

УДК 621.789:621.793:620.178.162.4

А.Г. КОНОНОВ; В.А. КУКАРЕКО, д-р физ.-мат. наук
Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

А.В. БЕЛЫЙ, д-р техн. наук
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

Ю.П. ШАРКЕЕВ, д-р физ.-мат. наук
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННЫЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ТИТАНОВЫЕ И ЦИРКОНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ И ТЕХНИКИ

Исследовано влияние комбинированной обработки, включающей интенсивное пластическое деформирование и ионно-лучевое азотирование, на структуру и триботехнические свойства титана VT1-00, йодидного циркония и сплава «Zr — 2,5 % Nb». Показано, что интенсивное пластическое деформирование сплавов, приводящее к образованию в них ультрадисперсной структуры с размером зерен 100–300 нм, обеспечивает повышение твердости сплавов в 1,6–2 раза. Формирование модифицированных поверхностных слоев в сплавах на основе титана и циркония посредством обработки концентрированными потоками ионов азота обеспечивает увеличение микротвердости их поверхности до 3500–3700 МПа, повышение износостойкости до 30 раз и снижение коэффициента трения в 2 раза. Полученные данные показывают, что комбинированная высокоэнергетическая обработка титановых и циркониевых сплавов, включающая интенсивное пластическое деформирование и ионно-лучевое азотирование, делает указанные материалы весьма перспективными для изготовления биоинертных высоконагруженных ортопедических имплантатов.

Ключевые слова: сплавы титана и циркония, интенсивное пластическое деформирование, ионно-лучевое азотирование, триботехнические свойства

Введение. Для современных материалов медицинских имплантатов наряду с требованиями к их традиционным механическим свойствам (прочность, пластичность и циклическая долговечность) характерно усиление внимания и к биологической совместимости материалов с тканями живого организма. В настоящее время нагруженные детали костных имплантатов, как правило, изготавливают из нержавеющей стали (AISI 316L, X18Ni10T), кобальтовых сплавов, титанового сплава VT6. Однако эти сплавы содержат вредные для живых организмов легирующие элементы (никель, алюминий, ванадий и др.) и не удовлетворяют требованиям биологической совместимости с тканями человеческого организма. Это стимулирует постоянный поиск новых материалов для медицинского применения. Наиболее перспективными среди современных биоматериалов являются титан, цирконий, ниобий, тантал и сплавы на их основе [1]. В частности, для титана наряду с высокой биосовместимостью и коррозионной стойкостью характерными являются такие положительные свойства, как низкая плотность и модуль упругости. Вместе с тем, титан и цирконий, в полной мере отвечающие биологическим требованиям, уступают традиционным материалам для медицинских имплантатов в прочности, износостойкости и стойкости к циклическим

нагрузкам. В связи с этим проблема повышения прочностных и триботехнических свойств титановых и циркониевых сплавов при сохранении ими биологической инертности и коррозионной стойкости весьма актуальна. Принципиально новые возможности в этом направлении открывает использование комбинированных методов высокоэнергетического воздействия. В частности, весьма перспективно сочетание интенсивного пластического деформирования материалов, приводящего к увеличению их прочностных характеристик [2], с обработкой поверхностных слоев концентрированными потоками заряженных частиц и, в частности, ионных пучков, в результате чего существенно повышаются триботехнические свойства и выносливость материалов [3, 4]. В связи с этим в данной работе исследовались влияние комбинированной обработки, включающей интенсивное пластическое деформирование с последующей ионной имплантацией азота, на структуру и триботехнические свойства титанового сплава VT1-00, йодидного циркония и циркониевого сплава «Zr — 2,5 % Nb».

Методика эксперимента. В качестве материалов для исследования выбраны титан VT1-00 (Ti — основа; C — 0,05; Fe — 0,2; Si — 0,08; Ni — 0,04 масс. %), йодидный цирконий (Zr — основа; C — 0,05; Fe — 0,1; Si — 0,05; Ni — 0,03 масс. %) и сплав «Zr — 2,5 % Nb»

(Zr — основа; Nb — 2,7; Fe — 0,05 масс. %). Интенсивное пластическое деформирование проводилось методом равноканального углового прессования (РКУП) [2]. Число проходов РКУП равнялось 4. Степень накопленной логарифмической деформации сплавов после РКУП составляла $e = 2,1$ [2].

Ионно-лучевая обработка азотом проводилась в Физико-техническом институте НАН Беларуси на установке УВН-2М, оснащенной источником с замкнутым дрейфом электронов [5]. Имплантация проводилась при энергии ионов 3 кэВ и плотности ионного тока 2 мА/см² в течение 120–180 мин при температуре 820 К.

