

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qr, 68.35.Gy, 68.55.J-, 68.55.Nq, 81.20.Ny, 81.65.Lp

Ультразвуковая ударная обработка поверхностного слоя титана VT1-0 в субмикроструктурном состоянии

М. А. Васильев, Б. Н. Мордюк, Д. В. Павленко*, Л. Ф. Яценко

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев, Украина
*Запорожский национальный технический университет,
ул. Жуковского, 64,
69063 Запорожье, Украина*

В работе исследовано влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства поверхностного слоя титана VT1-0 в субмикроструктурном состоянии. Показано, что, сочетая методы объёмной (винтовая экструзия) и поверхностной (ультразвуковая ударная обработка) интенсивной пластической деформации, можно обеспечить повышенную прочность, износостойкость и коррозионную стойкость поверхностных слоёв титановых сплавов. Установлено, что после винтовой экструзии в титане VT1-0 формируется структура с размером зёрен порядка 200–250 нм. Методом оже-электронной спектроскопии установлены изменения химического состояния поверхности титана VT1-0 после винтовой экструзии и последующей ультразвуковой ударной обработки в аргоне и в жидком азоте. Ультразвуковая ударная обработка титана VT1-0 в среде аргона ведёт к насыщению поверхностного слоя кислородом (до 40 ат.%), а при обработке в жидком азоте происходит насыщение атомами N (до 21 ат.%) и O (до 24 ат.%), что свидетельствует о механохимическом синтезе нитридов и оксинитридов титана. Микротвёрдость поверхностного слоя VT1-0 после ультразвуковой ударной обработки в аргоне возрастает в 3 раза, а в жидком азоте — в 3,5 раза.

У роботі досліджено вплив ультразвукового ударного оброблення на структуру та властивості поверхневого шару титану VT1-0 у субмікроструктурному стані. Показано, що, поєднуючи методи об'ємної (гвинтова екструзія) і поверхневої (ультразвукове ударне оброблення) інтенсивної пластичної деформації, можна забезпечити підвищену міцність, зносостійкість і корозійну стійкість поверхневих шарів титанових стопів. Встановлено, що після гвинтової екструзії в титані VT1-0 формується структура з розміром зерен близько 200–250 нм. Методом Оже-електронної спектроскопії встановлено зміни хемічного стану поверхні титану VT1-0 після

гвинтової екструзії і наступного ультразвукового ударного оброблення в аргоні й у рідкому азоті. Ультразвукове ударне оброблення титану BT1-0 в середовищі аргону приводить до насичення поверхневого шару киснем (до 40 ат.%), а при обробленні в рідкому азоті відбувається насичення атомами N (до 21 ат.%) і O (до 24 ат.%), що свідчить про механохімічну синтезу нітридів і оксинітридів титану. Мікротвердість поверхневого шару BT1-0 після ультразвукового ударного оброблення в аргоні зростає в 3 рази, а в рідкому азоті — в 3,5 рази.

The influence of the ultrasonic impact treatment on the structure and properties of the surface layer of α -titanium in a submicrocrystalline state is investigated. As shown, combining the methods of bulk (twist extrusion) and superficial (ultrasonic impact treatment) severe plastic deformation, it is possible to provide increased strength, wear and corrosion resistance of the surface layers of titanium alloys. As determined, after twist extrusion, the structure with a size of grains of about 200–250 nm is formed in α -Ti. By means of the Auger electron spectroscopy, the changes of chemical state of the α -Ti surface are revealed after the twist extrusion followed by ultrasonic impact treatment in argon atmosphere and in liquid nitrogen. Ultrasonic impact treatment of the α -Ti in argon leads to saturation of the surface layer with atoms of oxygen (to 40 at.%), and the processing in liquid nitrogen leads to saturation with atoms of N (to 21 at.%) and O (to 24 at.%), indicating that the mechanochemical synthesis of titanium nitride and oxynitride takes place. The microhardness of the α -Ti surface layer after ultrasonic impact treatment in argon is increased by three times, and in liquid nitrogen—by 3.5 times.

Ключевые слова: титан BT1-0, поверхностный слой, интенсивная пластическая деформация, винтовая экструзия, ультразвуковая ударная обработка.

(Получено 16 мая 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Для получения готовых изделий, например, медицинских имплантатов или деталей авиационных двигателей заготовки из титана и его сплавов подвергаются обязательной механической, термической и отделочно-упрочняющей обработкам. При этом поверхностный слой (ПС) деталей подвергается многократному силовому и термическому воздействию со стороны обрабатывающего инструмента. Результатом такого воздействия является неоднородная упругопластическая деформация и, как следствие, формирование особых свойств ПС по сравнению с сердцевиной. Так, в ПС после механической и отделочно-упрочняющей обработки формируются остаточные макронапряжения, знак, величина и глубина залегания которых зависят от вида и режимов обработки, происходит дробление блоков кристаллической мозаики, увеличение плотности дефектов кристаллической структуры, повышается твердость, фор-

мируется особый микрорельеф поверхности. В тоже время ПС оказывает решающее влияние на выносливость деталей, работающих в условиях циклического нагружения.

