

УДК 539.621

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПТ-ЗВ И ВТ6 С КРУПНОЗЕРНИСТОЙ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

**Круковский Константин Витальевич,**

канд. техн. наук, мл. науч. сотр. Лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, 634021, Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: kvk@ispms.tsc.ru

**Кашин Олег Александрович,**

д-р техн. наук, ведущ. науч. сотр. Лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, 634021, Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: okashin@ispms.tsc.ru

**Гирсова Наталья Васильевна,**

инженер Лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, 634021, Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: girsova@ispms.tsc.ru

Актуальность работы обусловлена необходимостью повышения триботехнических характеристик титановых сплавов с целью расширения сферы их применения.

**Цель работы:** изучение закономерностей изнашивания титановых сплавов ПТ-ЗВ и ВТ6 с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой при трении с граничной смазкой. Выявление наиболее значимых параметров ультрамелкозернистой структуры, влияющих на износостойкость сплавов ПТ-ЗВ и ВТ6. Определение наиболее оптимальных режимов абс-прессования, обеспечивающих формирование ультрамелкозернистой структуры с параметрами, максимально повышающими износостойкость сплавов ПТ-ЗВ и ВТ6.

**Методы исследования:** рентгеновский структурно-фазовый анализ с излучением  $CoK_{\alpha}$ , оптическая металлография, методы растровой и электронной микроскопии, метод микрорентгеноспектрального анализа, метод дифракции обратнорассеянных электронов (ДРОЭ) с использованием программного обеспечения CHANNEL 5.

**Результаты:** формирование в сплавах ПТ-ЗВ и ВТ6 ультрамелкозернистой структуры с использованием методов интенсивной пластической деформации не изменяет адгезионного механизма изнашивания этих сплавов. Изнашивание сплавов ПТ-ЗВ и ВТ6 как с крупнозернистой, так и с ультрамелкозернистой структурой происходит в результате адгезионного переноса материала образцов на контртело и образования большого количества частиц изнашивания. При формировании высоконравновесной структуры именно неравновесность структуры оказывает определяющее влияние на его сопротивление изнашиванию.

### Ключевые слова:

Титановые сплавы, закономерности изнашивания, ультрамелкозернистая структура, неравновесность структуры, дифракция обратнорассеянных электронов.

### Введение

Наиболее распространенными конструкционными титановыми сплавами являются  $(\alpha+\beta)$ -сплавы системы Ti-Al-V ВТ6 и ПТ-ЗВ. По данным [1], около 50 % используемого в авиакосмической промышленности титана приходится на сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V), кроме того, сплав ВТ6 широко применяется в имплантационной медицине. Сплав ПТ-ЗВ главным образом используют в судостроении, из него изготавливают обшивку судов, гребные винты, теплообменники и другие изделия. Однако в ряде случаев их применение ограничивается низкими триботехническими свойствами: высокой склонностью к схватыванию, низким сопротивлением изнашиванию [2, 3]. Это является проблемой для большинства титановых сплавов. Влияние легирующих элементов в титановых сплавах на их изнашивание исследовано в недостаточной степе-

ни, что не позволяет сделать однозначных выводов о возможности повышения триботехнических характеристик титановых сплавов за счет целенаправленного легирования. В тех случаях, когда титановые сплавы всё же используются в триботехнических узлах, применяют, как правило, различные методы модификации поверхности [4].

Стремление современной техники к снижению материалоемкости привело к появлению нового класса материалов с объёмной ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Одним из методов формирования такой структуры являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [5–8]. Разумеется, сплавы системы Ti-Al-V, как наиболее применяемые в качестве конструкционных материалов титановые сплавы, были одними из первых, в которых была сформирована ультрамелкозернистая структура. Исследования прочностных

**Таблица 1.** Химический состав (вес. %) исследуемых материалов**Table 1.** Chemical composition (wt. %) of the materials

Марка и основные фазы Grade and main phases	Al	V	Zr	Si	Fe	C	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
<b>ПТ-3В <math>\alpha+\beta</math></b>	<b>4,66</b>	<b>1,92</b>	0,02	0,013	0,006	0,004	0,096	0,006	0,006
<b>ВТ6 <math>\alpha+\beta</math></b>	<b>6,2</b>	<b>4,0</b>	0,02	0,038	0,13	0,006	0,168	0,010	0,002

свойств таких сплавов с УМЗ структурой ведутся довольно широко, однако изучению их триботехнических свойств посвящено ограниченное число работ [9, 10].

В связи с вышесказанным в настоящей работе были исследованы закономерности изнашивания титановых сплавов ПТ-3В и ВТ6 с ультрамелкозернистой и крупнозернистой структурой в условиях трения с граничной смазкой.

#### Материалы и методики исследований

В табл. 1 показан химический состав исследуемых сплавов по сертификату.

Для получения крупногабаритных заготовок из сплавов ПТ-3В и ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой использовали разработанные в Институте проблем сверхпластичности металлов (г. Уфа) в рамках Госконтракта № 02.447.11.2002 оригинальные технологические режимы с использованием метода *abc*-прессования. Для исследования триботехнических свойств были отобраны заготовки, технологические режимы получения которых обеспечивали формирование в них структуры с разным размером зерен и различной степенью неравновесности структуры.

В табл. 2 приведены использованные в настоящей работе обозначения исследованных титановых сплавов в зависимости от технологии их получения. Крупнозернистые (КЗ) сплавы ПТ-3В и ВТ6 в состоянии заводской поставки были в виде прутков горячейковки диаметром 170 мм. В табл. 2 эти материалы обозначены как КЗ ПТ-3В и КЗ ВТ6.

Сплав УМЗ ПТ-3В I был получен путем *abc*-прессования крупногабаритных заготовок без пресс-формы в интервале температур 1173–773 К. Каждый температурный этап деформации включал многократное проведение операций осадки со сменой оси заготовки, степень осадки при каждом прессовании составляла около 50 %. На конечной стадии заданная степень истинной деформации была  $e \approx 7,4$ .

Сплав УМЗ ВТ6 I получен путем *abc*-прессования крупногабаритных заготовок без пресс-формы по указанному выше режиму, но в интервале температур 1173–873 К.

