

PACSnumbers: 52.80.Qj, 61.72.-y, 62.20.Qp, 68.37.Lp, 81.15.Jj, 81.40.Pq, 81.40.Wx, 81.65.Lp

Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоёв титана после электровзрывного легирования иттрием и электронно-пучковой обработки

В. Е. Громов*, К. В. Соснин*, Ю. Ф. Иванов**,***, О. А. Семина*

*Сибирский государственный индустриальный университет,
ул. Кирова, 42,
654007 Новокузнецк, Россия

**Национальный исследовательский
Томский политехнический университет,
634055 Томск, Россия

***Институт сильноточной электроники СО РАН,
просп. Академический, 2/3,
634055 Томск, Россия

Проведено модифицирование поверхностного слоя технически чистого титана комбинированным методом, сочетающим электровзрывное легирование иттрием и последующее облучение высокоинтенсивным электронным пучком с параметрами: плотность энергии пучка электронов — 20–70 Дж/см², длительность импульса — 150 мкс, количество и частота следования импульсов — 3 и 0,3 Гц соответственно. Методами современного физического материаловедения (рентгеноструктурный анализ, оптическая, сканирующая и просвечивающая электронная дифракционная микроскопия, измерения твёрдости, микротвёрдости, коэффициента трения и скорости изнашивания) выполнены исследования элементного и фазового составов, дефектной субструктуры, механических и трибологических характеристик легированного слоя. Выявлено формирование многослойной многофазной субмикро- и нанокристаллической структуры, характеризующейся расслоением материала по титану и иттрию. Поверхностный слой толщиной 500 нм является аморфным. Ниже располагается слой толщиной 1,0–1,5 мкм, имеющий столбчатое строение. Под ним выявляется протяжённый (30–40 мкм) слой со структурой дендритной (глобулярной) кристаллизации. Аморфный слой обогащён титаном, а лежащий под ним слой со столбчатой структурой — иттрием. Основной фазой поверхностного слоя является α -иттрий (объёмная доля — 73%), а объёмная доля других фаз существенно меньше (α -титана — 10%, карбида TiC и оксида титана TiO₂ — 14%, оксида иттрия Y₂O₃ — 3%). Насыщение поверхностного слоя титана атомами иттрия, кислорода и углерода

приводит к формированию металлокерамического слоя, упрочнённого оксидами и карбидами титана и иттрия, и способствует кратному увеличению микротвёрдости (более чем в 3 раза), снижению коэффициента трения (более чем в 7 раз) и скорости изнашивания модифицированного слоя (более чем в 3 раза).

Проведено модифікування поверхневого шару технічно чистого титану комбінованою методою, що поєднує електропідридне легування Ітрієм і наступне опромінення високоінтенсивним електронним жмутом з параметрами: густина енергії жмута електронів — 20–70 Дж/см², тривалість імпульсу — 150 мкс, кількість і частота проходження імпульсів — 3 і 0,3 Гц відповідно. Методами сучасного фізичного матеріалознавства (рентгеноструктурна аналіза, оптична, сканівна і просвітна електронна дифракційна мікроскопія, міряння твердості, микротвердості, коефіцієнта тертя та швидкості зношування) виконано дослідження елементного і фазового складів, дефектної субструктури, механічних і трибологічних характеристик легуваного шару. Виявлено формування багатошарової багатофазної субмікро- та нанокристалічної структури, яка характеризується розшаруванням матеріалу за Титаном та Ітрієм. Поверхневий шар товщиною у 500 нм є аморфним. Нижче розташовується шар товщиною у 1,0–1,5 мкм, що має стовпчасту будову. Під ним виявляється протяжний (у 30–40 мкм) шар кристалізації із дендритною (глобулярною) структурою. Аморфний шар збагачено Титаном, а наявний під ним шар із стовпчастою структурою — Ітрієм. Основною фазою поверхневого шару є α -ітрій (об'ємна частка — 73%), а об'ємна частка інших фаз істотно менша (α -титану — 10%, карбід ТіС та оксиду титану TiO_2 — 14%, оксиду ітрію Y_2O_3 — 3%). Насичення поверхневого шару титану атомами Ітрію, Оксигену та Карбону приводить до формування металокерамічного шару, зміцненого оксидами та карбідами титану й ітрію, та сприяє кратному збільшенню микротвердості (більш ніж у 3 рази), зниженню коефіцієнта тертя (більш ніж у 7 разів) і швидкості зношування модифікованого шару (більш ніж у 3 рази).