В последнее время широкое распространение получают титан и титановые сплавы в нано- и субмикроструктурном (СМК) состоянии. Авторы работ [1, 2] отмечают особую роль поверхности таких материалов в обеспечении прочности при различных видах нагружения. Особый интерес представляет исследование упрочняемости сплавов в СМК-состоянии, сформированного путём предшествующей интенсивной пластической деформации (ИПД). Как известно, СМК-сплавы благодаря наличию большого количества границ зёрен, тройных стыков и малых по размеру бездефектных зёрен обладают уникальным сочетанием физических, механических и служебных свойств. С измельчением зёрен изменяется картина стадийности зависимости напряжения от деформации. В работе [3] показано, что для СМК-сплавов и чистых металлов характерна продолжительная стадия с линейным упрочнением. Характер упрочнения титана при различных видах нагружения исследуется в работах [4, 5]. В то же время влияние вторичной упругопластической деформаций таких сплавов, наблюдаемой в ПС при механической и отделочно-упрочняющей обработке [6–8], может оказаться решающим с точки зрения технологичности изготовления из них деталей для авиации, а также стабильности набора свойств, сформированных в результате ИПД.

Несмотря на то, что титан марки ВТ1-0 имеет весьма ограниченное применение в технике в качестве конструкционного материала, он является характерным представителем титановых сплавов и находит широкое применение при ремонте ответственных деталей авиационных двигателей сваркой и наплавкой, а также в медицине [9].

Сочетая разные методы ИПД, например объёмные (равноканальное угловое прессование, кручение под высоким давлением, экструзия и др.) и поверхностные (ультразвуковое воздействие, пескоструйная обработка и др.) можно обеспечить повышенную работоспособность поверхностных слоёв, в частности, сопротивление усталости, трение, износ, коррозионную стойкость. Однако выполненные исследования в этом направлении практически отсутствуют. Поэтому, целью настоящей работы являлось исследование воздействия поверхностной ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства титана марки ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования выполняли на образцах титана марки ВТ1-0 в субмикроструктурном состоянии, сформированном методом ин-

тенсивной пластической деформации путём винтовой экструзии (ВЭ) при температуре 623–650 К, давлении прессования 2400 МПа, противодавлении 200 МПа. Количество проходов при тепловой ВЭ изменялось от 1 до 7 для обеспечения накопления больших степеней деформации и получения однородной структуры всего объёма материала. Степень деформации сплава после ВЭ составляла $e = 7-7,5$ [10].

Ультразвуковое пластическое деформирование выполнялось на установке [11, 12], состоящей из ультразвукового генератора частотой 21 кГц, мощностью 0,6 кВт, и вибратора со ступенчатым концентратором. На вибраторе с помощью пружин размещалась ударная головка с одним цилиндрическим бойком (из закалённой стали ШХ15 состава (масс. %): 0,95–1,05 С, 0,17–0,37 Si, 0,2–0,4 Mn, 1,3–1,65 Cr, Fe — остальное) диаметром 5 мм и длиной 18 мм. Частота непосредственного ударного воздействия составляла $f \approx 3$ кГц, энергия удара $E \approx 20$ мДж. Ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) поверхности образцов титана ВТ1-0 выполнялась при комнатной температуре в среде защитного газа (аргон) и в жидком азоте (77 К) в течение 100 с, амплитуда колебаний торца ультразвукового концентратора, передающего энергию бойку, составляла $A = 25$ мкм.

Морфологию поверхности и микроструктуру образцов исследовали на растровом электронном микроскопе JSM 6490LV (JEOL, Япония) и просвечивающем электронном микроскопе JEM-100CXII (JEOL, Япония). Элементный анализ приповерхностного слоя и определение концентрации химических элементов выполняли методом оже-электронной спектроскопии с помощью оже-спектрометра JAMP-10S (JEOL, Япония). Параметры первичного электронного пучка: $U = 5$ кэВ, $I = 2 \cdot 10^{-6}$ А, диаметр пучка — 1 мкм. Оже-спектры регистрировались в дифференциальном $EdN(E)/dE$ виде. Концентрации элементов рассчитывались с нормировкой амплитуды дифференциальных спектральных линий элементов по факторам их относительной чувствительности.

Рентгенографические исследования выполняли на дифрактометре Rigaku Ultima IV в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Ускоряющее напряжение в трубке составляло $U = 40$ кВ, сила тока $I = 40$ мА, экспозиция от 30 минут до 3 часов. Микротвёрдость измеряли на приборе ПМТ-3 с использованием индентора Виккерса. Нагрузка на индентор составляла 100 г.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 показаны макро- и микроструктуры исследованных образцов титана ВТ1-0 и соответствующие им дифракционные картины в литом состоянии (рис. 1, а, б) и после винтовой экструзии (рис. 1, в, г). Микроструктура образцов титана ВТ1-0 в литом состо-

янии (рис. 1, *а, б*) представляла собой β -превращённые зерна размером 150–200 мкм, которые состоят из пачек параллельных α -пластин, толщиной 4–10 мкм и длиной, сравнимой с размером первичного β -зерна. На рисунке 1, *б* видны также двойники отжига длиной до 1 мкм [13]. Крупные зерна литого материала содержали небольшое количество дефектов кристаллической решётки, а также элементы субструктуры в виде блоков кристаллической мозаики, субзёрен. Соотношение суммарной объёмной доли границ зёрен к телу зерна в литом материале незначительно.

