

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6*

THE INFLUENCE OF THE COMPLEX TREATMENT TECHNOLOGIES ON THE SURFACE STRUCTURAL CONDITION AND SERVICE PROPERTIES OF THE MEDICAL IMPLANTS MADE OF THE VT6 TITANIUM ALLOY

А.А. ИЛЬИН (A. Ilyin), ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского», e-mail: mitom@implants.ru

В.Н. ФЕДИРКО (V. Fedirko), Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины

А.М. МАМОНОВ (A. Matonov), ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского», e-mail: mitom@implants.ru

С.М. САРЫЧЕВ (S. Sarychev), ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского», e-mail: mitom@implants.ru

Ю.В. ЧЕРНЫШОВА (Yu. Chernyshova), ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского», e-mail: mitom@implants.ru

Исследовано влияние комплексных технологий обработки – термоводородной обработки, вакуумного ионно-плазменного азотирования, термодиффузионного азотирования и нанесения нитридных покрытий на структуру и свойства объема и поверхности образцов из сплава VT6. Приведены данные по фазовому составу поверхности, глубине диффузионного слоя азота, микротвердости и микрогеометрии поверхности, коррозионным свойствам в 0,9% водном растворе NaCl, прочностным и усталостным свойствам образцов, а также результаты испытаний компонентов медицинских имплантатов на износостойкость.

Ключевые слова: титановый сплав, термоводородная обработка, азотирование, нитридное покрытие, микротвердость, коррозионная стойкость, износостойкость, усталостная прочность.

The influence of the complex treatment technologies, such as thermo-hydrogen treatment, vacuum-plasma nitration, thermodiffusion nitration and nitride coating application, on the structure and volume or surface properties of the samples made of the VT6 alloy was investigated. The data of surface phase composition, depth of the nitrogen diffusion layer, surface micro-hardness and microgeometry, corrosion behavior in the 0,9% NaCl-water solution, strength and fatigue properties of samples, as well as the results of medical implants' parts wear resistance was submitted.

Keywords: titanium alloy, thermo-hydrogen treatment, nitration, nitride coating, micro-hardness, corrosion behavior, wear-resistance, fatigue strength.

В настоящее время многие силовые конструкции имплантируемых медицинских изделий, в частности, компоненты эндопротезов крупных суставов человека, пластины

для остеосинтеза, интрамедуллярные стержни и др. изготавливают преимущественно из титанового сплава Ti-6Al-4V (VT6). Сплав обладает хорошими биохимическими свойствами (биоинертен)

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант Укр_ф_а 13-08-90410) и ГФФИ Украины (проект Ф53.07/019) с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАТИ.

и удовлетворительным комплексом механических характеристик [1, 2]. В зависимости от назначения и конструктивного исполнения компоненты имплантатов могут подвергаться высоким механическим, в том числе многоцикловым, нагрузкам, интенсивному трению в паре с костными структурами, другими металлическими или полимерными элементами конструкции в агрессивной биологической среде организма [3]. Стремление разработчиков повысить надежность и ресурс безотказной работы имплантатов обуславливает необходимость постоянной оптимизации конструктивных решений, создания на основе титана новых материалов с композиционной структурой и разработки новых технологий обработки, позволяющих повысить комплекс функциональных характеристик имплантатов.

Структурное состояние объема и поверхности, физико-химические и механические свойства материала компонентов эндопротезов должны обеспечивать максимальное сопротивление тем нагрузочным факторам, которые воздействуют на этот компонент при его эксплуатации в биотехнической системе [3, 4]. Так, шаровые головки эндопротезов тазобедренного сустава, как элемент искусственного сустава, подвергаются интенсивным фрикционным нагрузкам в паре со сверхвысокомолекулярным полиэтиленом (СВМПЭ). Причем работа трения, являющаяся физической причиной износа материалов пары, по данным [5] может достигать 16 кДж в процессе технических испытаний на надежность эндопротеза по ГОСТ Р ИСО 7206. В то же время усталостные напряжения в головках незначительны. Поэтому структура и свойства объема и особенно поверхности головок должны обеспечивать в первую очередь необходимые триботехнические характеристики – малые коэффициенты и момент трения в суставе, стойкость к износу и фреттинг-коррозии, а также высокую микротвердость и минимальную шероховатость поверхности. Ножки эндопротезов подвергаются значительным циклическим изгибающим нагрузкам [6, 7], одновременно испытывая микроперемещения (трение) амплитудой 0,01–0,2 мм относительно костных структур либо костного цемента (на основе полиметилметакрилата) в объеме нескольких миллионов циклов. Поэтому структурное состояние их поверхности и объема должно обеспечивать высокое сопротивление усталости и износу.