Дополнительно проводилась изотермическая протяжка заготовок на пруток диаметром 80 мм при температуре 873 К (дробная осадка по образующей с постепенным поворотом заготовки вокруг продольной оси на 30° до получения конечного диаметра прутка). На конечной стадии заданная степень истинной деформации была  $e \approx 7,7$ .

**Таблица 2.** Технологические схемы получения материалов для исследования**Table 2.** Process flowsheets of obtaining materials

Обозначение Name	Технологическая схема получения Process flowsheets of obtaining
ПТ-3В	
КЗ ПТ-3В	Заводская поставка/Plant supply
УМЗ ПТ-3В I	<i>abc</i> -прессование/ <i>abc</i> -pressing (1173–773 К, $e \approx 7,4$ )
ВТ6	
КЗ ВТ6	Заводская поставка/Plant supply
УМЗ ВТ6 I	<i>abc</i> -прессование/ <i>abc</i> -pressing (1173–873 К, $e \approx 7,3$ ) + протяжка/spreading (873 К, $e \approx 0,4$ )
УМЗ ВТ6 I	<i>abc</i> -прессование/ <i>abc</i> -pressing (1173–873 К, $e \approx 7,3$ ) + раскатка/spreading (773 К, $e \approx 1,2$ )

Сплав УМЗ ВТ6 II был получен по двухэтапной схеме. На первом этапе проводили *abc*-прессование по тому же режиму, как и для УМЗ ВТ6 I, а затем производилась раскатка на кольцо внешним диаметром 300 мм, внутренним диаметром 200 мм, толщиной 80 мм при температуре 773 К. На конечной стадии заданная степень истинной деформации была  $e \approx 7,5 \dots 8,5$ .

Микроструктурные исследования проводили с использованием оборудования ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН: оптического микроскопа Axiovert-200M, просвечивающего электронного микроскопа ЭМ-125К, растрового электронного микроскопа EVO 50 с возможностью микрорентгеноспектрального анализа и с приставкой Nordlys для исследований методом дифракции обратно рассеянных электронов. Механические испытания на растяжение выполнены на машине Instron.

Средний размер зерен определяли методом секущей по микрофотографиям оптической и просвечивающей электронной микроскопии.

Степень неравновесности оценивали по методике, описанной в работах [11, 12]. В работе [12] на примере титана ВТ1–0, в котором была сформирована ультрамелкозернистая структура методами ИПД по различным режимам, было показано, что в зависимости от режима ИПД формируется структура с различной степенью неравновесности. Степень неравновесности была измерена с помощью оригинальной методики, основанной на методе дифракции обратнорассеянных электронов, и оценивалась коэффициентом детектирования  $K_{det}$ , рассчитанным при помощи данной методики для всех исследуемых материалов. Максимальное значение этого коэффициента (100 %) соответствует идеальной кристаллической решетке, а чем меньше значение коэффициента, тем более неравновесна

структура. Также в работе было показано, что для титана ВТ1–0 с ультрамелкозернистой структурой нет явно выраженной взаимосвязи сопротивления изнашиванию, как со средним размером зерен, так и с их механическими свойствами. Однако прослеживается четкая корреляция сопротивления изнашиванию с величиной коэффициента детектирования  $K_{det}$ , характеризующего неравносность структуры: чем больше неравносность структуры, тем меньшим сопротивлением изнашиванию обладает материал.

Триботехнические испытания образцов проводили по схеме диск–палец в режиме граничной смазки при скорости скольжения 3 м/с и нагрузке 25 Н на машине трения, которая позволяет одновременно испытывать три образца, движущихся по одной и той же дорожке по поверхности контртела. В качестве смазки применяли промышленное масло И-20. Образцы для исследований в виде параллелепипедов размерами 4×4×40 мм вырезали из массивных заготовок на электроискровом станке. Контртело было изготовлено из закаленной стали ШХ15. Перед испытаниями поверхности трения образцов и контртела шлифовали до зеркального блеска, а образцы после этого дополнительно подвергали электролитической полировке для снятия наклепанного слоя. Измерения потери массы образцов в процессе испытаний на износ проводили путем их взвешивания на аналитических весах с точностью  $10^{-4}$  г. Результаты взвешивания усредняли по трем одновременно испытанным образцам.

Конструкция испытательной машины позволяет останавливать испытания в любой точке пути для проведения взвешивания, и при повторной установке образцов на машину процесс изнашивания происходил без дополнительной приработки. Это позволило получить экспериментальные зависимости потери массы образцов от пути трения. Путь трения не ограничивали фиксированной величиной, испытания прекращали после того, как стабилизировалась скорость изнашивания, либо после того, как происходило схватывание образца с контртелом.

### Экспериментальные результаты

Для удобства сопоставления данные по параметрам структуры, полученные методами дифракции обратнорассеянных электронов и просвечивающей микроскопии, и механическим свойствам приведены в сводной таблице (рис. 1). В верхнем ряду приведены параметры структуры и механические свойства материалов, а также коэффициент детектирования, характеризующий степень неравносности структуры. Во втором ряду приведены микрофотографии (рис. 1, а–д), полученные методом просвечивающей электронной микроскопии. В нижней ряду приведены карты качества картин дифракции (рис. 1, а'–д'), полученные методом дифракции обратнорассеянных электронов.

Из представленных на рис. 1 карт качества картин дифракции видно, что для образцов с крупнозернистой структурой (КЗ ПТ-3В и КЗ ВТ6) детектирована вся заданная площадь (рис. 1, а', в'), что свидетельствует о равновесности структуры. Коэффициенты детектирования  $K_{det}$  составляют соответственно 98 и 97 %.