Триботехнические испытания проводились в режиме трения без смазочного материала на автоматизированном трибометре [6], работающем по схеме возвратно-поступательного перемещения призматического образца (размеры рабочей части образца 8 × 5 мм) по пластинчатому контртелу. Схема трибометра приведена на рисунке 1. В качестве контртела использовалась пластина (90 × 30 × 3 мм), изготовленная из закаленной углеродистой стали У8 (HRC 62). В процессе испытаний с помощью тензометрического динамометра определялось значение коэффициента трения. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела в процессе трибоиспытаний составляла ≈ 0,1 м/с. Путь трения за 1 цикл испытаний составлял 50 мм. Номинальное контактное давление испытаний составляло 1 МПа. Испытания проводились на пути трения 200–300 м. Измерение величины износа призматических образцов осуществлялось по потере массы при ис-

пытаниях. Погрешность измерения массы образцов составляла 0,05 мг.

Циклические испытания образцов проводили на установке УИП-2 по методу симметричного поперечного изгиба консольно закрепленного пластинчатого образца при заданных амплитудах деформации, которые соответствовали уровням знакопеременных напряжений 270–800 МПа. Образцы вырезались электроискровым методом из заготовок титана ВТ1-0 и имели форму лопаток, длина рабочей части которых составляла 50 мм, ширина — 4 мм, а толщина — 1,5 мм. Величина циклических напряжений рассчитывалась с учетом геометрических размеров образца, заданной амплитуды колебаний и результатов тарировки каждого образца эталонными грузами. Ионная имплантация образцов проводилась при 820 К последовательно в два этапа, сначала с одной стороны образца (поверхность 1), а затем с другой (поверхность 2). При этом поверхность 1 на втором этапе обработки не облучалась пучком ионов, но подвергалась тепловому воздействию в ходе ионно-лучевой обработки. Время ионного азотирования каждой из обрабатываемых поверхностей составляла 120 мин.

Микротвердость измерялась на приборе DuraScan 20 при нагрузке 0,49 Н. Относительная погрешность измерений микротвердости не превышала 10 %.

Исследование фазового состава материалов после различных режимов обработки осуществлялось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном CoK α излучении при ускоряющем напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и анодном токе 15 мА.

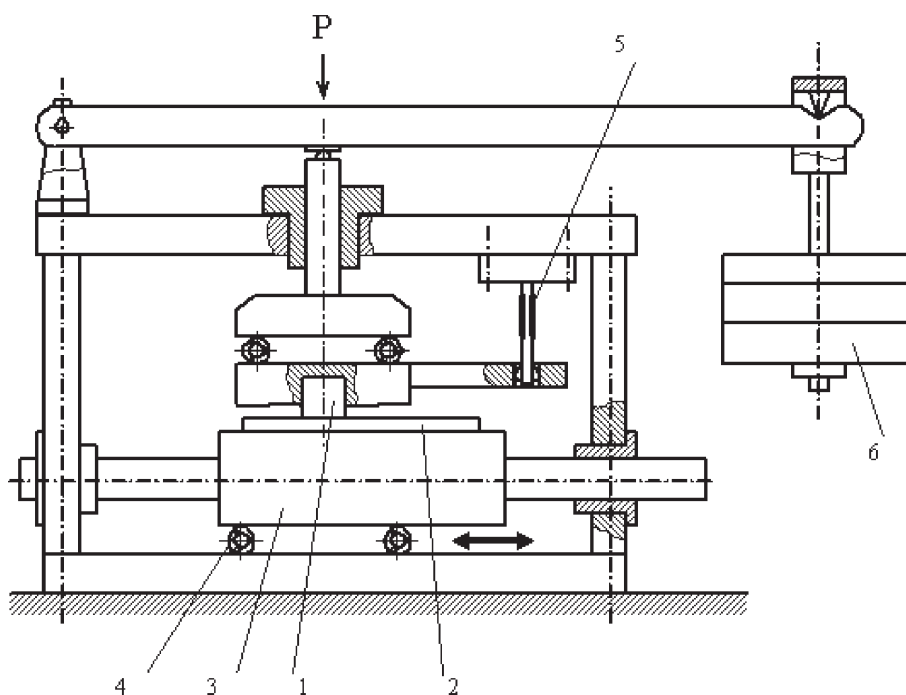


Рисунок 1 — Схема трибометра:

1 — образец; 2 — контртело; 3 — подвижный ползун; 4 — подшипник;
5 — тензометрический динамометр; 6 — нагружающее устройство