В обоих случаях существенное значение имеет сопротивление коррозии в биологической среде организма. Такое сочетание свойств компонентов эндопротезов может и должно быть сформировано научно-обоснованным выбором технологий обработки, их параметров и последовательности реализации различных процессов [4, 8].

В ряде предыдущих работ [4, 8–12] нами была показана высокая эффективность применения инновационных технологий термоводородной обработки (ТВО), вакуумного ионно-плазменного модифицирования поверхности азотом и нанесения нитридных покрытий для повышения эксплуатационных характеристик компонентов эндопротезов из титановых сплавов. Причем особое внимание было уделено принципам правильного проектирования комплексных технологических процессов и выбора их параметров с учетом конструктивных особенностей компонентов и условий их эксплуатации.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния объемных и поверхностных структур, формируемых термоводородной обработкой, вакуумным ионно-плазменным азотированием и нанесением конденсационных нитридных покрытий, а также термодиффузионным насыщением азотом, на износостойкость, коррозионные свойства, прочностные и усталостные характеристики различных компонентов эндопротезов суставов из сплава ВТ6.

Исследования проводили на образцах с размерами 15×10×1 мм после различных технологий обработки. Часть образцов подвергали термоводородной обработке в установке Сивертса. Наводороживание проводили до концентрации 0,7% по массе при температурах 800–850°C, вакуумный отжиг – при температуре 625°C до конечной концентрации водорода 0,006% по массе. Перед модифицированием поверхности и нанесением покрытий образцы подвергали шлифованию и механической полировке алмазной пастой. На образцах в исходном состоянии параметр шероховатости поверхности R_a после полировки составлял около 0,06 мкм, на образцах после ТВО удалось достичь лучшей чистоты поверхности ($R_a = 0,02-0,03$ мкм), что связано с уменьшением размера структурных составляющих α -фазы с 2–5 до 0,1–0,6 мкм (рис. 1), повышением твердости с 32–34 до 38–42 ед. НРС и, соответственно, улучшением полируемости [4, 8].

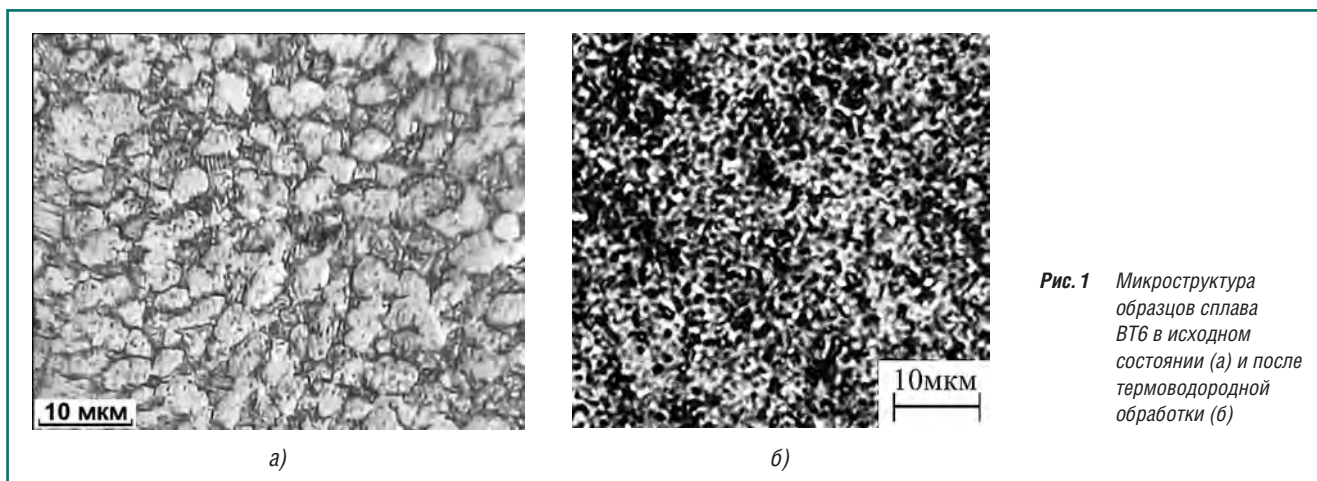


Рис. 1 Микроструктура образцов сплава ВТ6 в исходном состоянии (а) и после термоводородной обработки (б)

После ТВО образцы подвергали вакуумно-ионно-плазменному азотированию (ВИПА) в модернизированной установке «Булат 6Т» в азото-аргонной среде при температурах 550 и 600°C в течение 60 и 30 минут, соответственно. На часть образцов после ВИПА наносили покрытие из нитрида титана TiN конденсационным методом толщиной 0,4 и 1,2 мкм. Термодиффузионное азотирование полированных образцов в исходном состоянии и после ТВО проводили при температуре 750°C в чистом молекулярном азоте атмосферного давления в течение 1 и 5 часов [13].