Анализ результатов металлографического исследования титанового сплава ВТ1-0 показал, что в СМК-состоянии после ИПД винтовой экструзией (рис. 1, *в*) зёрненная структура α -фазы напоминает пластины волнистой формы. Это, очевидно, объясняется особенностями технологии получения данного материала. Как видно из

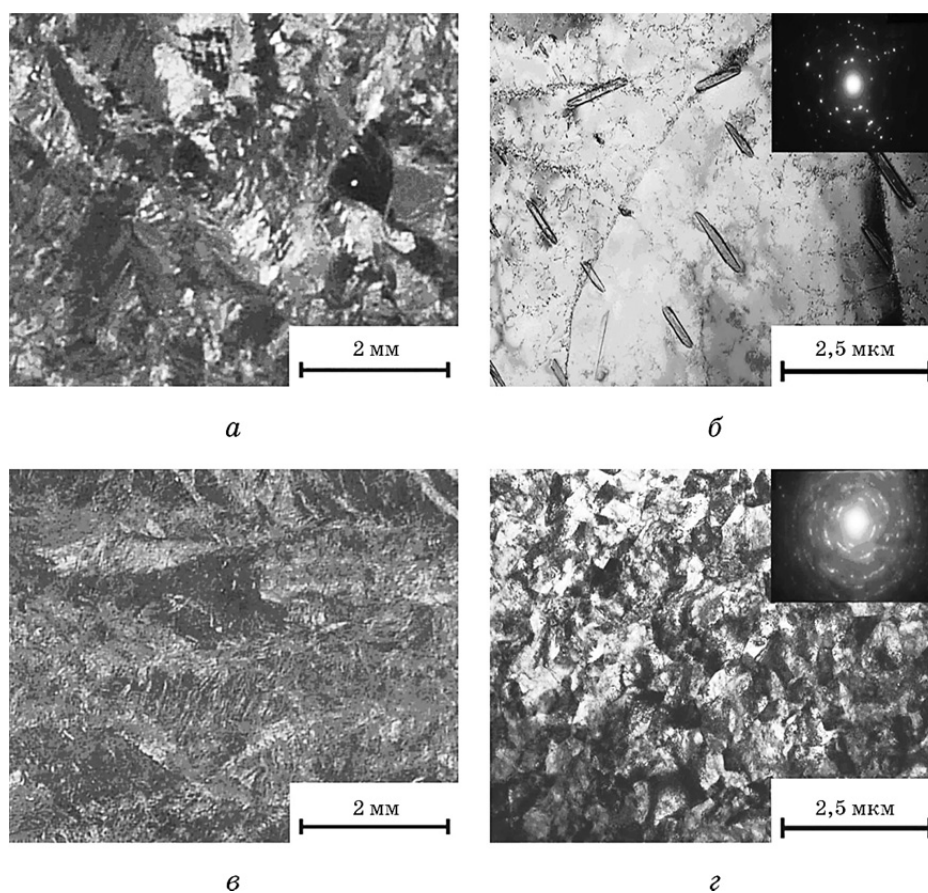


Рис. 1. Макро- и микроструктура титана ВТ1-0 в литом состоянии (*а, б*) и после винтовой экструзии (*в, г*).

рис. 1, z , винтовая экструзия приводит к измельчению структурных элементов. Происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формируется структура со средним размером зёрен порядка 200–250 нм. Существенно возрастает соотношение суммарной объёмной доли границ зёрен к телу зерна. Рефлексы на картинах электронной дифракции сильно размыты в азимутальном направлении, но ещё не формируют непрерывные дифракционные кольца. Это свидетельствует о большой разориентации образованных при ВЭ дисперсных зёрен. Механизм образования субмикроструктурной структуры при ВЭ под действием приложенных напряжений заключается в генерации, накоплении и перераспределении дислокаций с ростом степени деформации, что приводит к формированию субструктуры, состоящей из дислокационных скоплений и сеток. Дальнейшее увеличение степени деформации ведёт к росту разориентировки между соседними субзёрнами с образованием СМК-зёрен [10]. Весьма высокая температура деформирования способствует протеканию в процессе ВЭ динамического возврата и/или рекристаллизации [14].