Результаты исследования и их обсуждение. В исходном состоянии титан марки ВТ1-00 имеет гексагональную кристаллическую решетку (пространственная группа $P6_3/mmc$) с параметрами $a = 0,2951$ нм, $c = 0,4689$ нм, $c/a = 1,589$. Средний размер зерна составляет $d = 30$ мкм. Твердость титана ВТ1-00 равняется $HV = 1630$ МПа. Йодидный цирконий в исходном состоянии также имеет ГПУ кристаллическую решетку α -Zr ($a = 0,3232$ нм, $c = 0,5150$ нм, $c/a = 1,593$) и характеризуется крупнокристаллическим строением ($d = 2-4$ мкм). В связи с этим твердость образцов йодидного циркония существенно ниже твердости титанового сплава ВТ1-00 и составляет 700–720 МПа. Образцы исходного титана и циркония имеют низкую плотность линейных дефектов кристаллической решетки (рисунок 2 а), что приводит к малым величинам физического уширения дифракционных линий матричного твердого раствора, составляющим $\beta_{101} \approx 1,0 \cdot 10^{-3}$ рад и $\beta_{202} \approx 3,5 \cdot 10^{-3}$ рад. В исходном недеформированном состоянии сплав «Zr — 2,5 % Nb» имеет двухфазную структуру твердых растворов ниобия в низкотемпературном α -Zr ($P6_3/mmc$, $a = 0,3232$ нм, $c = 0,5150$ нм, $c/a = 1,593$) и высокотемпературном β -Zr ($Im3m$, $a = 0,3532$ нм). Величины физического уширения дифракционных линий 002 и 004 α -Zr также относительно невелики и составляют соответственно $\beta_{002} \approx 2,1 \cdot 10^{-3}$ рад и $\beta_{004} \approx 2,95 \cdot 10^{-3}$ рад, что свидетельствует о малой плотности содержащихся в сплаве дислокаций. Средний размер зерна сплава составляет 20 мкм, а твердость — $HV = 1650$ МПа.

Интенсивное пластическое деформирование титана ВТ1-00 приводит к существенному изменению его структурного состояния и свойств. Твердость титана ВТ1-00 после деформации увеличивается до $HV = 2500$ МПа. Величина физи-

ческого уширения дифракционных линий резко возрастает и составляет $\beta_{202} \approx 12,5 \cdot 10^{-3}$ рад. При этом отношение величин физического уширения дифракционных линий β_{202}/β_{101} уменьшается и составляет 2,8, что свидетельствует о формировании переходной структуры между хаотическим распределением дислокаций и их коррелированным расположением в виде дислокационных стенок (эквидистантно расположенные дислокации одного знака) [7]. Результаты электронно-микроскопического исследования структуры титана после такой обработки свидетельствуют об образовании в нем субмикрокристаллических зерен размером $\approx 100-300$ нм (см. рисунок 2 б). Деформация крупнокристаллического циркония приводит к увеличению его твердости до $HV = 1470$ МПа и возрастанию величины физического уширения дифракционных линий α -Zr ($\beta_{202} \approx 6,8 \cdot 10^{-3}$ рад). Величина отношения β_{202}/β_{101} для деформированного Zr составляет 2,8–2,9, что указывает на образование в нем фрагментированных структур. Твердость и величина физического уширения дифракционных линий деформированного мелкозернистого титана ВТ1-00 примерно в 2 раза превышает соответствующие значения твердости и величин физического уширения дифракционных линий йодидного циркония, подвергнутого такой же степени деформации. Причиной указанного явления может являться активация процессов множественного скольжения при деформации мелкозернистого сплава ВТ1-00. В то же время в крупнокристаллическом йодидном цирконии при деформировании активируется одна система скольжения, что блокирует процессы накопления в сплаве дислокаций [8]. Деформация сплава «Zr — 2,5 % Nb» также сопровождается существенными изменениями в структурном состоянии и твердости исследуемого материала. В частности,

