а степень перекрытия d -орбиталей будет большей. В соответствии с теорией молекулярных орбиталей при таком сочетании условий прочность ковалентной связи между атомами железа и хрома станет более высокой. Более высокой прочности новой ковалентной связи и всего соединения в целом может способствовать также участие углерода из решетки ролика.

Рассматривая процесс схватывания при испытаниях по варианту 1 на атомно-электронном уровне, можно предположить, что одна часть упрочненных хромом очагов схватывания, в соответствии с основными принципами теории схватывания, закрепляется на образовавшемся в ходе пластической деформации цементите в ролике, как более твердой поверхности. Другая часть закрепляется на твердой поверхности образца, которая в дальнейшем из-за силового воздействия срывается и становится частицей износа. Ее твердость достаточна для абразивного царапания мартенсита закалки инструментальной стали. Содержание карбидной фазы в стали ХВГ достаточно мало (14–16 %), поэтому, главным образом, ее основу составляет мартенсит.

Таким образом, на отдельных участках ролика образуются дисперсные частицы с повышенной твердостью, обуславливающие обнаруженные в результате экспериментов повышенные значения микротвердости на поверхности ролика (см. рис. 1). Действительно, объяснить увеличение микротвердости поверхностей трения в 2,5 раза только упрочняющим эффектом пластического деформирования при трении (за счет размножения дислокаций), т.е. процессами на микро- и мезоуровне, не представляется возможным. Известно, что для сталей в таких условиях максимальная кратность повышения твердости со-

ставляет 1,3–1,4. Следовательно, основной эффект упрочнения обусловлен процессами на атомно-электронном уровне.

При испытаниях по варианту 2 основная часть упрочненных хромом очагов схватывания закрепляется на поверхности ролика, как более твердой. Это установлено измерением микротвердости.

Аналогично можно представить протекание процесса образования карбидов с наличием вольфрама. Учитывая наивысшую способность к карбидообразованию у вольфрама, следует ожидать, что цементит в образце стали ХВГ в наибольшей степени будет легирован этим металлом. Тем более при его содержании более 0,8 % (в стали ХВГ содержание вольфрама 1,2–1,6 %) он не растворяется в цементите целиком и достаточное его количество содержится в твердом растворе материала образца в виде свободных атомов. Исходя из этого в очагах схватывания при создании благоприятных термодинамических условий за счет наложения освобожденной энергии от схватывания, энергии теплового и силового полей от трибовоздействия с большой вероятностью можно ожидать образования либо чистых карбидов вольфрама, либо сложных карбидов с повышенной долей содержания вольфрама и, соответственно, переноса части очагов на поверхность ролика.

Следует иметь в виду, что карбиды с присутствием вольфрама по своему строению представляют фазы внедрения, поэтому по твердости существенно превосходят карбиды с присутствием хрома, относящиеся к фазам замещения [13–15]. Кроме того, они при образовании кристаллической решетки испытывают значительный недостаток по углероду и поэтому склонны к его заимствованию путем энергетического взаимодействия с кристаллическими решетками других тел. Следует ожидать, что это заимствование из материала ролика происходило и в процессе трибоиспытаний.

Таким образом, повышению твердости отдельных частиц в контртеле способствуют следующие процессы. Во-первых, при трении углеродистых сталей из-за нагрева и отпуска образуются частицы карбида железа с твердостью до 10 ГПа. Образуются также карбиды при трении в ходе пластической деформации независимо от нагрева. Во-вторых, перенос атомов хрома и вольфрама из индентора способствует образованию в решетке контртела легированного цементита. В результате твердость повышается до 14 ГПа. В-третьих, при наличии свободного углерода вольфрам образует сложные карбиды внедрения с твердостью до 16–18 ГПа.

Заключение

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

1. Экспериментальным путем установлена принципиальная возможность:

а) переноса при трении легирующих элементов из материала индентора в поверхностный слой материала контртела за счет схватывания, адгезии и диффузии;

б) образования при трении в поверхностном слое материала контртела дисперсных твердых частиц с твердостью (до 17 ГПа), значительно превышающей твердость основы материала индентора.

2. На основе сопоставления результатов экспериментов и теоретического моделирования с привлечением базовых положений материаловедения, трибологии и квантовой химии показано, что адгезионно-абразивное изнашивание инструментальной легированной стали может быть следствием образования при трении частиц твердой карбидной фазы.

3. Экспериментально выявлена возможность существенного снижения эффективности переноса легирующих элементов как активных карбидообразователей путем намагничивания индентора.

Список литературы

1. Григорьев С.Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 2011. – 368 с.

2. Зелинский В.В., Борисова Е.А. Установление преобладающих видов и причин изнашивания режущих инструментов // Машиностроение и безопасность жизнедеятельности. – 2012. – № 2(12). – С. 55–60.

3. Машков Ю.К. Трибофизика металлов и полимеров: монография. – Омск: Изд-во Омск. гос. техн. ун-та, 2013. – 240 с.

4. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. – М.: Машиностроение, 1982. – 212 с.

5. Зелинский В.В., Борисова Е.А. Атомно-электронный подход к повышению износостойкости трибосистем с ферромагнитными материалами [Электронный ресурс] // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 1. – URL: <http://www.science-education.ru/125-19922> (дата обращения: 24.06.2015).