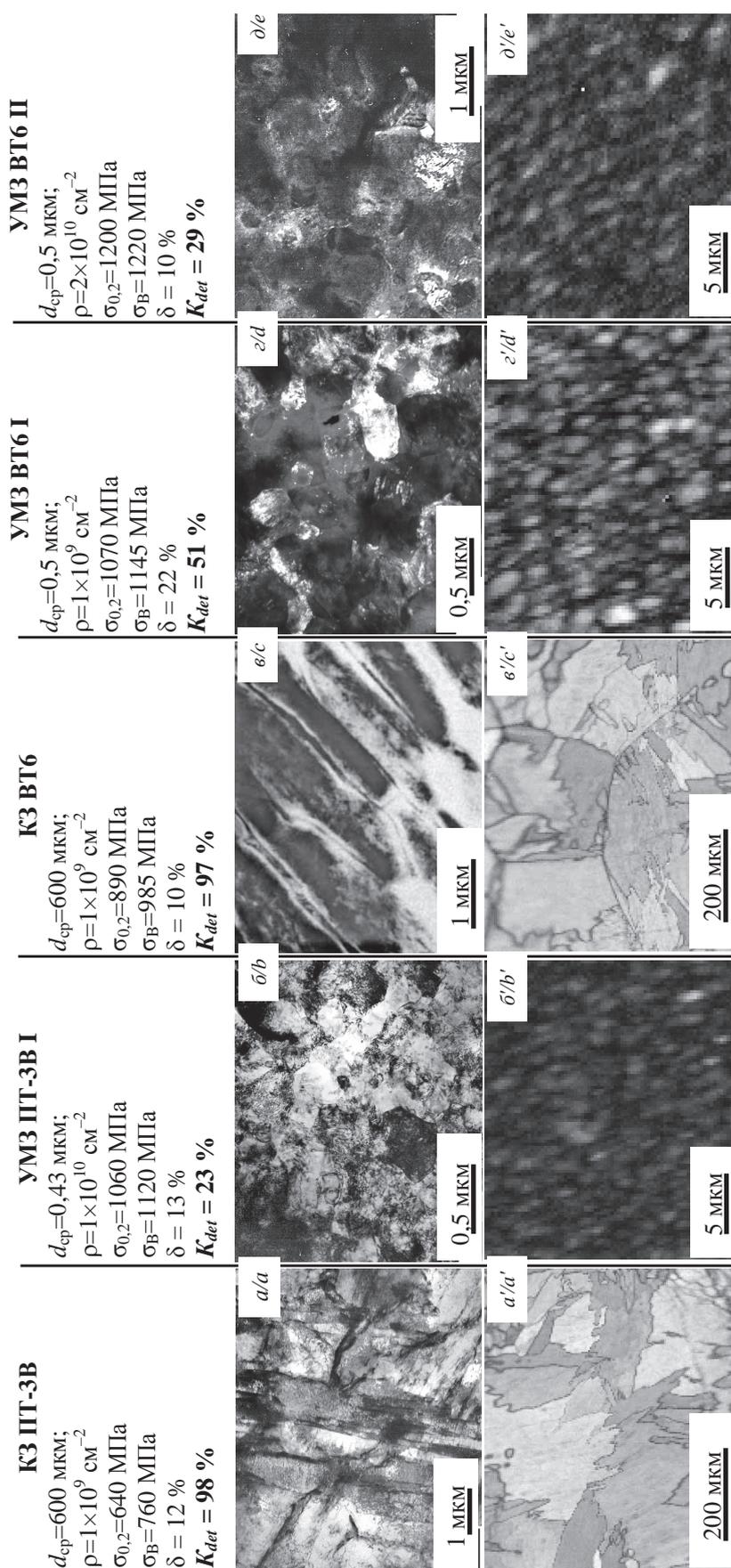
На рис. 1, б' представлена карта качества картин дифракции УМЗ ПТ-3В I (abc-прессование с конечной температурой 773 К). Из рисунка видно, что хорошее качество картин дифракции (наиболее светлые области) наблюдается только в центре зёрен – чем дальше от центра зерна, тем темнее точки. Коэффициент детектирования  $K_{det}$  для данной карты очень низкий и составляет 23 % (рис. 1, а), то есть микроструктура сплава сильно неравносна. По всей видимости, при использованном режиме abc-прессования не успевают в полной мере протекать процессы возврата, о чём косвенно свидетельствует и высокая плотность дислокаций.

На рис. 1, г' представлена карта качества картин дифракции УМЗ ВТ6 I (abc-прессование с конечной температурой 873 К). Из рисунка видно, что практически во всём объеме зёрен наблюдается хорошее качество картин дифракции. Тёмный цвет, то есть низкое качество картин дифракции наблюдается только в областях границ зерен, но их ширина намного меньше размеров зёрен. Коэффициент детектирования  $K_{det}$  для данной карты сравнительно высок и составляет 51 % (рис. 1, г).

На рис. 1, д' представлена карта качества картин дифракции УМЗ ВТ6 II (abc-прессование с дополнительной прокаткой при 773 К). Из рисунка видно, что структура практически не изменилась по сравнению с УМЗ ВТ6 I. Так же как и для УМЗ ВТ6 I, относительно высокая яркость точек наблюдается только в центре зёрен, однако тёмные области границ зёрен шире. Коэффициент детектирования  $K_{det}$  для данной карты заметно ниже и составляет 29 % (рис. 1, д).

Таким образом, для сплавов ПТ-3В и ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой, полученной по различным технологическим режимам, наблюдается следующая закономерность: чем ниже конечная температура обработки при получении ультрамелкозернистой структуры, тем хуже качество картин дифракции и ниже коэффициент детектирования  $K_{det}$ , то есть структура более неравносна.

Зависимости потери массы образцов сплавов ПТ-3В КЗ и ВТ6 КЗ от времени испытания близки к линейным (рис. 2, а), что характерно для адгезионного механизма изнашивания. Видно, что с увеличением концентрации легирующих добавок в сплавах интенсивность изнашивания увеличивается (рис. 2, в). Это также отражается в морфологии поверхности трения контртела. При трении сплавов ПТ-3В КЗ и ВТ6 КЗ происходит перенос материала образцов на поверхность контртела, причём чем выше интенсивность изнашивания, тем визуально больше слой, образующийся из перенесённого материала (рис. 3, а, б).