Глубину диффузионной зоны азота определяли путем измерения микротвердости на «косых» шлифах. Фазовый состав поверхности исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометрах ДРОН-7 и ДРОН-3.0 в Cu K_α -излучении. Шероховатость поверхности измеряли на приборе «Hommel-Tester».

Структура поверхности образцов после различных способов и режимов азотирования приведена на рис. 2. Анализ структур показывает, что наиболее плотная и «чистая» поверхность достигается при вакуумном ионно-плазменном азотировании при температуре 550°C. Повышение температуры до 600°C приводит к появлению на поверхности небольшого количества кратеров и мелких пор размером до 0,5 мкм. Параметр шероховатости поверхности в результате ВИПА по обоим режимам повышается незначительно (табл. 1). Фазовый состав поверхностных слоев представлен твердым раствором азота преимущественно в α -фазе и нитридом титана Ti_2N . Доля нитрида TiN невелика (см. табл. 1). Конденсационное нанесение нитрида TiN после ВИПА приводит к образованию

на поверхности большего количества дефектов в виде кратеров и капельной фазы (см. рис. 2в, г). Капельная фаза формируется в потоке титано-азотной плазмы. При осаждении на поверхность вокруг капельной фазы образуется кратер. Параметр шероховатости после нанесения покрытия TiN существенно возрастает (до 0,06-0,08 мкм). Фазовый состав поверхности представлен в основном нитридом TiN.

Термодиффузионное насыщение азотом при температуре 750°C в течение 5 часов приводит к существенному ухудшению микрорельефа поверхности образцов (см. рис. 2д). При этом параметр шероховатости образцов, не подвергавшихся ТВО, возрастает до 0,2 мкм, а у образцов, предварительно прошедших ТВО, – до 0,16 мкм. При выдержке в 1 час R_a возрастает до 0,08 мкм (см. табл. 1).

Фазовый состав поверхностного слоя образцов после термодиффузионного азотирования представлен нитридами TiN и Ti_2N с преобладанием TiN. Причем доля нитрида TiN в поверхности образцов после ТВО существенно выше, чем у образцов без ТВО, и увеличивается с ростом времени выдержки.

Измерение микротвердости и глубины диффузионной зоны азота дало следующие результаты (см. табл. 1). Глубина модифицированного слоя и поверхностная микротвердость образцов после ВИПА при 550°C имеют наименьшие значения из всех реализованных способов обработки. Повышение температуры ВИПА до 600°C приводит к некоторому увеличению глубины диффузионной зоны и микротвердости. Конденсационное осаждение нитрида TiN после ВИПА, практически не влияя на глубину диффузионной зоны азота, увеличивает микротвердость поверхности до 6500