Modification of surface layer of technically pure titanium is carried out by the combined method combining electroexplosive doping with yttrium and subsequent irradiation by high-intensity electron beam with parameters as follow: energy density of electron beam—20–70 J/cm², pulse length—150 μ s, number and pulse frequency—3 and 0.3 Hz, respectively. The investigations of elemental and phase compositions, defect substructure, mechanical and tribological characteristics of the doped layer are performed via the contemporary methods of physical materials science (X-ray structural analysis, optical, scanning and transmission electron diffraction microscopies, measurements of microhardness, friction coefficient and wear rate). The formation of multilayer multiphase submicro- and nanocrystalline structure characterized by titanium and yttrium layering is revealed. The 500 nm thick surface layer is amorphous. The 1.0–1.5 μ m thick layer is located below and has a columnar structure. Under it, the extended layer (of 20–40 μ m) with the structure of dendritic (globular) crystallization is determined. The amorphous layer is enriched with titanium, and the layer with columnar structure

lying under it is yttrium-enriched. The main phase of the surface layer is α -yttrium (73% of the volume fraction). The volume fraction of other phases is considerably lesser (α -titanium—10%, carbide TiC and titanium oxide TiO₂—14%, yttrium oxide Y₂O₃—3%). The saturation of titanium surface layer with yttrium, oxygen and carbon atoms results in the formation of metal-ceramic layer hardened by oxides and carbides of titanium and yttrium and facilitates the multiple increase in microhardness (more than 3 times as much), reduction of friction coefficient (more than 7 times) and wear rate of modified layer (more than 3 times).

Ключевые слова: структура титана, электровзрывное легирование иттрием, электронно-пучковая обработка, свойства поверхности.

Ключові слова: структура титану, електропідривне легування Ітрієм, електронно-жмутове оброблення, властивості поверхні.

Keywords: titanium structure, electroexplosive doping with yttrium, electron-beam processing, surface properties.

(Получено 20 марта 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В последние годы получил развитие подход к упрочнению металлов и сплавов когда механическая прочность деталей обеспечивается применением экономичных низколегированных сплавов, а специальные свойства поверхности — локальным формированием на ней тонких легированных слоёв или нанесением покрытий, свойства которых соответствуют эксплуатационным требованиям. Обработку концентрированными потоками энергии (КПЭ) проводят, как правило, с целью повышения таких поверхностно чувствительных свойств как твёрдость, износо- и жаростойкость [1–8].

Каждый из способов поверхностного легирования с использованием КПЭ имеет свои достоинства и недостатки, поэтому в настоящее время активно разрабатываются и находят практическое применение комбинированные способы обработки, сочетающие различные виды воздействия на поверхность, позволяющие усиливать возможности друг друга. К таким методам относится электровзрывное легирование (ЭВЛ) с последующей электронно-пучковой обработкой (ЭПО).

Электровзрывное легирование. ЭВЛ осуществляется с целью модификации структурно-фазовых состояний и функциональных свойств поверхностных слоёв металлов и сплавов. Инструментом воздействия на поверхность при ЭВЛ являются импульсные многофазные плазменные струи, формируемые из продуктов электрического взрыва проводников. Обработка поверхности прово-

дится с её оплавлением. При этом вблизи поверхности образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления, а в зоне оплавления, насыщаемой компонентами плазмы, развиваются интенсивные процессы конвективного перемешивания, приводящие к перераспределению легирующих элементов по всей глубине расплава.

Материалом взрываемого проводника при ЭВЛ служат чистые металлы и их сплавы, а также другие электропроводные вещества, например углеграфитовые волокна. В область взрыва предварительно могут помещаться навески порошков различных веществ (бора, углерода, карбидов, оксидов, нитридов, боридов и др.), которые при формировании струи увлекаются ею и переносятся на облучаемую поверхность, увеличивая тем самым возможности изменения структуры и фазового состава зоны легирования.

Основные результаты по разработке материаловедческих и физико-технических основ упрочнения и защиты поверхности металлов и сплавов при одно- и двухкомпонентном ЭВЛ отражены в работах [9–52] и обобщены в монографии [53]. Предложено модельное описание разрушения фольги, служащей источником многофазной плазмы, и показаны возможности управления структурой формируемой струи выбором материала взрываемого проводника, его толщины и формы, а также энергии накопителя. Показано, что температура плазмы на срезе сопла имеет порядок 10^4 К, её плотность — $0,1$ кг/м³, скорость истечения в технологическую камеру достигает 15 – 17 км/с. Установлено, что характерные значения поглощаемой плотности мощности при обработке имеют порядок 10^9 Вт/м², давление в ударно-сжатом слое плазмы вблизи облучаемой поверхности порядка 10^6 – 10^7 Па. Значения этих параметров воздействия на поверхность при ЭВЛ изменяются в несколько раз в зависимости от выбора конструктивных параметров плазменного ускорителя, расстояния от среза сопла до облучаемой поверхности, зарядного напряжения накопителя.