Особенности структуры титана, подвергнутого винтовой экструзии, обуславливают специфический характер механизма его деформации и упрочнения при последующих воздействиях. В поликристаллах, имеющих зерна размером порядка нескольких микрометров и выше, скольжение происходит по телу зёрен, и границы зёрен в них являются стопорами для дислокаций. Это приводит к тому, что передача скольжения от зерна к зерну вносит существенный вклад в напряжение течения. В случае же материалов в СМК-состоянии границы зёрен имеют неупорядоченную структуру атомов, близкую к аморфной, и являются с точки зрения прочности наиболее слабым местом. Пластическая деформация идёт вдоль этих границ путём проскальзывания зёрен друг относительно друга. Повышенные температуры деформирования способствуют работе этого механизма, поскольку зернограничное проскальзывание является процессом, контролируемым диффузией [14]. При этом дислокационное скольжение в теле зёрен такого размера сильно затруднено в связи с тем, что, несмотря на низкую плотность дислокаций, источники дислокаций типа Франка–Рида не могут работать эффективно при малых размерах зёрен [15]. Однако, поскольку деформация всегда осуществляется комплексом различных механизмов, стремящимся к согласованию, не существует единственных критических значений размеров зёрен для включения или выключения конкретных механизмов деформации. Анализируя механизмы упрочнения, следует отметить, что зарождение и эволюция дефектов структуры в сплавах в СМК-состоянии существенно отличаются от таковых в крупнозернистых поликристаллах [16]. При этом основные отличия проявляются, в первую очередь, не за

счёт появления новых механизмов, а за счёт перераспределения ролей каждого из существующих механизмов упрочнения в связи с особенностями строения СМК-материалов [17]. Отмечался также принцип цикличности структурных превращений при мегапластических деформациях [14], т.е. многократное повторение процессов стадийных структурных перестроек и динамической рекристаллизации при росте степени деформации. В то же время материалы в СМК-состоянии занимают промежуточное место между нанокристаллическими и крупнокристаллическими, в связи с этим в них могут одновременно наблюдаться явления и процессы, происходящие в указанных классах материалов.

Рассматривая процесс пластической деформации ПС при ультразвуковом ударном упрочнении, можно выделить следующие его особенности. Интенсивная ультразвуковая ударная деформация осуществляется за счёт энергии удара стального «бойка» об обрабатываемую поверхность материала. Сила удара «бойка» по обрабатываемой поверхности при УЗУО незначительна ($F \cong 300$ Н), но частота ударов достигает большой величины ($\cong 3$ кГц). Из-за низкой теплопроводности титана температура в зоне контакта «бойка» и обрабатываемой поверхности может достигать 80–100°C, а при длительной (> 240 с) непрерывной УЗУО — даже $\geq 250^\circ\text{C}$ [18]. Пластическая деформация при УЗУО сопровождается значительным возрастанием концентрации неравновесных вакансий. Основными микромеханизмами деформации α -титана являются мультисистемное двойникование (на начальных этапах), накопление и перераспределение дислокаций и их ансамблей в условиях динамических возврата и/или рекристаллизации [19]. Однако, в случае УЗУО СМК-материалов механическое двойникование, по-видимому, будет затруднено из-за малых размеров зёрен.

Установлено, что в комбинации с последующим ультразвуковым воздействием на поверхность субмикрокристаллического титана ВТ1-0 в среде аргона и в жидком азоте характер морфологии поверхности изменяется (рис. 2).

С помощью оже-электронной спектроскопии установлены изменения химического состояния поверхности титана ВТ1-0 после винтовой экструзии и последующей УЗУО в разных средах непосредственно в зоне контакта. Характерные оже-спектры, снятые с поверхности титана ВТ1-0 после различного воздействия приведены на рис. 3. На полученных оже-спектрах регистрируются линии следующих элементов: Ti, Fe, O, Ca, Mo и C. Рассчитанные методом количественного анализа поверхностные концентрации элементов в образцах титана ВТ1-0 после винтовой экструзии и последующей ультразвуковой ударной обработки в разных средах показаны на рис. 4. Наличие атомов Fe (до 6 ат.%) в приповерхностном слое титана ВТ1-0 после УЗУО обусловлено аномальным его переносом с

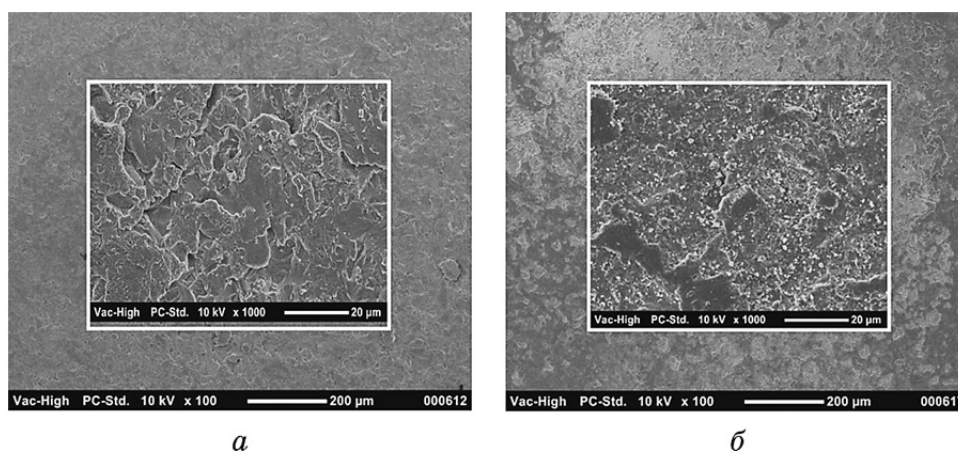


Рис. 2. Морфология поверхности титана ВТ1-0 после УЗУО в среде защитного газа (а) и в жидком азоте (б).