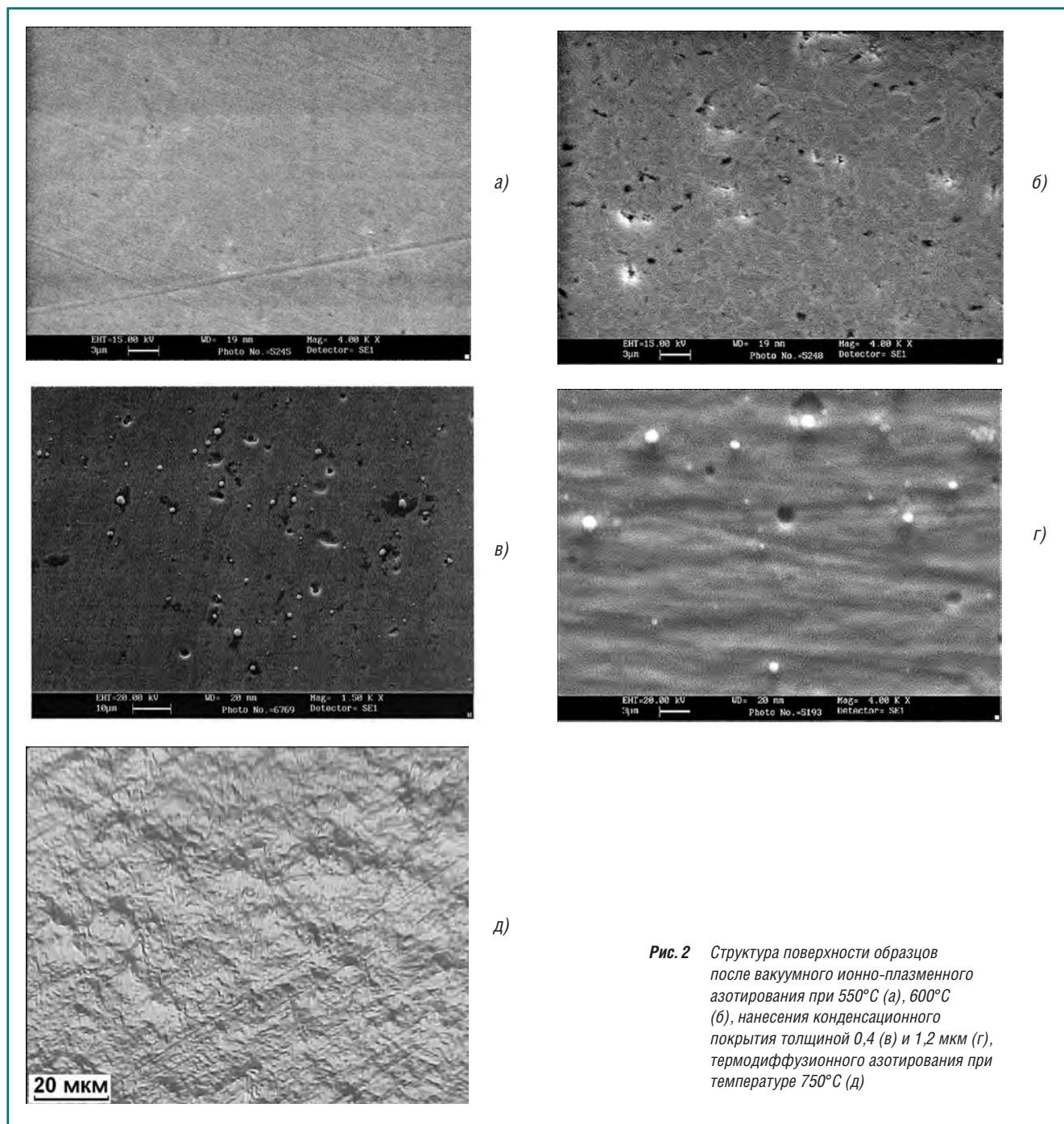


Рис. 2 Структура поверхности образцов после вакуумного ионно-плазменного азотирования при 550°С (а), 600°С (б), нанесения конденсационного покрытия толщиной 0,4 (в) и 1,2 мкм (г), термодиффузионного азотирования при температуре 750°С (д)

и 8500 МПа, соответственно при толщинах покрытия 0,4 и 1,2 мкм.

Термодиффузионное азотирование дает максимальную глубину диффузионной зоны азота, причем предшествующая ТВО образцов увеличивает размер этой зоны практически на четверть по сравнению с образцами без ТВО (см. табл. 1). Это свидетельствует о повышении интенсивности диффузионных процессов в образцах с более мелкодисперсной исходной структурой, хотя и очевидно, что температура и продолжительность азотирова-

ния должны приводить к укрупнению структурных составляющих, сформированных предшествующей ТВО.

Микротвердость поверхности достигает около 8000 МПа, заметного влияния ТВО на эту величину не выявлено.

Исследования коррозионных свойств образцов проводили потенциодинамическим методом [11] в 0,9% водном растворе NaCl при температуре $37 \pm 1^\circ\text{C}$ и скорости развертки потенциала 0,2 мВ/с. Коррозионную стойкость образцов оценивали

Влияние технологий и режимов обработки на характеристики поверхностного слоя образцов сплава ВТ6

№ п.п.	Способы и режимы обработки	Параметр шероховатости R_a , мкм	Микро-твердость $HV_{0,05}$, МПа	Глубина диффузионной зоны азота, мкм	Фазовый состав*
1	Исходное состояние (полировка)	0,06	3100	-	$\alpha + \beta$
2	ТВО + полировка	0,03	3500	-	$\alpha + \beta$
3	ТВО + полировка + ВИПА (550°C, 60 мин)	0,04	5300	30	$\alpha_N + (\beta_N) + Ti_2N + (TiN)$
4	ТВО + полировка + ВИПА (600°C, 30 мин)	0,05	6700	50	$\alpha_N + (\beta_N) + Ti_2N + TiN$
5	ТВО + полировка + ВИПА (550°C, 60 мин) + покрытие TiN (0,4 мкм)	0,07	7300	40	TiN + (Ti ₂ N)
6	ТВО + полировка + ВИПА (550°C, 60 мин) + покрытие TiN (1,2 мкм)	0,08	8500	40	TiN
7	ТВО + полировка + термодиффузионное азотирование 750°C, 1 час	0,08	6000	40	TiN + Ti ₂ N + (α_N)
8	Исходное состояние + полировка + термодиффузионное азотирование 750°C, 5 час	0,20	8000	60	TiN + (Ti ₂ N) + (α_N)
9	ТВО + полировка + термодиффузионное азотирование 750°C, 5 час	0,16	8000	80	TiN + (Ti ₂ N)