Нагрев поверхности при ЭВЛ осуществляется выше температуры плавления, при этом зона оплавления насыщается продуктами взрыва, с последующей самозакалкой и образованием новых фаз и соединений. Важной особенностью такого способа поверхностного легирования является то, что нагрев поверхности осуществляется в условиях образования вблизи неё ударно-сжатого слоя с высокими значениями температуры и давления, а охлаждение после окончания импульса — при пониженном (100 Па) давлении в технологической камере. Это приводит к перегреву расплава выше температуры кипения при нормальном давлении почти на всю глубину зоны легирования, вскипанию её после

окончания импульса и самозакалку с высокой скоростью путём теплообмена с материалом основы, а также за счёт испарения с поверхности. При этом достигается высокая степень легирования расплава. Сочетание высокой степени легирования и высокой скорости охлаждения приводит к формированию поверхностных слоёв с нанокompозитной структурой.

Электронно-пучковая обработка. Успехи в области физики генерации высоких плотностей энергии привели к разработке электронно-пучковых технологий, обладающих большими по сравнению с лазерной обработкой возможностями. Это касается контроля количества подводимой энергии, возможностью создания большей площади воздействия на обрабатываемый материал, уменьшения коэффициента отражения энергии, повышения концентрации энергии в единице объёма материала, а соответственно, возможностей перевода материала в сильно неравновесное состояние [54–56].

Сверхвысокие скорости (10^8 – 10^{10} К/с) нагрева до температур плавления и последующего охлаждения тонкого приповерхностного слоя материала (10^{-7} – 10^{-6} м), весьма малые (10^{-6} – 10^{-3} с) времена воздействия высоких температур, формирование предельных градиентов температуры (до 10^7 – 10^8 К/м), обеспечивающих охлаждение приповерхностного слоя за счёт теплоотвода в основной объём материала со скоростью 10^4 – 10^9 К/с, создают условия для образования в приповерхностном слое аморфной, нано- и субмикрористаллической структуры. Столь существенные изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоёв приводят к значительному улучшению физико-химических и прочностных свойств материала, недостижимому при традиционных методах поверхностной обработки.

В настоящее время уже выполнены работы по изучению результатов совместного использования ЭВЛ и ЭПО при алитировании и бороалитировании, а также меднении и боромеднении стали 45, алитировании и бороалитировании технически чистого титана и силумина [57–76]. Их результаты в значительной степени обобщены в монографиях [77, 78]. Анализ литературы показывает, что уровень исследований в этой области находится в состоянии накопления новой экспериментальной информации и пока не позволяет выработать развитых модельных представлений о процессах и механизмах упрочнения. Это связано со сложностью понимания всей совокупности процессов, сопровождающих такую обработку.

Согласно диаграмме состояния, иттрий и титан полностью смешиваются в жидком состоянии, а при затвердевании образуют эвтектическую смесь двух ограниченных твёрдых растворов [79]. В твёрдом состоянии (ниже температуры 875°C) материал пред-

ставлен смесью двух фаз: α -Ti и α -Y. Фаза α -Y образуется по обратной перитектической реакции при 1440°C, эвтектика формируется при $\cong 20$ ат.% Ti и температуре 1355°C, фаза α -Ti образуется по эвтектоидной реакции при 875°C. В связи с незначительной растворимостью иттрия и титана в твёрдом состоянии постоянные гексагональных кристаллических решёток α -Ti и α -Y мало изменяются при легировании одного металла другим [79]. Система Ti–Y, таким образом, относится к двойным системам с ограниченной растворимостью, не имеющим интерметаллических соединений, и представляет значительный интерес для разработки материалов с улучшенными свойствами [80, 81]. Получаемые на основе таких систем сплавы с высоким содержанием одного из компонентов, заведомо превышающим предел его растворимости во втором, дают возможность формирования сравнительно простым способом материалы с весьма высокими физическими и механическими характеристиками [81, 82].