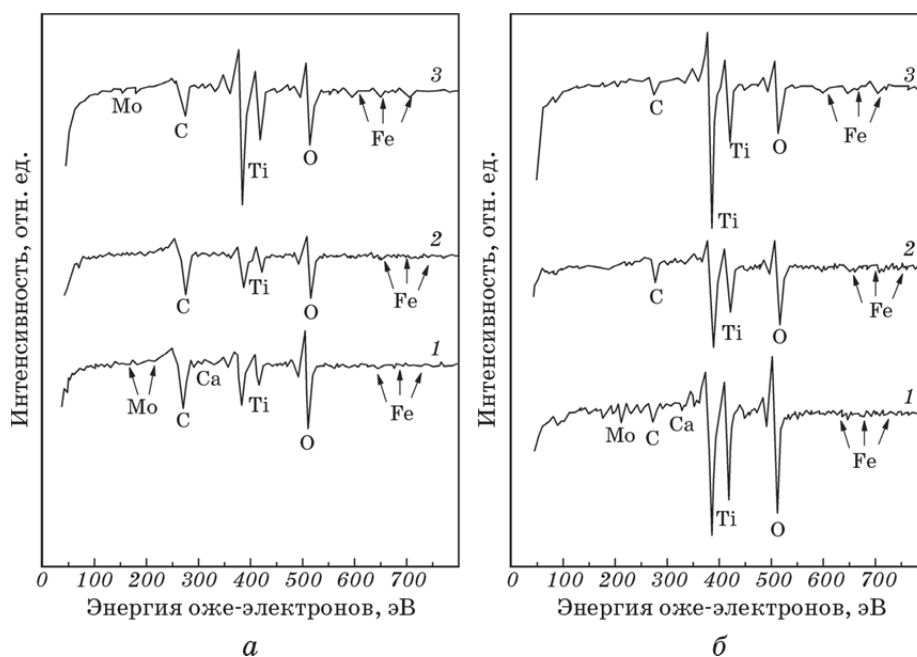


Рис. 3. Оже-спектры поверхности ВТ1-0 до (а) и после распыления ионами Ar^+ в течение 10 мин. (б): 1 — винтовая экструзия; 2 — УЗУО в аргоне, $\tau = 100$ с; 3 — УЗУО в жидком азоте, $\tau = 100$ с.

ультразвукового бойка (сталь ШХ15) [20].

Обработка в аргоне ведёт к существенному насыщению поверх-

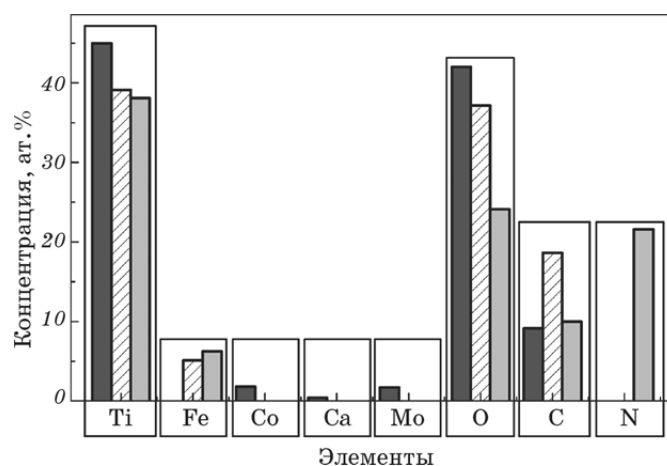


Рис. 4. Концентрационное распределение элементов в тонком поверхностном слое образцов титана VT1-0 после ВЭ (■) и последующей УЗУО в среде аргона (▨) и в жидком азоте (■) в зоне контакта (состав поверхности после 10 мин. распыления ионами Ar^+).

ностного слоя кислородом до концентраций $\cong 40$ ат.%, что превышает его растворимость в решётке α -титана ($\cong 32$ ат.%). Это позволяет предположить, что кроме твёрдого раствора на поверхности образца формируется тонкая оксидная плёнка. Оба фактора могут вызывать существенное упрочнение сплава. Как видно, ультразвуковая ударная деформация в среде жидкого азота приводит к насыщению поверхностного слоя сплава VT1-0 атомами N (до 21 ат.%) и O (до 24 ат.%), что свидетельствует о механохимическом синтезе нитридов и оксинитридов титана на поверхности сплава. Подобный эффект наблюдался при УЗУО сплава VT6 [21]. Атомное соотношение концентрации элементов $N/Ti = 0,56$. Известно, что формирование нитридных соединений на поверхности титановых сплавов способствует значительному их упрочнению, а также снижению коэффициента трения скольжения [22].

Многочисленные удары стального «бойка» в течение 100 с равномерно покрывали упрочняемую поверхность пластическими отпечатками, в результате чего сформировался тонкий поверхностный слой с изменёнными механическими характеристиками по сравнению с сердцевиной образца.