**Рис. 1.** Средний размер зерен  $d_{cp}$ , скалярная плотность дислокаций  $\rho$ , предел прочности  $\sigma_B$ , условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , деформация при разрушении  $\delta$ , коэффициент детектирования  $K_{det}$  электронномикроскопические изображения микроstructures (а, б, в, г, д) и соответствующие карты качества картин дифракции обратнорассеянных электронов (а', б', в', г', д') для образцов КЗ ПТ-3В (первый столбец), УМЗ ПТ-3В I (второй столбец), УМЗ ПТ-3В II (третий столбец), КЗ ВТ6 (четвертый столбец), УМЗ ВТ6 I (пятый столбец), (обозначения образцов соответствуют приведенным в табл. 2)

**Fig. 1.** Average size of grains  $d_{cp}$ , scalar density of dislocations  $\rho$ , maximum strength  $\sigma_B$ , conventional yield strength  $\sigma_{0,2}$ , fracture strain  $\delta$ , detection coefficient  $K_{det}$ , electron-microscopic images of microstructure (a, b, c, d, e) and corresponding quality performance charts of diffraction patterns of back scattered electrons (a', b', c', d', e') for the samples of КЗ ПТ-3В (first column), УМЗ ПТ-3В I (second column), УМЗ ПТ-3В II (third column), КЗ ВТ6 (fourth column), УМЗ ВТ6 I (fifth column) (sample notations are the same as in Table 2)

Поверхность трения образцов сплавов ПТ-3В КЗ и ВТ6 КЗ имеет бороздчатую структуру, которая образуется в результате пропахивания поверхности трения твердыми частицами или неровностями контртела [13] (рис 3, а', б'). Также на поверхности трения образцов видны следы схватывания в виде областей материала, смещённых по направлению движения контртела. Микрорентгеноспектральный анализ поверхности трения образцов сплава КЗ ПТ-3В и КЗ ВТ6 обнаруживает углерод и железо в областях схватывания (рис. 3, табл. 3), то есть элементы материала контртела.

**Таблица 3.** Элементный состав на поверхности трения образцов сплавов ПТ-3В и ВТ6 в точках, отмеченных знаком «+» на рис. 3

**Table 3.** Ultimate composition on the surface of PT-3V and VT6 alloy samples in points marked by «+» in Fig. 3

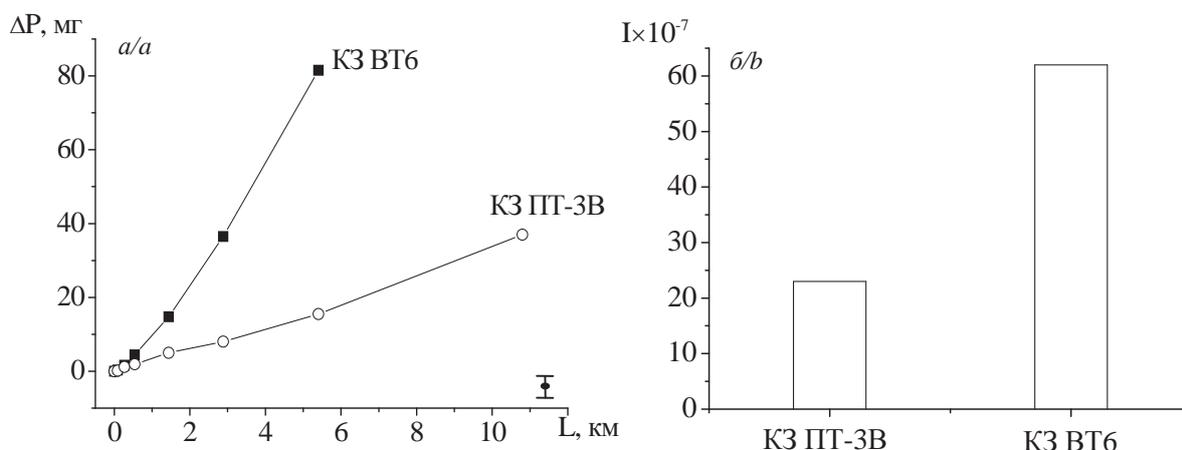
Элементы Elements	КЗ ПТ-3В			КЗ ВТ6		
	1	2	3	1	2	3
C	12,29	–	10,36	10,44	–	13,28
Al	4,31	6,8	4,19	8,25	7,96	7,28
Ti	78,9	91,13	83,37	76,87	86,49	74,65
V	1,27	2,07	1,76	4,11	5,55	4,43
Fe	3,23	–	0,32	0,32	–	0,35

При трении сплавов КЗ ПТ-3В и КЗ ВТ6 происходит не только перенос материала образцов на контртело, но и образование большого количества частиц изнашивания. Частицы изнашивания имеют слоистую структуру, плоскую, чешуйчатую форму, примерно одинаковую толщину (20 мкм) и острые края, характерные для хрупкого разрушения (рис. 4, а, б). Так как толщина частиц изнашивания превышает 0,2 мкм, электронно-микроскопические исследования проводились только на краях частиц и на областях вблизи трещин. Микроструктура данных областей представлена в ос-

новном бездислокационными зернами  $\alpha$ -Ti, размер которых варьируется от 10 до 200 нм (рис. 4, в). Иногда встречаются частицы износа, края которых содержат мелкодисперсную фазу. По результатам расшифровки картин микродифракции эта фаза может быть идентифицирована как оксиды или оксикарбиды титана (рис. 4, г). Микрорентгеноспектральный анализ показал также присутствие железа на некоторых частицах изнашивания.