Цель работы — анализ закономерностей формирования структуры и свойств поверхностного слоя титана комбинированным методом, сочетающим легирование плазмой электрического взрыва проводящего материала и электронно-пучковое облучение в условиях технического вакуума.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала основы был использован технически чистый титан марки ВТ1-0. Легирование и формирование системы титан–иттрий осуществляли по двухступенчатой схеме. На первом этапе использовали метод электровзрывного легирования (установка ЭВУ-60/10М, СибГИУ, Новокузнецк) [53, 77, 83]. В качестве взрывающего электропроводящего материала была использована фольга технически чистого титана ВТ1-0 массой 100 мг. На поверхность фольги в область взрыва помещали навеску порошка иттрия массой 400 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца $\cong 100$ мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи $\cong 5,5$ ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности $\cong 12,5$ МПа, остаточное давление газа в рабочей камере $\cong 100$ Па; температура плазмы на срезе сопла $\sim 10^4$ К, толщина поверхностного слоя ≈ 30 мкм, толщина зоны термического влияния ≈ 50 мкм. Последующую высокоскоростную термическую обработку поверхности электровзрывного легирования осуществляли высокоинтенсивным импульсным пучком электронов на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН, г. Томск). Оценки показывают, что при времени воздействия пучка электронов на поверхность металла 50–200 мкс скорость нагрева и охлаждения модифицированного слоя составляет $\sim 10^6$ К/с [54,

71, 84]. Режим облучения: энергия электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 20–70 Дж/см²; длительность импульса 150 мкс; количество и частота следования импульсов 3 и 0,3 с⁻¹.

Исследования фазового состава материала проводили методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD 6000). Структуру модифицированного слоя анализировали методами сканирующей (прибор SEM-515 «Philips») и просвечивающей дифракционной (прибор JEOL JEM 2100) электронной микроскопии. Элементный состав поверхностного слоя материала определяли методами микрорентгеноспектрального анализа, используя микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой к электронному сканирующему микроскопу SEM-515 «Philips». Твёрдость легированного слоя определяли при нормальных нагрузках на индентор 40 мН (NANO Hardness Tester NHT-S-AX-000X). Исследования коэффициента трения и скорости износа поверхностного слоя проводили в геометрии диск-штифт с помощью высокотемпературного трибометра (PC-Operated High Temperature Tribometer THT-S-AX0000) при комнатной температуре и влажности. В качестве контртела использовали шарик из сплава ВК8 диаметром 3 мм, диаметр трека составлял 4 мм, скорость вращения — 2,5 см/с, нагрузка — 1–3 Н, дистанция до остановки — 30–70 м, количество оборотов — 1000–5000. Объём износа поверхностного слоя определяли после проведения профилометрии образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Station (Stil, Франция).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Износостойкость

Износостойкость — это свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию в определённых условиях трения, оцениваемое величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания [85–87]. На рисунке 1 представлена зависимость скорости изнашивания V (кривая 1) и коэффициента трения μ (кривая 2) поверхностного слоя титана, подвергнутого электровзрывному легированию иттрием и последующему облучению интенсивным электронным пучком, от плотности энергии пучка электронов. Скорость изнашивания рассчитывали по следующей формуле

$$V = \frac{2\pi RA}{FL} \text{ [мм}^3\text{/Н}\cdot\text{м]},$$

где R — радиус трека [мм], A — площадь поперечного сечения канавки износа [мм²], F — величина приложенной нагрузки [Н],

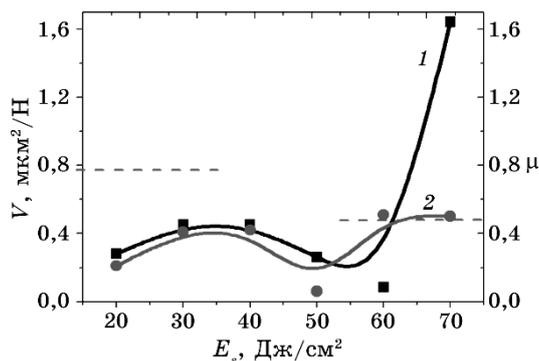


Рис. 1. Зависимость скорости изнашивания V (кривая 1) и коэффициента трения μ (кривая 2) поверхностного слоя титана, подвергнутого электровзрывному легированию иттрием и последующему облучению интенсивным электронным пучком, от плотности энергии пучка электронов.¹

L — пройденная шариком контртела дистанция [м].

Анализируя представленные на рис. 1 результаты, можно отметить, что величина скорости изнашивания и коэффициент трения изменяются подобным образом. Оптимальной обработкой поверхностного сплава Ti-Y с точки зрения трибологических испытаний следует признать облучение интенсивным импульсным электронным пучком с параметрами 50 Дж/см^2 , 150 мкс , 3 имп. , $0,3 \text{ с}^{-1}$, при которых скорость изнашивания материала снижается в 3 раза, а коэффициент трения — более чем в 7 раз.

Очевидно, что поверхностное легирование приводит к формированию градиентной структуры, свойства которой существенным образом изменяются в зависимости от расстояния до поверхности модифицирования. Действительно, на рис. 2 представлены зависимости, демонстрирующие изменение величины коэффициента трения модифицированного поверхностного слоя титана в процессе испытания.