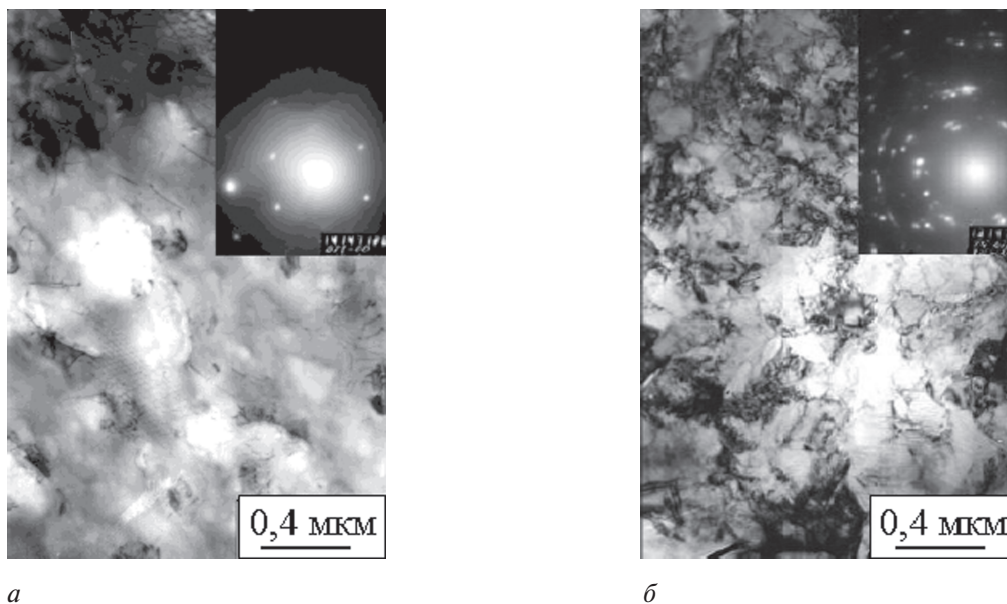
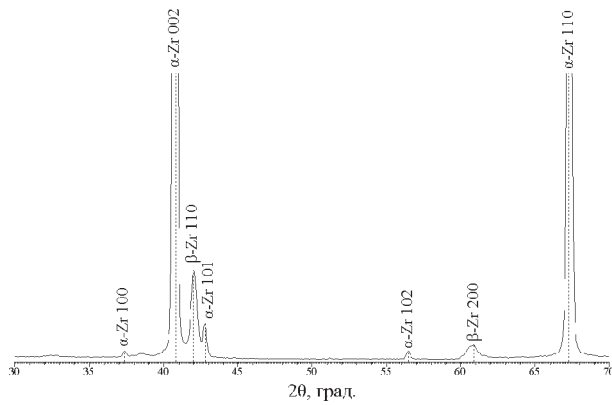
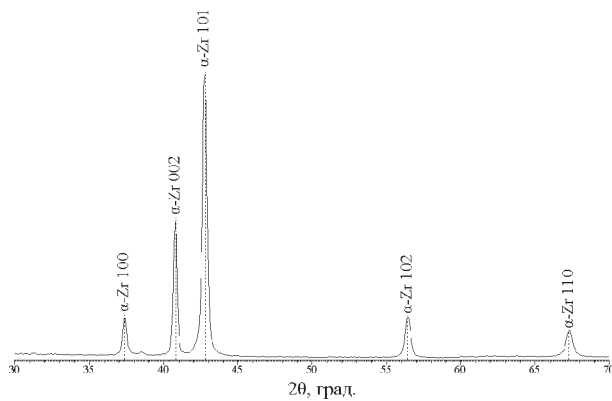


Рисунок 2 — Микроструктура сплава ВТ1-00: а — исходное состояние; б — РКУП ($e = 2,1$)



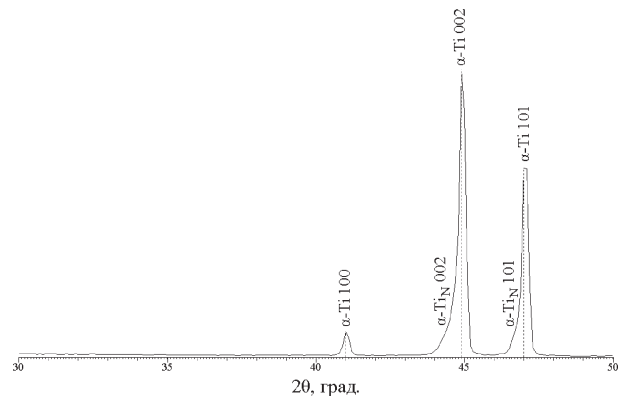
а



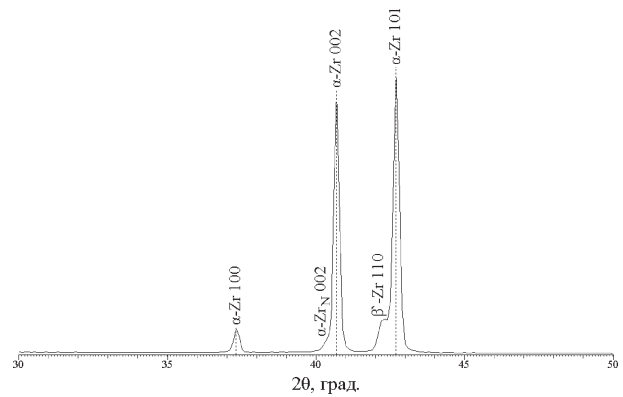
б

Рисунок 3 — Фрагмент рентгеновских дифрактограмм (CoK α) сплава «Zr — 2,5 % Nb» в исходном состоянии (а) и после РКУП (б)