6. Zelinsky V.V., Borisova E.A. About the quantum-mechanical nature of wear on magnetized cutting and deforming tools // 2015 International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems (MEACS). 1–4 Dec. – URL: <http://ieeexplore.ieee.org/document/7414978> (дата обращения: 24.05.2016).

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. Борисова Е.А., Зелинский В.В. Исследование влияния обработки магнитным полем на износ инструментальных сталей // *Тр. юбилейн. XXV Междунар. инновационно ориентированной конф. молодых ученых и студентов (МИКМУС-2013) (Москва, 13–15 ноября 2013 г.)*. – М.: Изд-во Ин-та машиноведения РАН, 2013. – С. 38–42.

11. Борисова Е.А., Зелинский В.В. Влияние магнитного поля на характеристики трения в трибосистеме «сталь – сталь» // *Современные тенденции развития науки и технологий: материалы II Междунар. науч.-практ. конф., г. Белгород, 31 мая 2015*. – Белгород, 2015. – С. 54–57.

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

13. *Материаловедение: учебник 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., стер. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 648 с.

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

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

References

1. Grigor'ev S.N. *Metody povysheniia stoikosti rezhushchego instrumenta* [Methods of increase in firmness of the cutting tool]. Moscow: Mashinostroenie, 2011, 368 p.

2. Zelinskii V.V., Borisova E.A. *Ustanovlenie preobladaiushchikh vidov i prichin iznashivaniia rezhushchikh instrumentov* [Establishment of the prevailing types and reasons of wear of the cutting tools]. *Mashinostroenie i bezopasnost' zhiznedeiatel'nosti*, 2012, no. 2(12), pp. 55–60.

3. Mashkov Iu.K. *Tribofizika metallov i polimerov: monografiia* [Tribofizika of metals and polymers: monograph]. Omsk: Izdatel'stvo Omskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 2013, 240 p.

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

5. Zelinskii V.V., Borisova E.A. *Atomno-elektronnyi podkhod k povysheniiu iznosostoikosti tribosistem s ferromagnitnymi materialami* [Atomic and electronic approach to increase in wear resistance tribosisty with ferromagnetic materials]. *Sovremennye problemy nauki i ob-razovaniia*, 2015, no. 1, available at: <http://www.science-education.ru/125-19922> (accessed 24 june 2015).

6. Zelinskiy V.V., Borisova E.A. About the quantum-mechanical nature of wear on magnetized cutting and deforming tools. *2015 International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems (MEACS)*. 1–4 December, available at: <http://ieeexplore.ieee.org/document/7414978> (accessed 24 may 2016).

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

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

9. Zelinskii V.V., Borisova E.A. Opytnaia otsenka vliianiia magnitnoi obrabotki na iznosostoikost' instrumental'nykh stali [Skilled assessment of influence of magnetic processing on wear resistance tool staly]. *Mashinostroenie i bezopasnost' zhiznedielat'nosti*, 2013, no. 3, 55–60 pp.

10. Borisova E.A., Zelinskii V.V. Issledovanie vliianiia obrabotki magnitnym polem na iznos instrumental'nykh stali [Research of influence of processing by magnetic field on wear tool staly]. *Trudy iubilейnoi XXV Mezhdunarodnoi innovatsionno orientirovannoi konferentsii molodykh uchenykh i studentov (MIKMUS-2013) (Moscow, 13–15 noiabria 2013)*. Moscow: Izdatel'stvo Instituta mashinovedeniia Rossiiskoi Akademii Nauk, 2013, 38–42 pp.

11. Borisova E.A., Zelinskii V.V. Vliianie magnitnogo polia na kharakteristiki treniia v tribosisteme «stal' – stal'» [Influence of magnetic field on characteristics of friction in a tribosistema "steel – steel"]. *Sovremennye tendentsii razvitiia nauki i tekhnologii: materialy II Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii., Belgorod, 31 maia 2015*. Belgorod, 2015, 54–57 pp.

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

13. Arzamasov B.N., Makarova V.I., Mukhin G.G. et al. Materialovedenie: uchebnik dlia vuzov [Materials science: the textbook for higher education institutions]. Ed. B.N. Arzamasova, G.G. Mukhina. Moscow: Izdatel'stvo Moskovskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta imeni N.E. Baumana, 2008, 648 p.

14. Guliaev A.P. Metallovedenie: uchebnik dlia vuzov [Metallurgical science: the textbook for higher education institutions]. Moscow: Metallurgiiia, 1986, 544 p.

15. Lakhtin Iu.M. Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov [Metallurgical science and heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiiia. 1983, 359 p.

Получено 05.05.2017

Об авторах

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

Борисова Екатерина Александровна (Муром, Россия) – старший преподаватель кафедры технологии машиностроения Муромского института (филиала) Влади-

мирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых; e-mail: Catherine.b2011@yandex.ru.

Сучилин Дмитрий Николаевич (Муром, Россия) – начальник технологического бюро конструкторско-технологического центра АО «Муроммашзавод»; e-mail: suchilind@mail.ru.

About the authors

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

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

Dmitriy N. Suchilin (Murom, Russian Federation) – Chief of technology Office of Engineering Center, JSC “Murommashzavod”; e-mail: suchilind@mail.ru.