Среднее значение микротвёрдости на поверхности титана VT1-0 в зависимости от воздействия и среды обработки показано на рис. 5. Максимальное упрочнение ($\cong 3,5$ раза) поверхностного слоя для образцов сплава VT1-0 наблюдается после ультразвукового ударного воздействия в среде жидкого азота, по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием и интенсивной пластической де-

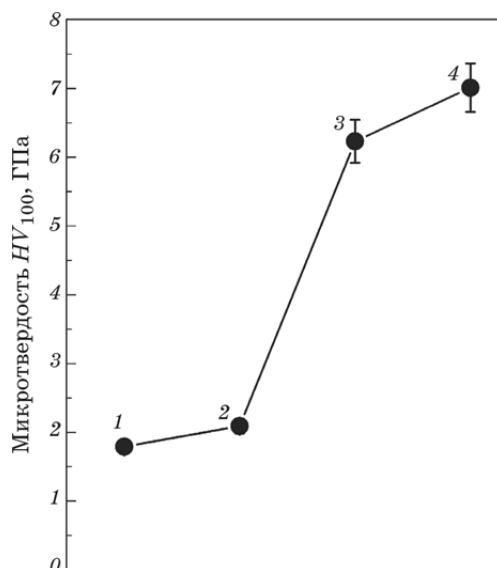


Рис. 5. Микротвёрдость поверхности титана ВТ1-0 в исходном крупнокристаллическом состоянии (1); в СМК-состоянии после винтовой экструзии (2); после ультразвуковой ударной обработки в аргоне (3) и в жидком азоте (4).

формаций путём винтовой экструзии. Микротвёрдость поверхностного слоя после ультразвуковой ударной обработки в аргоне также очень высока, что обусловлено твёрдорастворным упрочнением кислородом и формированием оксидной плёнки. Подобные высокие величины микротвёрдости сплава ВТ1-0 были получены в поверхностном слое после УЗУО ($\cong 7,5$ ГПа) [19] и в нанокристаллических плёнках α -титана, напылённых магнетронным методом в кислородсодержащей среде (4–11 ГПа) [23]. Аномально высокие значения твердости были объяснены наличием кислорода, сосредоточенного в границах зёрен наноразмерных зёрнистых структур. В нашем случае, примерно, одинаковая концентрация кислорода в поверхностных слоях сплава ВТ1-0 после ВЭ и УЗУО (рис. 4) позволяет заключить, что основным упрочняющим фактором является измельчение зёрнистой структуры с одновременным сосредоточением атомов кислорода по границам зёрен.

Рентгеноструктурные исследования показали, что в поверхностном слое титанового сплава ВТ1-0 после ВЭ и последующей УЗУО в среде аргона, фазовые превращения не происходят (рис. 6). Однако интенсивность рентгеновских линий α -Ti несколько ниже по сравнению с интенсивностью линий α -фазы в СМК-состоянии, образованной ИПД винтовой экструзией. Можно также отметить некоторое уширение дифракционных максимумов, отчётливо проявляющееся в увеличении высоты перемычки между максимумами (002)

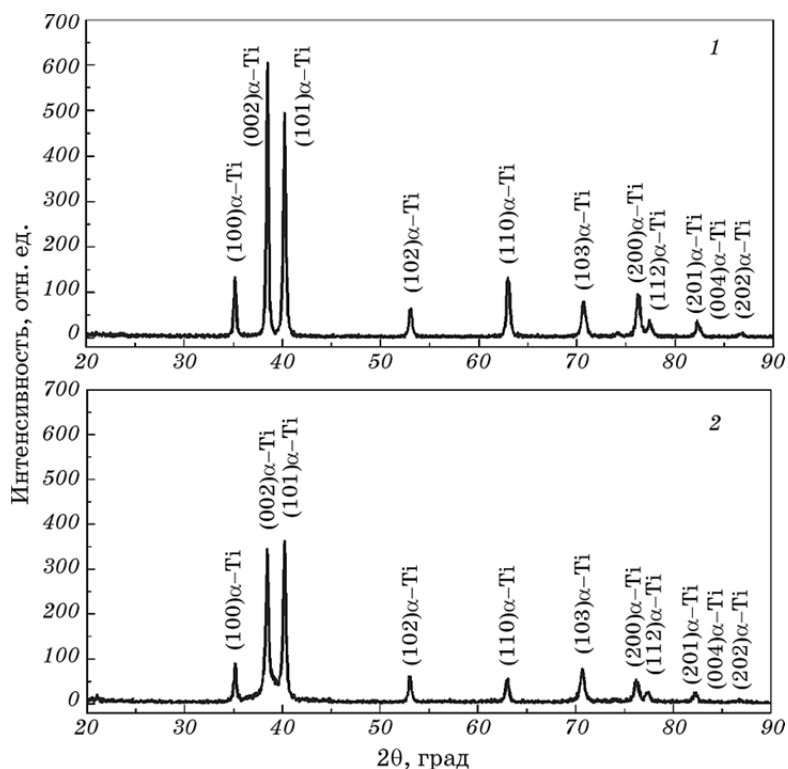


Рис. 6. Диффрактограммы титана ВТ1-0 после винтовой экструзии (1) и последующей ультразвуковой ударной обработки (2) в аргоне, $A = 25$ мкм, $\tau = 100$ с (2).