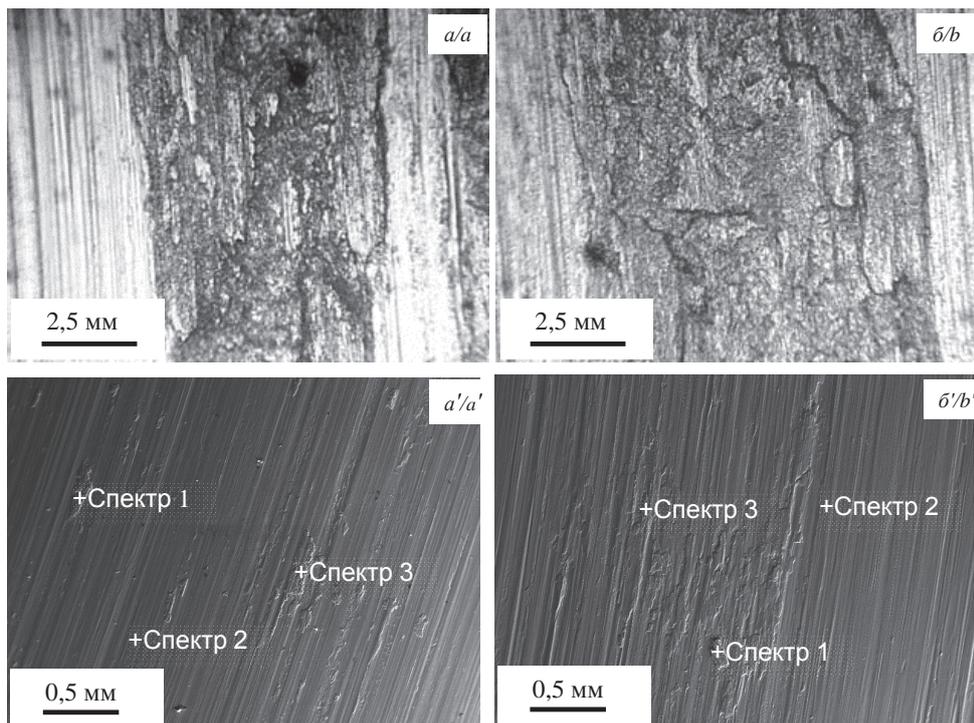
Графики зависимостей потери веса образцов сплавов ПТ-3В и ВТ6 после формирования в них ультрамелкозернистой структуры от пути трения приведены на рис. 5, а, в. В зависимости от технологических параметров формирования ультрамелкозернистой структуры в сплавах ПТ-3В и ВТ6 по-разному изменилась интенсивность изнашивания (рис. 5, б, г) по сравнению с крупнозернистыми сплавами. Для сплавов УМЗ ПТ-3В I и УМЗ ВТ6 I интенсивность изнашивания возросла. Для УМЗ ВТ6 II, напротив, уменьшилась по сравнению с крупнозернистым материалом.

Исследования морфологии поверхностей трения образцов сплавов ПТ-3В и ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой не выявили заметных различий по сравнению с морфологией поверхности трения образцов сплавов с крупнозернистой структурой. По-видимому, это обусловлено тем, что механизм изнашивания во всех случаях одинаков, адгезионный. Для материалов с ультрамелкозернистой структурой также наблюдается перенос материала с образцов на контртело с образованием на последнем слоя из перенесённого материала. В процессе трения образцов с ультрамелкозернистой структурой формируется значительное количество частиц изнашивания, по морфологии и элементному составу аналогичных частицам изнашивания, образующимся при трении образцов с крупнозернистой структурой.



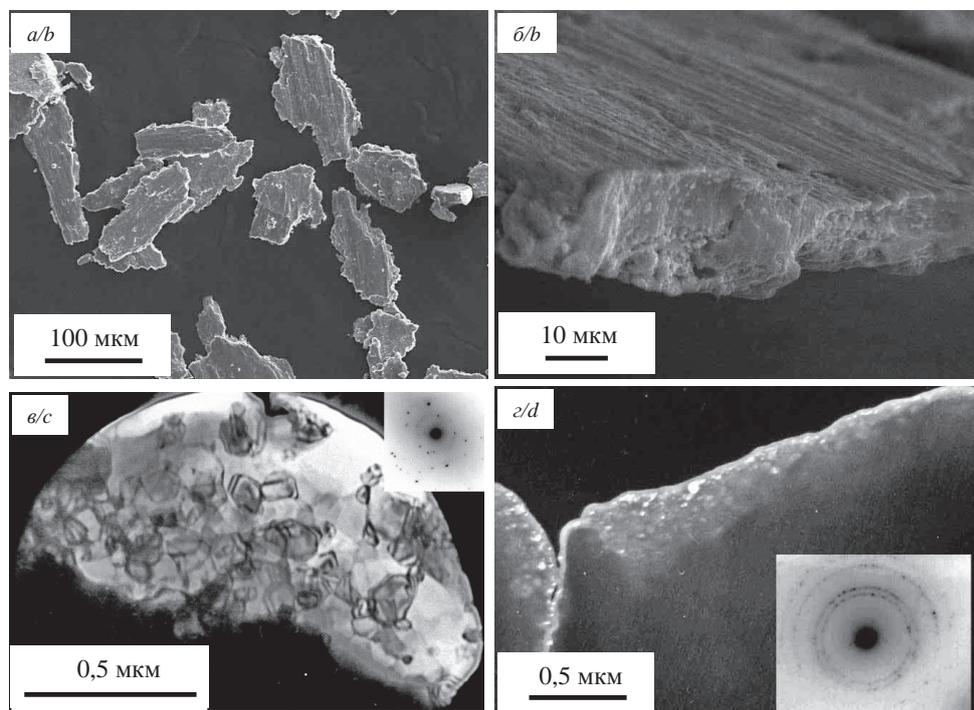
**Рис. 2.** Зависимости потери веса образцов титановых сплавов с крупнозернистой структурой от пути трения (а) и соответствующие интенсивности изнашивания (б)

**Fig. 2.** Dependence of weight loss of titanium alloy samples with coarse structure on sliding distance (а) and proper wear intensities (б)



**Рис. 3.** Поверхности трения контртела (верхний ряд фотографий) и образцов сплавов КЗ ПТ-3В и КЗ ВТ6 (нижний ряд фотографий): а, а') ПТ-3В; б, б') ВТ6. Знаком «+» отмечены точки, в которых проводили микрорентгеноспектральный анализ

**Fig. 3.** Opposite body friction surface (upper row of photos) and samples of KZ PT-3V and KZ VT6 alloys (lower row of photos); а, а') PT-3V; б, б') VT6. Points, where the X-ray microanalysis has been carried out, are marked by «+»