* Примечание: α_N , β_N – твердые растворы азота в α - и β -фазах; фаза в скобках означает ее малое количество

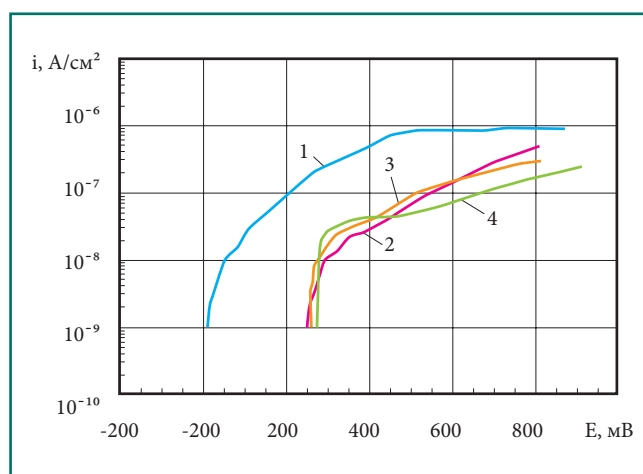


Рис. 3 Анодные поляризационные кривые образцов сплава ВТ6, полученные в 0,9% водном растворе NaCl при 37°C: 1 – исходное полированное состояние; 2 – ВИПА при 550°C, 60 мин; 3 – ВИПА при 600°C, 30 мин; 4 – ВИПА при 550°C, 60 мин + покрытие TiN толщиной 0,4 мкм

путем сравнения стационарных потенциалов ($E_{ст}$) и плотностей тока пассивного состояния ($i_{пас}$) в исходном состоянии и после различных обработок поверхности. На рис. 3 приведены анодные поляризационные кривые образцов в исходном состо-

янии, после различных режимов ВИПА и нанесения нитридного покрытия. Их сравнение показывает, что ионное азотирование при температурах 550 и 600°C приводит к снижению плотности тока пассивного состояния в 4–6 раз вследствие торможения выхода ионов компонентов сплава с поверхности образцов. После комплексной обработки, включающей ВИПА и конденсацию TiN-покрытия толщиной 0,4 мкм, плотность тока снижается в еще большей степени – почти на порядок.

Стационарный потенциал образцов в исходном и полированном состоянии – отрицательный и составил -112 мВ. Ионное азотирование приводит к увеличению стационарного потенциала и смещению его в область положительных значений (табл. 2). Наибольшая величина стационарного потенциала (+273 мВ) достигается при нанесении конденсационного TiN-покрытия.

Массовый показатель скорости коррозии (r_0) снижается в результате ВИПА при 550°C в 1,6 раза, а при ВИПА с температурой 600°C всего в 1,1 раза, что связано, по-видимому, с образованием микропор и кратеров на поверхности образцов. Нанесение TiN-покрытия снижает скорость корро-

Коррозионные свойства образцов сплава ВТ6 после различных способов и режимов обработки

Таблица 2

№ п.п.	Способы и режимы обработки	$E_{ст}$, мВ	$i_{пас}$, А/см ²	$r_0 \times 10^5$, г/м ² ×ч
1	Исходное состояние (полировка)	-112	$7,7 \times 10^{-7} \dots 9,5 \times 10^{-7}$	1,61
2	ВИПА при 550°C, 60 мин	+253	$2,3 \times 10^{-8} \dots 6 \times 10^{-7}$	0,98
3	ВИПА при 600°C, 30 мин	+258	$2,5 \times 10^{-8} \dots 3 \times 10^{-7}$	1,41
4	ВИПА при 550°C, 60 мин + покрытие TiN (0,4 мкм)	+273	$2,5 \times 10^{-8} \dots 2,5 \times 10^{-7}$	0,80
5	ТВО + полировка + ВИПА при 550°C, 60 мин	+230	-	0,89
6	ТВО + полировка + ВИПА при 550°C, 60 мин + покрытие TiN (0,4 мкм)	+259	-	0,75

зии в 2 раза по сравнению с исходным состоянием. Проведение предварительной ТВО, приводящей к измельчению структуры, увеличивает степень снижения скорости коррозии у образцов после ВИПА и нанесения TiN-покрытия за счет достижения более однородной структуры азотированного слоя и равномерности толщины покрытия.