твердость сплава после РКУП возрастает и достигает $HV = 2650$ МПа. Данные рентгеноструктурных исследований свидетельствуют о протекании фазового превращения β -Zr \rightarrow α -Zr в процессе интенсивного пластического деформирования, в результате чего сплав приобретает однофазную структуру твердого раствора ниобия в α -Zr (рисунок 3). При этом параметры решетки α -фазы несколько уменьшаются и составляют $a = 0,3232$ нм; $c = 0,5145$ нм; $c/a = 1,592$, что связано с растворением в α -Zr атомов Nb, имеющих относительно малый атомный радиус ($r_{Zr} = 0,1616$, $r_{Nb} = 0,1426$ нм). Физическое уширение дифракционных линий матричной α -фазы возрастает в $\approx 3,2$ раза ($\beta_{004} = 9,5 \cdot 10^{-3}$ рад), что свидетельствует о формировании большого количества дислокаций и дислокационных субструктур в процессе деформирования. Соотношение β_{004}/β_{002} в деформированном сплаве при этом пропорционально $\sim \text{tg}\theta_{004}/\text{tg}\theta_{002}$, что указывает на преимущественно хаотическое некоррелированное расположение линейных дефектов в кристаллической решетке α -фазы сплава [7]. Вместе с тем для дифракционных линий, полученных от плоскостей системы $\{100\}$, соотношение β_{200}/β_{100} составляет 2,1. При этом $\text{tg}\theta_{200}/\text{tg}\theta_{100} = 2,46 > \beta_{200}/\beta_{100} > \text{sec}\theta_{200}/\text{sec}\theta_{100} = 1,23$. Указанный факт свидетельствует о формировании в плоскостях системы $\{100\}$ переходной дислокационной субструктуры, являющейся промежуточным структурным



а



б

Рисунок 4 — Фрагменты рентгеновских дифрактограмм деформированных титана (а) и сплава «Zr — 2,5 % Nb» (б), подвергнутых ионно-лучевой обработке азотом при 820 К

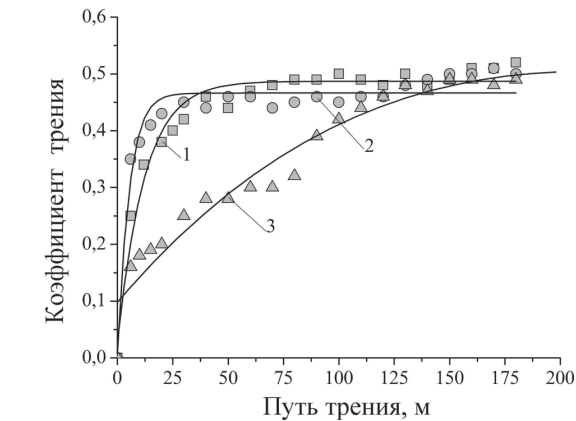
образованием между хаотическим распределением дислокаций и их коррелированным расположением [7].

Ионно-лучевая обработка при 820 К деформированных образцов титана, циркония и Zr-Nb сплава приводит к образованию модифицированного ионами азота слоя толщиной ≈ 10 – 20 мкм. При этом в поверхностном слое сплавов образуются твердые растворы внедрения азота в ГПУ решетке матричной фазы α -Ti и α -Zr с увеличенными значениями параметров кристаллической решетки (рисунок 4). В частности, для сплава «Zr — 2,5 % Nb» параметры кристаллической решетки α -Zr вследствие его легирования азотом возрастают и достигают значений, составляющих $a = 0,3233$ нм и $c = 0,5154$ нм. Отношение c/a увеличивается до 1,594. Микротвердость поверхностного слоя сплавов VT1-00, Zr и «Zr — 2,5 % Nb» при этом возрастает до $H_{0,49} = 3700$, 2400 и 3500 МПа, соответственно. Поскольку температура ионно-лучевой обработки превышает температуру начала протекания процессов рекристаллизации для сплавов на основе Ti и Zr, то твердость деформированных сплавов в процессе ионно-лучевого азотирования при 820 К снижается и составляет $HV = 1700$ МПа (сплав VT1-00), $HV = 880$ МПа (йодидный цирконий) и $HV = 1950$ МПа (сплав «Zr — 2,5 % Nb»). В имплантированном ионами азота сплаве «Zr — 2,5 % Nb» также регистрирует-

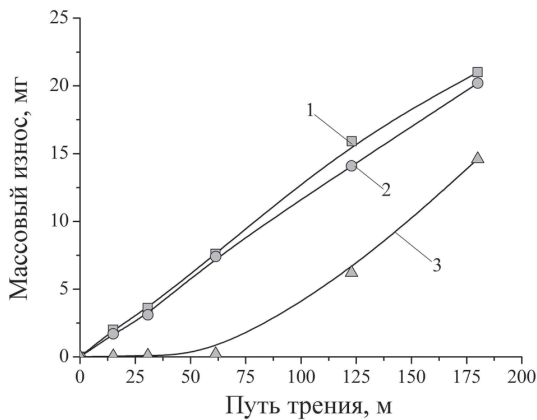
ся образование переходной упруго-деформированной метастабильной фазы β' -Zr, имеющей ОЦК кристаллическую решетку с пониженным значением параметра ($a = 0,3517$ нм) по сравнению со стандартным значением параметра решетки высокотемпературного β -Zr (см. рисунок 4 б). Обычно фазовое $\alpha \rightarrow \beta$ превращение в сплавах на циркониевой основе имеет место при температурах 870–880 К [9]. Образование высокотемпературной фазы β -Zr в процессе ионной обработки при 820 К связано с синергетическим эффектом интенсивной пластической деформации и имплантации интенсивными потоками ионов азота, который эффективно понижает температуру фазового $\alpha \rightarrow \beta$ превращения. Относительно пониженное значение параметра кристаллической решетки β' -Zr можно объяснить высоким уровнем гидростатических сжимающих напряжений, действующих на частицу, вследствие различия удельных атомных объемов β' -Zr и матричной фазы α -Zr. Микротвердость поверхностного слоя сплава «Zr — 2,5 % Nb» увеличивается до $H_{0,49} = 3500$ МПа.