**Рис. 4.** Частицы изнашивания титанового сплава КЗ ВТ6: а, б) изображения, полученные на растровом электронном микроскопе; в) светлопольные изображения микроструктуры частиц износа сплава КЗ ВТ6, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии; г) темнопольное изображение микроструктуры частицы износа сплава КЗ ВТ6 в рефлексе типа [111] (первое кольцо) и микродифракционная картина

**Fig. 4.** Wear fragments of titanium alloy KZ VT6: а, б) photos obtained on scanning electron microscope; в) bright-field images of KZ VT6 wear fragment microstructure obtained by transmission electron microscopy method; д) dark-field image of KZ VT6 wear fragment microstructure in overtone of the type [111] (first ring) and selected area diffraction pattern

**Обсуждение**

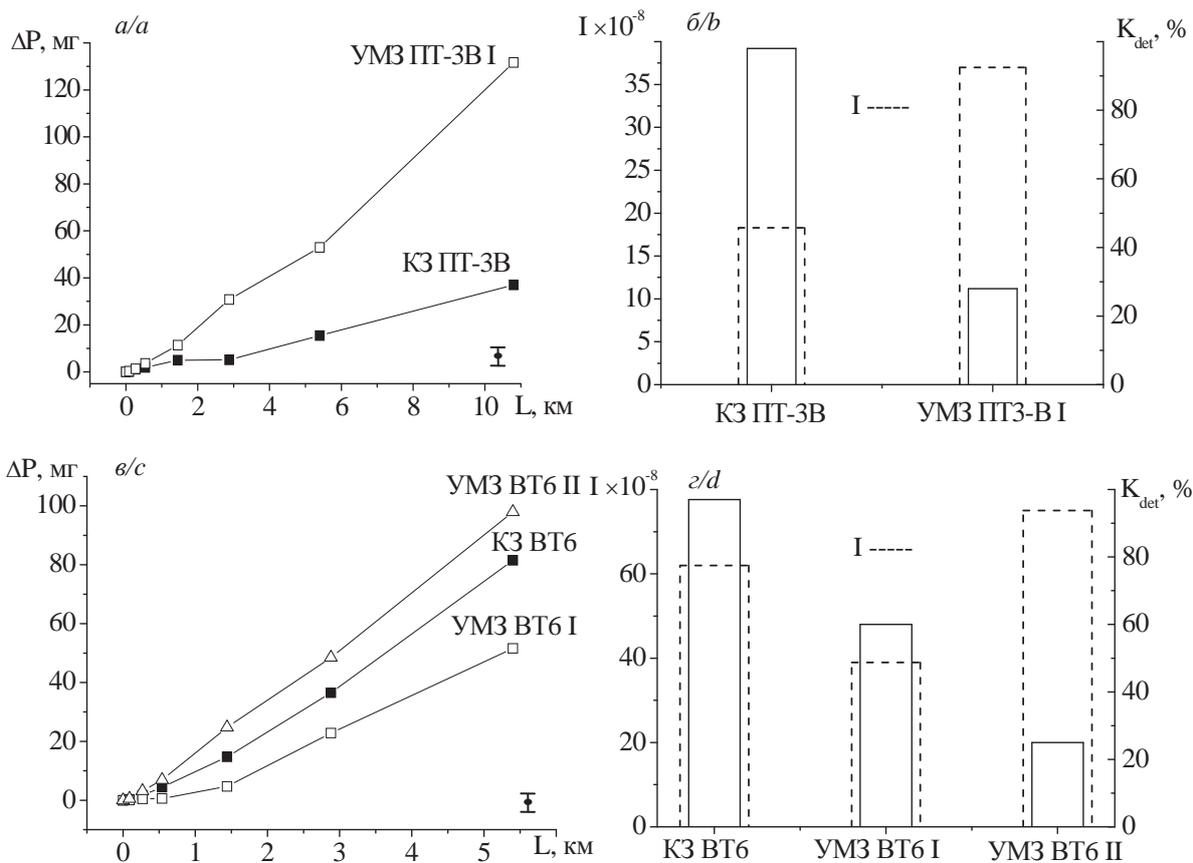
Одной из обнаруженных в настоящей работе особенностей изнашивания титановых сплавов ПТ-3В и ВТ6 является увеличение интенсивности изнашивания с увеличением содержания легирующих элементов (Al, V). По сравнению с интенсивностью изнашивания нелегированного титана ВТ1-0 при тех же условиях испытания [11] интенсивность изнашивания исследованных сплавов на порядок выше. Эта закономерность наблюдается как для крупнозернистых, так и для ультрамелкозернистых материалов. В литературе сведения о такой особенности отсутствуют. Таким образом, легирование титана алюминием и ванадием приводит к повышению интенсивности его адгезионного взаимодействия с контртелом. Механизм влияния легирования пока неясен, однако при практическом использовании титановых сплавов в узлах трения необходимо учитывать это влияние.

Результаты исследований морфологии слоя на контртеле, образующегося из перенесенного материала образцов, морфологии и структурно-фазового состояния частиц изнашивания позволяют сделать некоторые предположения о закономерностях формирования частиц изнашивания при тре-

нии сплавов ПТ-3В и ВТ6 в исследованных условиях. Прежде всего, еще раз подчеркнем, что формирование ультрамелкозернистой структуры не оказало влияния на форму и структуру частиц изнашивания. В слое на поверхности контртела иногда наблюдали участки с отслоившимся материалом, по форме и размерам соответствующие частицам изнашивания. То есть частицы образуются в результате разрушения слоя, образующегося на поверхности трения контртела.

Слоистая структура данного слоя образуется вследствие того, что в процессе трения в результате адгезионного взаимодействия происходит схватывание материала образцов с контртелом, и материал образцов, имеющий меньшую когезионную прочность, переходит на поверхность трения контртела и распространяется по ней в виде тонкого слоя толщиной около 1 мкм. При последующем контакте образца с данной областью контртела на этот слой опять переносится материал с образцов, формируя, таким образом, слоистую структуру.