Механические испытания на растяжение и многоцикловую усталость проводили на стандартных образцах (ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 25.502-79), вырезанных из прутковых заготовок. Размер структурных составляющих глобулярной α -фазы в исходном состоянии составлял 3–5 мкм. В образцах после ТВО – около 0,5 мкм. Все образцы в исходном состоянии и после ТВО подвергали механической полировке поверхности рабочей части (до $R_a = 0,05–0,07$ мкм). Вакуумное ионно-плазменное азотирование образцов проводили при температуре 550°C в течение 60 минут. На часть образцов после ВИПА наносили конденсационным способом покрытие TiN толщиной 0,4 мкм.

Результаты механических испытаний приведены в таблице 3.

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы. Термоводородная обработка повышает прочностные свойства и предел выносливости сплава за счет измельчения структурных составляющих α -фазы. Этот же структурный эффект улучшает полируемость образцов, что уже было отмечено выше для образцов плоской формы (см. табл. 1 и 3), и должно вносить вклад в повышение предела выносливости. Кроме того, как было показано в [14], механическая полировка приводит к возникновению в поверхностном слое небольших сжимающих остаточных макронапряжений, препятствующих зарождению усталостной трещины. Проведение после ТВО вакуумного ионно-плазменного азотирования при температуре 550°C в течение 60 минут устраняет сжимающие макронапряжения и может приводить к возникновению растягивающих макронапряжений, которые тем больше, чем выше температура обработки

Влияние способов обработки на механические свойства полированных образцов сплава ВТ6

Таблица 3

№ п.п.	Состояние, обработка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_{-1} , на базе 10^7 циклов, МПа
1	Исходное состояние ($D_\alpha = 3–5$ мкм; $R_a \gg 0,07$ мкм)	980	940	12,5	420
2	ТВО ($D_\alpha \gg 0,5$ мкм; $R_a = 0,05$ мкм)	1070	980	10,0	490
3	ТВО + ВИПА 550°C, 60 мин ($R_a = 0,07$ мкм)	1020	960	9,0	430
4	ТВО + ВИПА + TiN 0,4 мкм ($R_a = 0,08$ мкм)	1000	950	9,5	410

Примечание: D_α – средний размер структурных составляющих α -фазы, R_a – параметр шероховатости.

[14]. Возможно, именно с этим связано снижение предела выносливости у образцов после ВИПА и нанесения нитридного покрытия. Кроме того, к снижению предела выносливости и (в меньшей степени) прочностных характеристик может приводить ухудшение чистоты поверхности и наличие на ней микропор и кратеров, характерных для TiN-покрытия и являющихся концентраторами напряжений. С учетом полученных результатов и их анализа может быть сделан прогноз о нецелесообразности проведения ВИПА при более высоких температурах, а также формирования более толстых нитридных покрытий на элементах конструкции имплантатов, эксплуатирующихся в условиях многоцикловых знакопеременных или пульсирующих нагрузок с большой амплитудой напряжений.

Как уже было отмечено выше, при проектировании комплексных технологий обработки компонентов эндопротезов необходимо учитывать характер и величину воздействующих на них экс-

плуатационных нагрузок. Так, головка эндопротеза тазобедренного сустава и бедренный мышцелковый элемент эндопротеза коленного сустава работают в условиях трения с высокими контактными нагрузками в агрессивной биологической среде. Структурное состояние поверхности этих элементов конструкции эндопротезов должно обеспечивать прежде всего низкий коэффициент и момент трения в паре с полимерным элементом и высокую стойкость к фреттинг-коррозии. Ножка эндопротеза тазобедренного сустава и интрамедуллярный элемент эндопротеза коленного сустава кроме этих свойств должны иметь достаточное (соответствующее установленным требованиям) сопротивление усталости. Объем же фрикционных движений у этих элементов значительно меньше, а низкий коэффициент трения и высокая твердость должны обеспечивать достаточную износостойкость в паре с фиксирующим их в костном канале костным цементом (рис. 4).