и (101).

Заметно также перераспределение интенсивностей отдельных рефлексов с изменением преимущественной кристаллографической ориентации (002) зёрен, образованной после винтовой экструзии, и формированием структуры с равновероятными ориентациями (002) и (101) в поверхностном слое после ультразвукового ударного воздействия.

С помощью рентгенофазового анализа получены косвенные данные о формировании в титане ВТ1-0 после УЗУО в аргоне поверхностного слоя толщиной до 10 мкм, характеризующегося средними размерами областей когерентного рассеяния порядка 22 нм и плотностью дислокаций до 10^{-10} – 10^{11} см $^{-2}$ (см. табл.). Эти данные согласуются с результатами ПЭМ исследований работы [19], где применение контактно-сдвиговой схемы УЗУО обработки позволило получить в поверхностном слое α -титана наноразмерную зёрненную структуру с размерами зёрен порядка 10–15 нм.

ТАБЛИЦА. Средний размер ОКР, средние микронапряжения и плотность дислокаций в поверхностном слое титана BT1-0 после различных видов интенсивной пластической деформации.

| Состояние титана BT1-0 | α -фаза | | | |
|--|----------------|-----------------------------|--|--|
| | D , нм | $\varepsilon \cdot 10^{-3}$ | $\rho D \cdot 10^{10}$, см ⁻² | $\rho \varepsilon \cdot 10^{10}$, см ⁻² |
| Литое крупнокристаллическое | 117 | 0,6 | 2 | 0,003 |
| Винтовая экструзия | 34 | 2 | 26 | 3,6 |
| Ультразвуковая обработка в аргоне, 100 с | 22 | 3,6 | 62 | 11,9 |

4. ВЫВОДЫ

1. Показано, что дополнительная интенсивная пластическая деформация методом ультразвуковой ударной обработки поверхностного слоя титана BT1-0 в субмикроскопическом состоянии позволяет получить высокие механические свойства материала.

2. Установлено, что наиболее рациональным режимом ультразвукового упрочнения поверхностного слоя титана BT1-0 предварительно подвергнутого ИПД винтовой экструзией является упрочнение в среде жидкого азота с формированием нитридных и оксинитридных фаз.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. В. Панин, В. Е. Панин, И. П. Чернов, Ю. И. Почивалов, М. С. Казаченок, А. А. Сон, Р. З. Валиев, В. И. Копылов, *Физическая мезомеханика*, **4**, № 6: 87 (2001).
2. В. Е. Панин, *Физическая мезомеханика*, **4**, № 3: 5 (2001)
3. Э. В. Козлов, А. Н. Жданов, Н. А. Конева, *Физическая мезомеханика*, **10**, № 3: 95 (2007).
4. Ю. Н. Подрезов, Н. И. Даниленко, Е. Н. Борисовская, Н. И. Бродниковский, Н. В. Минаков, С. А. Фирстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **26**, № 5: 659 (2004).
5. Ю. Н. Подрезов, С. А. Фирстов, *Физика и техника высоких давлений*, **16**, № 4: 37 (2006).
6. В. М. Смелянский, *Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием* (Москва: Машиностроение: 2002).
7. М. Н. Степнов, М. Г. Вейцман, Е. В. Гиацинтов, Л. В. Агамиров, Л. Н. Гуськова, *Проблемы прочности*, **17**, № 3: 321 (1985).
8. В. А. Богуслаев, В. К. Яценко, П. Д. Жеманюк, П. Д. Павленко, Д. В. Пухальская, Г. В. Бень, В. П. Деркаченко, *Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД* (Запорожье: Мотор Сич: 2005).
9. Д. В. Павленко, Д. В. Ткач, В. Ю. Коцюба, С. Н. Пахолка, *X Международная научно-техническая конференция* (Запорожье: Мотор

- Сич: 2013), с. 118.
10. Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, *Винтовая экструзия — процесс накопления деформации* (Донецк: ТЕАН: 2003).
 11. Г. І. Прокопенко, М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, Г. І. Кузьміч, О. Ф. Луговський, В. І. Чорний, *Ультразвуковий пристрій для зміцнення та наноструктуризації поверхні металів*, Патент України на корисну модель № 9175 (Бюл. № 9 від 15.09.2005).
 12. V. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasiliev, and N. A. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
 13. Д. В. Ткач, Д. В. Павленко, В. Е. Ольшанецкий, *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*, № 1: 11 (2011).
 14. А. М. Глезер, Л. С. Метлов, *Физика твердого тела*, **52**, № 6: 1090 (2010).
 15. Ю. В. Мильман, *Нанотехнологии: наука и производство*, **2**, № 3: 17 (2009).
 16. С. В. Бобылев, И. А. Овидько, *Физика и механика материалов [Mater. Phys. Mech.]*, **8**: 65 (2009).
 17. Н. И. Новиков, В. К. Портной, *Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном* (Москва: Металлургия: 1981).
 18. V. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
 19. V. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
 20. М. А. Васильев, В. А. Тиньков, С. М. Волошко, В. С. Филатова, Л. Ф. Яценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 5: 687 (2012).
 21. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **60**: 6223 (2012).
 22. В. М. Федірко, І. М. Погрелюк, *Азотування титану та його сплавів* (Київ: Наукова думка: 1995).
 23. О. Шут, *Закономірності зміцнення полікристалів при переході від мікро- до наноструктурного стану* (Дис. ... канд. фіз.-мат. н.) (Київ: ІПМ НАНУ: 2013).