В процессе переноса материал сильно деформируется, подвергается воздействию температуры и окружающей среды. Высокая степень деформации и большие температурные градиенты приводят к



**Рис. 5.** Зависимости потери веса образцов сплавов ПТ-3В и ВТ6 с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой от пути трения (а, в); интенсивность изнашивания I (пунктирная линия) и величина коэффициента детектирования K<sub>det</sub> (сплошная линия) (б, г)

**Fig. 5.** Dependence of weight loss of PT-3V and VT6 alloys samples with coarse and ultrafine-grained structure on sliding distance (a, c); wear intensity I (dotted line) and detecting coefficient K<sub>det</sub> (solid line) (b, d)

сильному измельчению структуры и образованию мелкодисперсной оксидной либо оксикаридной фазы. Это приводит к тому, что материал в слое становится хрупким и при определенной толщине за счет возникающих при деформации напряжений и под воздействием циклических нагрузок происходит разрушение слоя в виде частиц изнашивания.

Отметим, что на боковых шлифах крупнозернистых образцов, перпендикулярных поверхности трения, исходная форма зерен немного вытянута в слое глубиной около 30 мкм по направлению движения контртела, что свидетельствует о развитии заметной пластической деформации.

При анализе влияния на закономерности изнашивания параметров структуры и характеристик пластичности и прочности, прежде всего, можно отметить, что если в результате ИПД в исследованных сплавах формируется высоконеравновесная УМЗ структура (что характеризуется низким значением коэффициента детектирования), то интенсивность изнашивания материалов с такой структурой возрастает по сравнению с крупнозернистым материалом. Действительно, для УМЗ ПТ-ЗВ I и УМЗ ВТ6 II, у которых коэффициенты детектирования составляют, соответственно, 23 и 29 %, наиболее высокие интенсивности изнашивания (рис. 5, б, г). В этих материалах наблюдается и высокая скалярная плотность дислокаций, что также может быть признаком неравновесности структуры.

При анализе нужно принимать во внимание, что коэффициент детектирования для УМЗ материалов будет всегда ниже, чем для крупнозернистого, из-за увеличения протяженности границ зерен. Поэтому корректно сравнивать коэффициенты детектирования только для материала, у которого после ТМО по различным режимам размер зерен отличается незначительно. Так, для УМЗ ВТ6 I и УМЗ ВТ6 II размер зерен одинаков, но коэффициенты детектирования и интенсивности изнашивания значительно различаются. При этом наблюдается четкая корреляция – чем меньше коэффициент детектирования (выше неравновесность), тем больше интенсивность изнашивания.

Если прогнозировать изменение интенсивности изнашивания при формировании УМЗ структуры только по коэффициенту детектирования, то всег-

да должно было бы быть увеличение интенсивности изнашивания. Однако для УМЗ ВТ6 I наблюдается обратная зависимость – его интенсивность изнашивания уменьшилась по сравнению с крупнозернистым материалом, несмотря на то, что коэффициент детектирования уменьшился до 51 %. По-видимому, при таком снижении коэффициента детектирования на изнашивание оказывает влияние не только степень неравновесности материала, но и другие факторы, например более высокая прочность.

Таким образом, если в результате ТМО в материале формируется высоконеравновесная УМЗ структура, то именно неравновесность структуры оказывает определяющее влияние на его сопротивление изнашиванию. Если же технологический режим обеспечивает формирование более равновесной УМЗ структуры, то другие факторы, в частности изменение прочностных характеристик, начинают играть более существенную роль.

#### Выводы

1. Формирование в сплавах ПТ-ЗВ и ВТ6 ультрамелкозернистой структуры с использованием методов интенсивной пластической деформации не изменяет адгезионного механизма изнашивания этих сплавов при трении по контртелу в условиях граничной смазки.
2. Изнашивание сплавов ПТ-ЗВ и ВТ6 как с крупнозернистой, так и с ультрамелкозернистой структурой происходит в результате адгезионного переноса материала образцов на контртело с формированием на нем слоя и циклического разрушения этого слоя с образованием частиц изнашивания.
3. Интенсивность изнашивания исследованных сплавов при формировании в них ультрамелкозернистой структуры может как возрасти, так и уменьшиться. При формировании высоконеравновесной структуры именно неравновесность структуры оказывает определяющее влияние на его сопротивление изнашиванию. Если же при формировании ультрамелкозернистой структуры успевают проходить релаксационные процессы, то ее неравновесность значительно меньше, и в этом случае на интенсивность изнашивания оказывает влияние изменение механических характеристик материала.
5. Валиев Р.З., Александров И.А. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
6. Новые материалы / под науч. ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСИС, 2002. – 736 с.
7. Evolution of misorientation distribution during warm «abc» forging of commercial-purity titanium / S.Yu. Mironov, G.A. Salishchev, M.M. Myshlyaev, R. Pippan // Materials Science and Engineering: A-structural materials properties microstructure and processing. – 2006. – Т. 418. – № 1–2. – С. 257–267.
8. Эволюция структуры и механических свойств наноструктурного титана при термомеханических обработках / О.А. Кашин,

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
2. Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн. – Л.: Машиностроение. ЛО, 1977. – 248 с.
3. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
4. Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. – М: Изд-во «Металлургия», 1969. – 376 с.

- Е.Ф. Дударев, Ю.Р. Колобов, Г.П. Грабовецкая, Г.П. Почивалова, Г.П. Бакач, Ю.П. Шаркеев, Е.В. Легостаева, Н.В. Гирсова, Р.З. Валиев // *Материаловедение*. – 2003. – № 8. – С. 25–30.
9. Столяров В.В., Шустер Л.Ш., Чертовских С.В. Трибологическое поведение ультрамелкозернистых титановых сплавов // *Трение и смазка в машинах и механизмах*. – 2006. – № 10. – С. 11–19.
10. Чертовских С.В., Шустер Л.Ш., Столяров В.В. Триботехнические свойства титана и его сплавов с ультрамелкозернистой структурой, полученной интенсивной пластической деформацией // *Авиационно-технологические системы: Межвуз. сб. науч. тр. Под общ. ред. М.А. Анферова*. – Уфа: Изд-во УГАТУ, 2004. – С. 319–329.
11. Закономерности и механизмы изнашивания титана VT1–0 с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурами /
- О.А. Кашин, К.В. Круковский, Б.П. Гриценко, Н.В. Гирсова, А.И. Лотков // *Деформация и разрушение материалов*. – 2012. – № 1. – С. 25–32.
12. Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И. Использование метода дифракции обратнорассеянных электронов для количественной оценки неравновесности микроструктуры ультрамелкозернистых металлов и сплавов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2012. – Т. 78. – № 8. – С. 27–33.
13. Гаркунов Д.Н. *Триботехника*. – М.: Машиностроение, 1985. – 424 с.