Для поверхностного слоя титана, подвергнутого электровзрывному легированию и облученного электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 70 Дж/см^2 , коэффициент трения на первых же циклах испытания достигает $\cong 0,45$ и далее, с учётом флуктуаций, изменяется в пределах $0,45\text{--}0,52$ (рис. 2, а). Отметим, что коэффициент трения образцов титана исходного состояния (состояния перед модифицированием) изменяется подобным образом. Формирующийся при меньших плотностях энергии пучка электронов поверхностный слой титана, легированного иттрием, характеризуется иным поведением коэффициента трения. А именно, появляется начальная стадия износа с низким ($\cong 0,07$) и стабильным коэффициентом трения, характеризующаяся не-

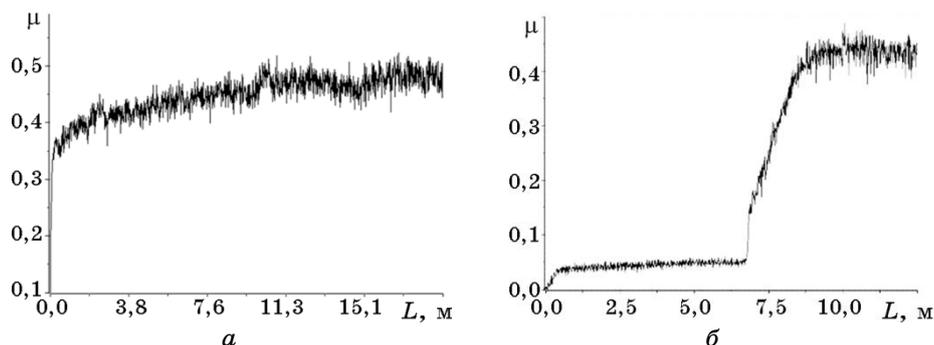


Рис. 2. Изменение коэффициента трения в зависимости от длины дорожки трения для поверхностного слоя титана, подвергнутого электро-взрывному легированию иттрием и последующему облучению интенсивным импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 70 Дж/см² (а) и 20 Дж/см² (б).²

большими флуктуациями (рис. 2, б). Такое поведение коэффициента трения указывает на преимущественно абразивный механизм износа на этой стадии испытаний. Протяжённость этой стадии существенным образом зависит от энергии пучка электронов и достигает максимальной величины при облучении электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см² (150 мкс, 3 имп.).

После окончания начальной стадии, как коэффициент трения, так и амплитуда флуктуаций изменяются по кривой с максимумом с переходом в установившийся режим, где эти характеристики близки к характеристикам подложки (рис. 2, б). Отметим, что флуктуации коэффициента трения могут быть связаны с формированием и периодическим разрушением (отрывом) локальных участков материала, перенесённого с испытываемого образца на контртело [88].

Возможность реализации данного механизма подтверждают результаты анализа дорожки трения, представленные на рис. 3. Отчётливо видно, что дорожка трения исходного образца характеризуется наличием углублений, сформированных в результате налипания поверхностного слоя титана на контртело и дальнейшего его отслаивания (рис. 3, а, в). При испытании модифицированного образца формируется относительно гладкая дорожка трения (рис. 3, б, г).

Разрушение поверхностного слоя в процессе трения приводит к интенсификации взаимодействия контртела с образцом и формированию на поверхности дорожки трения различного рода углублений (рис. 4). Анализ структуры дорожки трения в обратно отражённых электронах выявил присутствие включений, характе-