REFERENCES

1. A. V. Panin, V. E. Panin, I. P. Chernov, Yu. I. Pochivalov, M. S. Kazachenok, A. A. Son, R. Z. Valiev, and V. I. Kopylov, *Phys. Mesomech.*, **4**, No. 6: 87 (2001) (in Russian).
2. V. E. Panin, *Phys. Mesomech.*, **4**, No. 3: 5 (2001) (in Russian).
3. E. V. Kozlov, A. N. Zhdanov, and N. A. Koneva, *Phys. Mesomech.*, **10**, No. 3: 95 (2007) (in Russian).
4. Yu. M. Podrezov, M. I. Danylenko, E. M. Borysovs'ka, M. P. Brodnykovs'ky, M. V. Minakov, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **26**, No. 5: 659 (2004) (in Russian).
5. Yu. N. Podrezov and S. A. Firstov, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **16**, No. 4: 37 (2006) (in Russian).
6. V. M. Smelyanskiy, *Mekhanika Uprochneniya Detaley Poverkhnostnym Plasticheskim Deformirovaniem [Mechanics of Strengthening of Details by Surface Plastic Deformation]* (Moscow: Mashinostoenie: 2002) (in Russian).
7. M. N. Stepnov, M. G. Veitsman, E. V. Giatsintov, L. V. Agamirov, and L. N. Gus'kova, *Problemy Prochnosti*, **17**, No. 3: 321 (1985) (in Russian).
8. V. A. Boguslaev, V. K. Yatsenko, P. D. Zhemanyuk, P. D. Pavlenko,

- D. V. Pukhal'skaya, G. V. Ben', and V. P. Derkachenko, *Otdelochno-Uprochnyayushchaya Obrabotka Detaley GTD [Finishing Treatment of Details for Gas Turbine Engines]* (Zaporizhzhya: Motor Sich: 2005) (in Russian).
9. D. V. Pavlenko, D. V. Tkach, V. Yu. Kotsyuba, and S. N. Pakholka, *X Int. Sci. Tech. Conf.* (Zaporizhzhya: Motor Sich: 2013), p. 118 (in Russian).
 10. Ya. E. Beygel'zimer, V. N. Varyukhin, and D. V. Orlov, *Vintovaya Ekstruziya — Protsess Nakopleniya Deformatsii [Twist Extrusion—Process of Strain Accumulation]* (Donetsk: TEAN: 2003) (in Russian).
 11. G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, G. I. Kuzmich, O. F. Lugovskiy, and V. I. Chornyy, *Ul'trazvukovyy Prystriy dlya Zmitsnennya ta Nanostrukturyzatsii Poverkhni Metaliv [Ultrasonic Device for Hardening and Nanostructuring of the Metallic Surfaces]*, Patent of Ukraine No. 9175 (Bull. No. 9, 15.09.2005) (in Ukrainian).
 12. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasiliev, and N. A. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
 13. D. V. Tkach, D. V. Pavlenko, V. E. Ol'shanetskiy, *Novye Materialy i Tekhnologii v Metallurgii i Mashinostroenii*, No. 1: 11 (2011) (in Russian).
 14. A. M. Glezer and L. S. Metlov, *Fizika Tverdogo Tela*, **52**, No. 6: 1090 (2010) (in Russian).
 15. Yu. V. Milman, *Nanotekhnologii: Nauka i Proizvodstvo*, **2**, No. 3: 17 (2009) (in Russian).
 16. S. V. Bobylev and I. A. Ovid'ko, *Mater. Phys. Mech.*, **8**: 65 (2009) (in Russian).
 17. N. I. Novikov and V. K. Portnoy, *Sverkhplastichnost' Splavov s Ultramelkim Zernom [Superplasticity of Ultrafine-Grained Alloys]* (Moscow: Metallurgiya: 1981) (in Russian).
 18. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
 19. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
 20. M. O. Vasylyev, V. O. Tinkov, S. M. Voloshko, V. S. Filatova, and L. F. Iatsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 5: 687 (2012) (in Russian).
 21. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **60**: 6223 (2012).
 22. V. M. Fedirko and I. M. Pohrelyuk, *Azotuvannya Tytanu ta Yoho Splaviv [Nitridation of Titanium and Its Alloys]* (Kyiv: Naukova Dumka: 1995) (in Ukrainian).
 23. O. Shut, *Zakonomirnosti Zmitsnennya Polikrystaliv pry Perekhodi vid Micro- do Nanostrukturnoho Stanu [Regularities of Hardening of Polycrystals at Transition from Micro- to Nanostructural State]* (Disser. ... for the Degree of Cand. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: I. M. Frantsevich Institute for Materials Science, N.A.S.U.: 2013) (in Ukrainian).