Поступила 08.02.2014 г.

UDC 539.621

## THE REGULARITIES OF WEAR OF TITANIUM ALLOYS PT-3V AND VT6 WITH COARSE-GRAINED AND ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE

**Konstantin V. Krukovskiy,**

Cand. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4, Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634021, Russia. E-mail: kvk@ispms.tsc.ru

**Oleg A. Kashin,**

Dr. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4, Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634021, Russia. E-mail: okashin@ispms.tsc.ru

**Natalya V. Girsova,**

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4, Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634021, Russia. E-mail: girsova@ispms.tsc.ru

*Relevance of the work is caused by the need to improve the tribological characteristics of titanium alloys in order to expand their application.*

**The main aim of the research** is to study the regularities of wear of titanium alloys PT-3V and VT6 with coarse and ultrafine grained structure in friction with boundary lubrication; to identify the most significant parameters of ultrafine grained structure that influence wear resistance of alloys PT-3V and VT6; to determine the most optimal regimes of abc-pressing, ensuring the formation of ultrafine-grained structure with parameters increasing the wear resistance of alloys PT-3V and VT6.

**The methods used in the study:** X-ray structural and phase analysis with radiation  $CoK_{\alpha}$ , optical metallography, methods of scanning and electron microscopy, electron microprobe analysis method, electron backscatter diffraction method (EBSD) using software CHAN-NEL 5.

**The results:** the formation in alloys PT-3V and VT6 with ultrafine-grained structure by the methods of severe plastic deformation does not alter the adhesive wear mechanism of these alloys. The wear of alloys PT-3V and VT6 with coarse-grained and ultrafine-grained structure is the result of an adhesive transfer of samples material to a counterbody and formation of a large number of wear particles. When forming a highly nonequilibrium structure it is the nonequilibrium of the structure which has a decisive influence on its wear resistance.

### **Key words:**

*Titanium alloys, wear regularities, ultrafine-grained structure, nonequilibrium of structure, backscatter electron diffraction.*

## REFERENCES

1. Ilin A.A., Kolachov B.A., Polkin I.S. *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoystva. Spravochnik* [Titanium alloys. The composition, structure and properties. Handbook]. Moscow, VILS-MATI Publ., 2009. 520 p.
2. Chechulin B.B., Ushkov S.S., Razueva I.N., Goldfayn V.N. *Titanovye splavy v mashinostroenii* [Titanium alloys in mechanical engineering]. Leningrad, Mashinostroenie publ., 1977. 248 p.
3. Tsviker U. *Titan i ego splavy* [Titanium and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 512 p.
4. Vulf B.K. *Termicheskaya obrabotka titanovykh splavov* [Heat treatment of titanium alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 376 p.
5. Valiev R.Z., Aleksandrov I.A. *Obemnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svoystva* [Bulk nanostructured metallic materials: preparation, structure and properties]. Moscow, Akademkniga Publ., 2007. 398 p.
6. Karabasov Yu.S. *Novye materialy* [New materials]. Moscow, MIS Publ., 2002. 736 p.
7. Mironov S.Yu., Salishchev G.A., Myshlyaev M.M., Pippan R. Evolution of misorientation distribution during warm 'abc' forging of commercial-purity titanium. *Materials Science and Engineering: A-structural materials properties microstructure and processing*, 2006, vol. 418, no. 1–2, pp. 257–267.
8. Kashin O.A., Dudarev E.F., Kolobov Yu.R., Grabovetskaya G.P., Pochivalova G.P., Bakach G.P., Sharkeev Yu.P., Legostayeva E.V., Girsova N.V., Valiev R.Z. Evolutsiya struktury i mekhanicheskikh svoystv nanostrukturnogo titana pri termomekhanicheskikh obrabotkakh [Evolution of structure and mechanical properties of nanostructured titanium at thermomechanical treatments]. *Materialovedenie*, 2003, no. 8, pp. 25–30.
9. Stolyarov V.V., Shuster L.Sh., Chertovskikh S.V. Tribotekhnicheskoe povedenie ultramelkozernistykh titanovykh splavov [Tribological behavior of ultrafine titanium alloys]. *Trenie i smazka v mashinakh i mekhanizмах*, 2006, no. 10, pp. 11–19.
10. Chertovskikh S.V., Shuster L.Sh., Stolyarov V.V. tribotekhnicheskie svoystva titana I ego splavov s ultramelkozernistoy strukturoy, poluchennoy intensivnoy plasticheskoy deformatsiyey. [Tribological properties of titanium and its alloys with ultrafine structure obtained by severe plastic deformation]. «Aviatsionno-tehnicheskie sistemy» Meghvuzovskiy sbornik nauchnykh trudov pod. red. Anferova M.A. Ufa, UGATU, 2004, pp. 319–329.
11. Krukovskiy K.V., Kashin O.A., Lotkov A.I. Ispolzovanie metoda difraktsii obratnorasseyannykh elektronov dlya kolichestvennoy otsenki neravnovesnosti ultramelkozernistykh metallov i splavov [Application of a method of backscattered electron diffraction to quantify non-equilibrium microstructure of ultrafine-grained metals and alloys]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2012, vol. 78, no. 8, pp. 27–33.
12. Kashin O.A., Krukovskiy K.V., Gritsenko B.P., Girsova N.V., Lotkov A.I. Zakonomernosti i mekhanizmy iznashivaniya titana VT1–0 s krupnozernistoy i ultramelkozernistoy strukturami [Regularities and mechanisms of wear titanium VT1–0 with coarse and ultrafine structures]. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2012, no. 1, pp. 25–32.
13. Garkunov D.N. *Tribotekhnika* [Tribotechnics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985. 424 p.

Received: 08 February 2014.