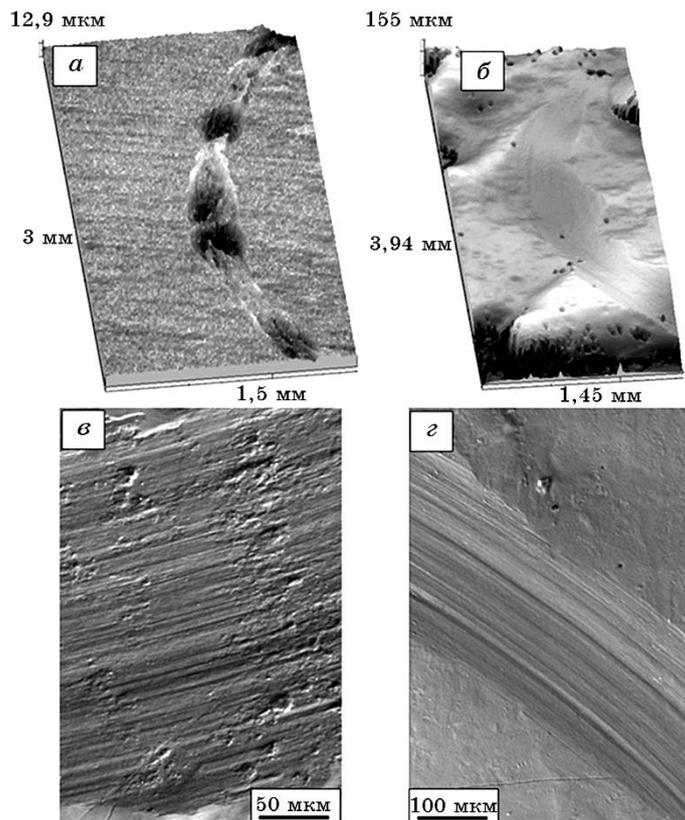


Рис. 3. Дорожка трения, которая сформировалась на поверхности титана исходного состояния (*а, в*) и титана, подвергнутого ЭВЛ иттрием и последующей обработке интенсивным электронным пучком (50 Дж/см^2 , 150 мкс , 3 имп.) (*б, г*). Количество оборотов шарика индентора для титана в исходном состоянии — 10^3 , для модифицированного титана — 10^4 ; *а, б* — оптическая микроскопия; *в, г* — сканирующая электронная микроскопия.³

ризующихся более ярким контрастом относительно исходного титана (рис. 4, *б-г*). Последнее означает, что атомы, формирующие данные включения, имеют больший атомный вес по отношению к титану и, следовательно, обогащены иттрием. Включения, обогащённые иттрием, имеют сферическую, либо глобулярную форму, распределены по дорожке трения неоднородно. Размеры таких включений достигают 10 мкм .

Наряду с глобулярными, выявляются включения в виде прослоек, оконтуривающих объёмы материала, размеры которых изменяются в пределах от $0,5 \text{ мкм}$ до 1 мкм (рис. 4, *г*). Толщина таких прослоек изменяется в широких пределах, не превышая

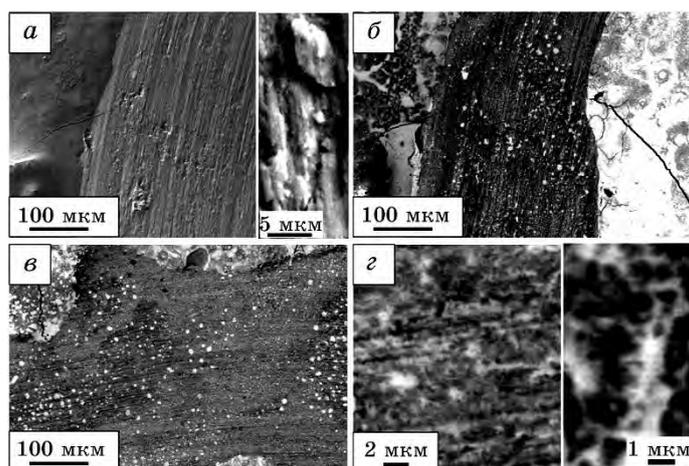


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение дорожки трения, формирующейся при трибологических испытаниях образца титана, подвергнутого ЭВЛ иттрием и последующей ЭПО (50 Дж/см^2 , 150 мкс, 3 имп.). Сканирующая электронная микроскопия.⁵

десятых долей микрометра.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа подтвержда-

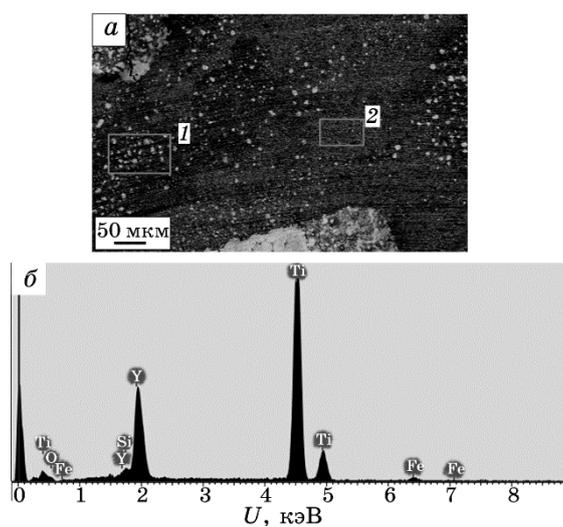


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение (а) дорожки трения на поверхности титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО (50 Дж/см^2 , 150 мкс, 3 имп.); на (б) представлены энергетические спектры, полученные с участка 1, обозначенного на (а). Сканирующая электронная микроскопия.⁴