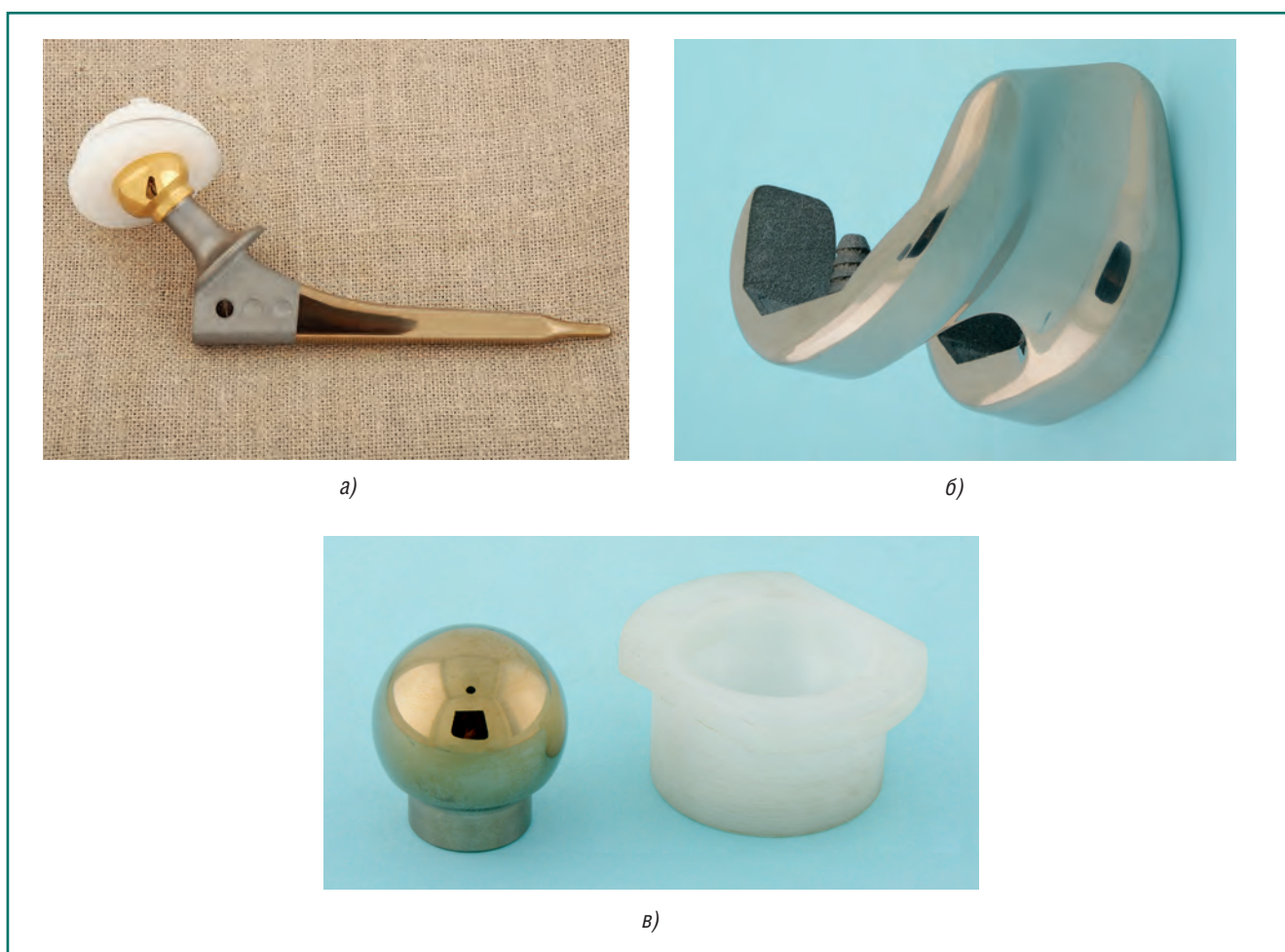


Рис. 4 Эндопротез тазобедренного сустава цементной фиксации (а), бедренный мышцелковый элемент эндопротеза коленного сустава (б) и результаты ресурсного испытания головки в паре с СВМПЭ по ГОСТ 52640-2006 (в)

Учитывая сложный характер биомеханики компонентов эндопротезов и особенности их конструкции, наиболее достоверную информацию об их надежности и эксплуатационных свойствах дают испытания опытных образцов по стандартным методикам. Так, испытания головок эндопротезов диаметром 28 мм, обработанных по описанным выше технологиям (ТВО + ВИПА и ТВО + ВИПА + покрытие TiN), по методике ГОСТ Р 52640-2006 дали следующие результаты. Крутящий момент в паре трения головки без TiN-покрытия с полимерной сферической чашей составил 0,15–0,2 Н×м, что соответствует здоровому естественному суставу. Износа поверхности головок и полимерной чаши не выявлено (см.