Результаты триботехнических испытаний представлены на рисунках 5–7. Из приведенных данных следует, что кривые накопленного мас-

сового износа для образцов титана и циркония в исходном состоянии и после интенсивной пластической деформации практически совпадают. Значения коэффициента трения образцов недеформированного и деформированного титана и циркония также сохраняются на приблизительно одинаковом уровне $f \approx 0,5$. Таким образом, энергия активации процесса разрушения при трении без смазочного материала субмикросталлического и крупнозернистого титана и циркония одинакова. Причина указанного явления заключается в том, что в процессе фрикционного взаимодействия при трении без смазочного материала в поверхностных слоях материалов развивается интенсивная пластическая деформация (10^2 – 10^3 %) [10], соизмеримая с пластической деформацией, протекающей при РКУП и приводящей к формированию субмикросталлической структуры. Вследствие этого фрикционно-индуцированная структура в поверхностных слоях трения и структура сплавов, формирующаяся при интенсивной пластической деформации, подобны и имеют близкие триботехнические свойства. На рисунке 7 б приведены зависимости величины накопленного массового износа от пути трения для об-

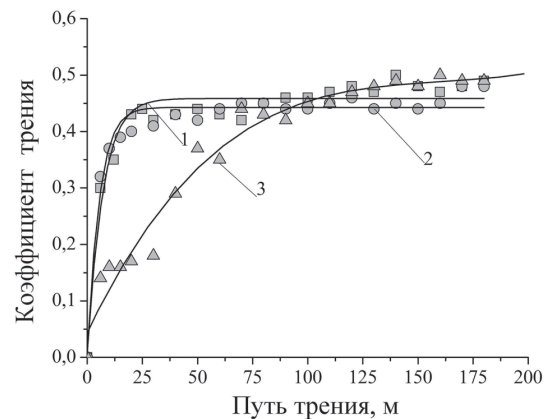


а

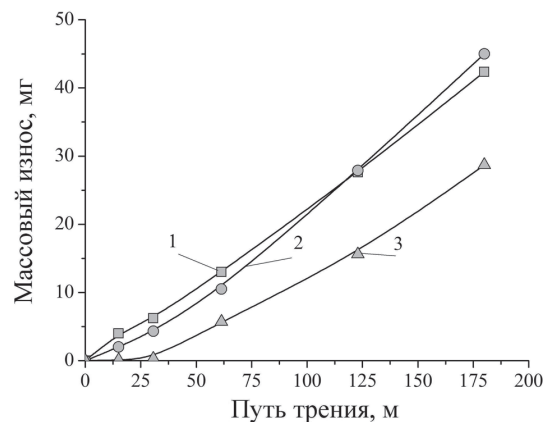


б

Рисунок 5 — Зависимости массового износа (а) и коэффициента трения (б) образцов титана ВТ1-00 после различных видов обработки: 1 — исходное состояние; 2 — РКУП; 3 — ионно-лучевое азотирование при 820 К



а



б

Рисунок 6 — Зависимости массового износа (а) и коэффициента трения (б) образцов йодидного циркония после различных видов обработки: 1 — исходное состояние; 2 — РКУП; 3 — ионно-лучевое азотирование при 820 К