ТАБЛИЦА 1. Результаты элементного анализа участков 1 и 2, представленных на рис. 5.⁶

| Элемент | Спектр 1 | | Спектр 2 | |
|------------------|----------|-------|----------|-------|
| | вес. % | ат. % | вес. % | ат. % |
| СК _α | 8,4 | 24,6 | 5,5 | 18,2 |
| ОК _α | 11,3 | 24,6 | 8,8 | 21,6 |
| TiK _α | 57,2 | 41,7 | 59 | 48,4 |
| YL _α | 23,1 | 9,1 | 26,7 | 11,8 |

ют высказанные предположения о присутствии иттрия в объёме дорожек трения (рис. 5).

Из представленных в табл. 1 результатов следует, что относительное содержание иттрия составляет 9–12 ат.%. Наряду с иттрием выявлено присутствие атомов кислорода и углерода, которые могут быть адсорбированы поверхностным слоем материала в процессе испытания, либо быть внесены в поверхностный слой образца при модифицировании.

Таким образом, в результате выполненных трибологических испытаний выявлен оптимальный режим ЭПО поверхностного сплава Ti–Y, сформированного методами ЭВЛ, а именно: 18 кэВ, 50 Дж/см², 150 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹. Показано, что при данном режиме облучения скорость изнашивания материала снижается в 3 раза, а коэффициент трения — более чем в 7 раз.

3.2. Твёрдость модифицированного слоя системы Ti–Y

3.2.1. Анализ микротвёрдости модифицированного слоя

Результаты измерения микротвёрдости поверхностного сплава Ti–Y, сформированного методом ЭВЛ и облучённого интенсивным импульсным электронным пучком при вариации плотности энергии пучка электронов, представлены в табл. 2 (микротвёрдость образцов титана перед легированием ≈ 2,0 ГПа).

Можно отметить, что микротвёрдость поверхности облучения более чем в два раза превышает микротвёрдость основы и весьма слабо зависит от режима облучения электронным пучком. По-

ТАБЛИЦА 2. Микротвёрдость поверхности модифицирования.⁷

| E_s , Дж/см ² | 20 | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 |
|----------------------------|------|------|------|-----|-----|-----|
| HV , ГПа | 5,53 | 5,48 | 5,28 | 5,6 | 5,3 | 4,4 |

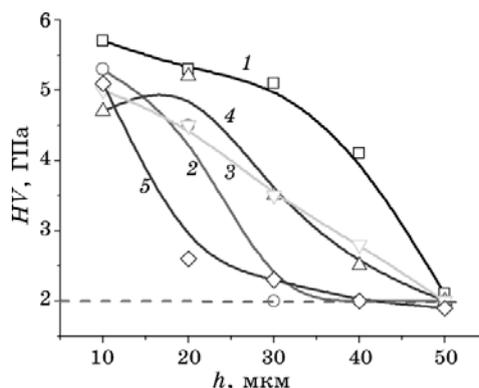


Рис. 6. Профили микротвёрдости образцов титана, подвергнутых ЭВЛ иттрием и последующей ЭПО с параметрами: 1 — 60 Дж/см², 2 — 40 Дж/см², 3 — 30 Дж/см², 4 — 20 Дж/см², 5 — 70 Дж/см².⁸

видимому, это означает, что твёрдость поверхностного слоя задаётся на стадии электровзрывного легирования. Последующее облучение легированного слоя импульсным электронным пучком, способствуя его гомогенизации, не приводит к дополнительному упрочнению материала.

Профили микротвёрдости модифицированных образцов приведены на рис. 6. Анализируя результаты, полученные при измерении микротвёрдости на поперечных шлифах (рис. 6), можно обнаружить, что толщина упрочнённого слоя изменяется в пределах от 30 мкм до 50 мкм и зависит от плотности энергии пучка электронов.

А именно, увеличение плотности энергии пучка электронов в интервале от 20 Дж/см² до 60 Дж/см² сопровождается ростом толщины упрочнённого слоя. При дальнейшем увеличении плотности энергии пучка электронов толщина упрочнённого слоя снижается, что, по всей видимости, обусловлено существенным испарением поверхностного модифицированного слоя.