рис. 4в). Нанесение покрытия, повышающего твердость поверхности, приводит к увеличению крутящего момента в 2,5–3 раза и появлению на поверхности головки локальных нарушений сплошности покрытия. Причины этих явлений были рассмотрены в [4, 15]. Таким образом для головок и мышечковых элементов эндопротезов нанесение TiN-покрытия после ТВО и ВИПА нецелесообразно.

Для ножек эндопротезов вывод об эффективности применения того или иного варианта технологии может быть сделан по результатам технических испытаний опытных образцов конкретной конструкции по методике ГОСТ Р ИСО 7206-4 или ISO 14242-3.

Литература

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
2. Ильин А.А., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Карпов В.Н. Применение материалов на основе титана для изготовления медицинских имплантатов // *Металлы*. 2002. №3. С.97-104.
3. Загородний Н.В., Ильин А.А., Карпов В.Н., Надежин А.М., Скворцова С.В., Сергеев С.С., Плющев А.А., Гаврюшенко Н.С. Титановые сплавы в эндопротезировании тазобедренного сустава // *Вестник травматологии и ортопедии им. Н.Н. Приорова*. 2000. №2. С.73-76.
4. Мамонов А.М., Скворцова С.В., Спектор В.С., Нейман А.П., Лукина Е.А., Митропольская Н.Г. Принципы построения комплексных технологических процессов производства имплантатов из титановых сплавов, включающих вакуумные ионно-плазменные нанотехнологии // *Титан*. 2012. №3. С. 45-50.
5. Мамонов А.М., Нейман А.П., Гаврюшенко Н.С., Агаркова Е.О. Теоретический и экспериментальный анализ стандартизованных методов и результатов технических испытаний пар трения эндопротезов из титанового сплава // *Титан*. 2012. №2. С. 24-28.
6. Ильин А.А., Мамонов А.М., Карпов В.Н., Загородний Н.В., Балберкин А.В. Применение математического компьютерного моделирования при разработке и прогнозировании биомеханического поведения эндопротезов тазобедренного сустава // *Вестник травматологии и ортопедии им. Н.Н. Приорова*. 2009. №3. С.7-13.
7. Ильин А.А., Загородний Н.В., Мамонов А.М. и др. Обоснование конструкции и исследование биомеханического поведения клиновидной ножки цементной фиксации эндопротезов тазобедренного сустава // *Вестник травматологии и ортопедии им. Н.Н. Приорова*. 2005. №3. с. 3-10.
8. Ильин А.А., Мамонов А.М., Карпов В.Н., Петров Л.М., Овчинников А.В. Комплексные технологии создания износостойких высоконагруженных компонентов эндопротезов крупных суставов из титановых сплавов // *Технология машиностроения*. 2007. №9. С. 43-46.
9. Скворцова С.В., Мамонов А.М., Спектор В.С., Агаркова Е.О., Нейман А.П. Влияние термоводородной обработки на структуру, механические и технологические свойства литых полуфабрикатов из сплава VT20Л // *Титан*. 2009. №4. С. 18-22.
10. Ильин А.А., Скворцова С.В., Спектор В.С., Лукина Е.А., Петров Л.М. Низкотемпературное вакуумное ионно-плазменное азотирование титановых сплавов разных классов // *ТЛС*. 2008. №3. С. 103-110.
11. Ильин А.А., Скворцова С.В., Петров Л.М., Чернышова Ю.В., Лукина Е.А. Исследование влияния вакуумной ионно-плазменной обработки на характеристики электрохимической коррозии имплантатов из титановых сплавов // *Металлы*. 2007. №5. С. 97-103.
12. Мамонов А.М., Спектор В.С., Лукина Е.А., Сарычев С.М. Применение вакуумного ионно-плазменного азотирования для повышения износостойкости медицинских имплантатов // *Титан*. 2010. №2. С. 23-30.
13. Федирко В., Ильин А., Погрелюк И., Спектор В., Лукьяненко А., Проскурняк Р. Влияние термоводородной обработки и последующего азотирования на электрохимическое поведение титанового сплава VT6 в физиологическом растворе // *Physico-chemical mechanics of materials. Special issue №10. Lviv 2014*. P. 258-263.
14. Карпов В.Н., Мамонов А.М., Спектор В.С., Мона В.И., Шавырин Д.А. Материаловедческие и технологические аспекты проектирования высоконагруженных имплантатов из титановых сплавов // *Титан*. 2010. №3. С. 43-51.
15. Спектор В.С., Лукина Е.А., Сарычев С.М., Митропольская Н.Г., Сафарян А.И. Структурные особенности и функциональные свойства нитридных покрытий деталей из титановых сплавов в изделиях медицинского назначения // *Титан*. 2013. №3. С. 20-24.