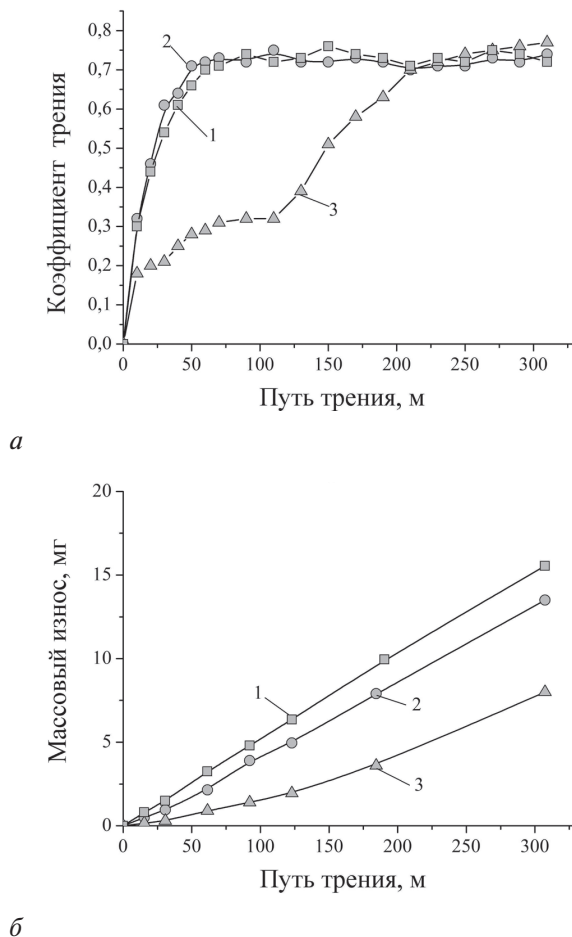


Рисунок 7 — Зависимости массового износа (а) и коэффициента трения (б) образцов сплава «Zr — 2,5 % Nb», после различных видов обработки: 1 — исходное состояние; 2 — РКУП; 3 — ионно-лучевое азотирование при 820 К

разцов сплава «Zr — 2,5 % Nb» в исходном состоянии и после деформации. Гетерогенная двухфазная $\alpha + \beta$ структура исходного сплава обеспечивает его повышенную износостойкость по сравнению с гомогенными сплавами ВТ1-00 и цирконием. Интенсивная деформация приводит к увеличению износостойкости сплава «Zr — 2,5 % Nb» вследствие образования твердого раствора Nb в α -Zr и связанного с этим уменьшения энергии дефектов упаковки [11].

Ионная имплантация титана, циркония и сплава «Zr — 2,5 % Nb» существенно улучшает триботехнические свойства поверхностных слоев материалов. В частности, из приведенных на рисунках 5–7 данных можно видеть, что на начальных стадиях испытаний титан и цирконий с модифицированными ионами азота слоями имеет весьма низкую интенсивность изнашивания и пониженный уровень коэффициента трения ($f \approx 0,2-0,3$). В дальнейшем, по мере истирания имплантированного азотом слоя, интенсивность изнашивания и коэффициент трения титана и циркония возрастают до уровня значений, отвечающих исходному состоянию материалов. Таким образом, ионно-лучевая обработка тита-

на ВТ1–00 и циркония весьма существенно (в ≈ 30 раз) увеличивает износостойкость его поверхностного слоя и на 50 % понижает коэффициент трения фрикционного сопряжения. Снижение коэффициента трения имплантированных ионами азота материалов связано с проникновением атомов азота в октаэдрические поры ГПУ решетки титана и циркония, что приводит к увеличению межплоскостного расстояния для плотноупакованных базисных плоскостей (0001) и снижению напряжения их сдвига при трении. Качественно подобные зависимости в поведении триботехнических характеристик обнаруживаются и при испытаниях модифицированного азотом сплава «Zr — 2,5 % Nb» (см. рисунок 7). Существенное снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения при насыщении поверхностного слоя циркониевого сплава азотом связано с образованием твердого раствора азота в ГПУ решетке α -Zr, а также метастабильной β' -Zr фазы с упруго-деформированной кристаллической решеткой.

Одним из эффективных способов повышения характеристик выносливости материалов на основе титана и циркония является метод высокоинтенсивной ионной имплантации [3, 4]. На рисунке 8 приведены экспериментальные точки и кривые усталости в координатах $\lg \sigma_{\max} - \lg N$ для титана в исходном состоянии и после ионно-лучевого азотирования при 820 К. В случае необработанного ионами азота титана в исследованном диапазоне циклических напряжений разрушение происходит в области малоциклового усталости ($N \leq 5 \cdot 10^4$ цикла). В частности, при амплитуде циклических напряжений 280 МПа образец титана в исходном состоянии разрушился после 10^5 циклов. Ионная обработка титана существенно повышает циклическую долговечность сплава в области многоциклового усталости. Так, ограниченный предел выносливости (на базе $2 \cdot 10^6$ циклов) для титана после ионной обработки при 820 К составил 300 МПа.

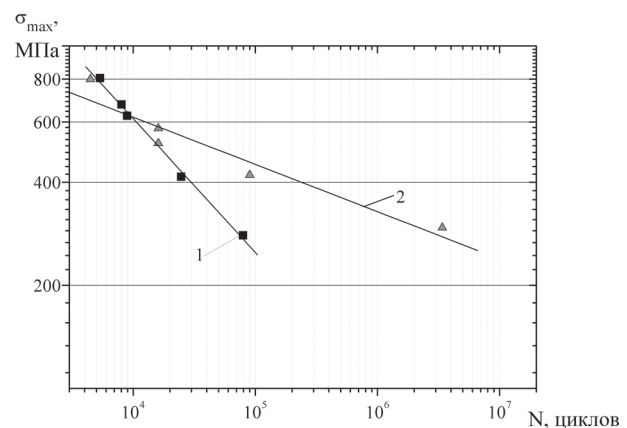


Рисунок 8 — Кривые усталости титана после различных видов обработки: 1 — исходное состояние; 2 — после ионно-лучевого азотирования при 820 К

Заключение. Исследованы структурно-фазовые превращения в титане VT1-00, йодидном цирконии и сплаве «Zr — 2,5 % Nb», подвергнутых интенсивному пластическому деформированию методом равноканального углового прессования (РКУП). Показано, что в результате РКУП в исследуемых материалах формируется ультрадисперсная структура с размером зерен 100–300 нм. При деформации сплава «Zr — 2,5 % Nb» зарегистрировано фазовое превращение β -Zr \rightarrow α -Zr. Твердость деформированных сплавов на основе титана и циркония возрастает на 60–100 %.

В процессе ионно-лучевого азотирования деформированных сплавов на основе титана и циркония происходит формирование модифицированных азотом поверхностных слоев глубиной 10–20 мкм, содержащих твердый раствор азота в матричной α -фазе сплавов. В модифицированном ионами азота сплаве «Zr — 2,5 % Nb» дополнительно регистрируется образование упруго-деформированной метастабильной высокотемпературной β' -фазы. Формирование модифицированных азотом слоев обеспечивает увеличение износостойкости сплавов до \approx 30 раз и снижение коэффициента трения на \approx 50 %.

Полученные данные показывают, что комбинированная высокоэнергетическая обработка титановых и циркониевых сплавов, включающая РКУП и воздействие концентрированными потоками ионов азота, делает указанные материалы весьма перспективными для изготовления биоинертных высоконагруженных ортопедических имплантатов.

Авторы выражают признательность В.И. Копылову за проведение РКУП сплавов.

Список литературы

1. Review: Titanium and Titanium Alloy Applications in Medicine / M. Balazic [et al.] // International Journal of Nano and Biomaterials. — 2007. — Vol. 1, №1. — Pp. 3–34.
2. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал [и др.]. — Минск: Наука и техника, 1994. — 216 с.
3. Белый, А.В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, А. Патеюк. — Минск: Белорус. наука, 2007. — 244 с.
4. Белый, А.В. Сопротивление контактному и усталостно-разрушению хромистых сталей, поверхностно легированных ионами азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, Э.Г. Биленко // Вес. НАН Беларусі, Сер. фіз.-тэхн. навук. — 2005. — № 1. — С. 5–9.
5. Белый, А.В. Высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота / А.В. Белый // Физическая мезомеханика. — 2002. — Т. 5, № 1. — С. 95.
6. Караваев, М.Г. Автоматизированный трибометр с возвратно-поступательным движением / М.Г. Караваев, В.А. Кукареко // Надежность машин и технических систем: матем. междунар. науч.-техн. конф., Минск, 16–17 окт. 2001. — Минск, 2001. — Т. 1. — С. 37–39.
7. Кривоглаз, М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. / М.А. Кривоглаз. — Киев: Наук. думка, 1983. — 408 с.
8. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. — М.: Мир, 1972. — 408 с.
9. Bethune, I.T. The $\alpha/\alpha+\beta$ boundary in Zr-Nb system / I.T. Bethune, C.D. Williams // J. Nucl. Mater. — 1969. — Vol. 29, № 1. — Pp. 129–132.
10. Марков, Д.П. Адгезионно-инициируемые типы катастрофического изнашивания / Д.П. Марков, Д. Келли // Трение и износ. — 2002. — Т. 23, № 5. — С. 483–493.
11. Вишняков, Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов / Я.Д. Вишняков. — М.: Металлургия, 1975. — 480 с.

Kononov A.G., Kukareko V.A., Beli A.V., Sharkeev Yu.P.

Ion-modified nanostructured titanium and zirconium alloys for medicine and industry

The effect of combined treatment consisting of severe plastic deformation and ion beam treatment on structure and tribological properties of titanium, zirconium and «Zr — 2,5 % Nb» alloy was investigated. It was shown that formation of ultrafine-grained structure in titanium and zirconium alloys produced by severe plastic deformation results in sufficient increase in materials hardness in 1,6–2 times. Ion modification of deformed titanium and zirconium based alloys ensures further enhancement of surface microhardness up to 3500–3700 MPa, improvement of wear resistance of materials up to 30 times and reduction of friction coefficient by 50 %. Based on the results obtained it was shown that Ti- and Zr-based alloys processed by combined treatment consisting of severe plastic deformation and ion-beam nitriding may be regarded as a promising materials for production of biocompatible high-loaded orthopedic implants.

Поступила в редакцию 28.11.2012.