3.2.2. Наноиндентирование модифицированного слоя системы Ti–Y

Исследование твёрдости поверхностного сплава титан–иттрий при малых нагрузках на индентор (40 мН, наноиндентация) осуществляли следующим образом. Отступали от поверхности модифицирования на 5 мкм и вдоль трёх дорожек с шагом (расстоянием между отпечатками) 10 мкм проводили тестирование образца (рис. 7). В следующей серии из трёх дорожек отступали от поверхности модифицирования на 10 мкм. Таким образом, усреднённое расстояние между отпечатками индентора составляло 5

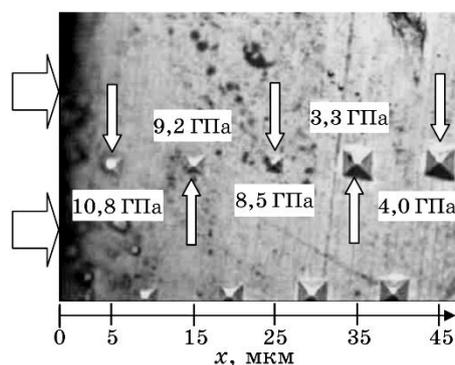


Рис. 7. Отпечатки наноиндентора, полученные при изучении профиля нанотвёрдости. Указано расстояние от поверхности модифицирования и величина твёрдости материала, поверхность модифицирования и отпечатки алмазной пирамидки обозначены стрелками.⁹

мкм. Отметим, что уже при визуальном анализе отпечатков алмазной пирамиды, представленных на рис. 7, можно сделать однозначное заключение о градиентном характере структуры и прочностных характеристик поверхностного слоя исследуемого материала. Последующие расчёты твёрдости, а также исследования дефектной субструктуры материала, выполненные методами просвечивающей электронной микроскопии, подтвердили данное заключение.

Характерная серия диаграмм нагружения (нагрузка P_m – смещение индентора h_m) модифицированного слоя сплава титан–

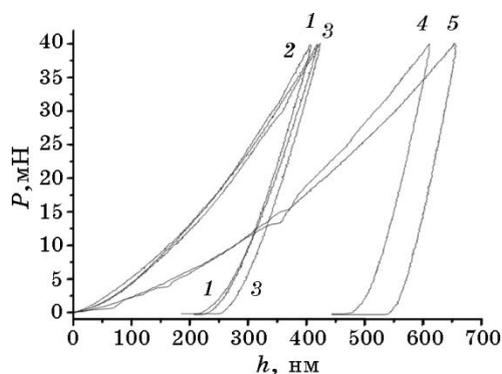


Рис. 8. Диаграммы нагружения (нагрузка P_m – смещение индентора h_m) модифицированного слоя сплава титан–иттрий; области наноиндентирования расположены на расстоянии от поверхности модифицирования (мкм): кривая 1 – 10 мкм, 2 – 20 мкм, 3 – 30 мкм, 4 – 40 мкм, 5 – 50 мкм.¹⁰

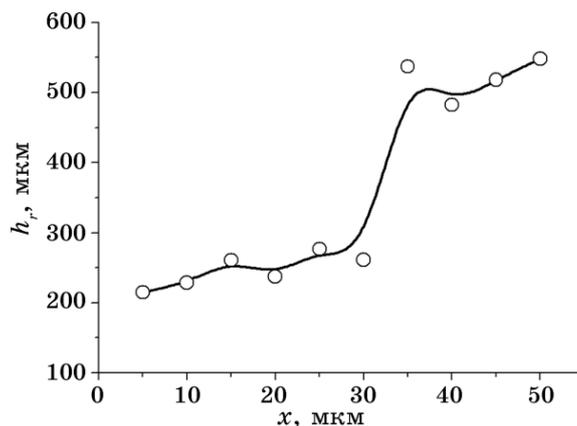


Рис. 9. Зависимость глубины остаточного отпечатка h_r от расстояния к поверхности модифицирования. Сплав титан–иттрий.¹¹

иттрий, полученных для участков материала, расположенных на различных расстояниях от поверхности модифицирования, приведена на рис. 8. Анализируя представленные зависимости, можно выделить две группы кривых, характеризующихся величиной (глубиной) остаточного отпечатка h_r (рис. 9). А именно, поверхностный слой толщиной ≈ 30 мкм характеризуется относительно малым значением глубины остаточного отпечатка h_r , изменяющимся в пределах от 215 мкм до 260 мкм. При большем удалении от поверхности модифицирования (35–50 мкм) величина остаточного отпечатка h_r увеличивается скачком и изменяется в пределах от 480 мкм до 548 мкм. Величина остаточного отпечатка h_r отражает упругие свойства материала. Следовательно, можно заключить, что ЭВЛ титана иттрием и последующая ЭПО привели к формированию поверхностного слоя с высоким уровнем упругих свойств.

Расчёт величин твёрдости и модуля Юнга проводили по методу Оливера–Фарра, используя программное обеспечение нанотвёрдомера. Следует учесть, что погрешность при измерении твёрдости, обусловленная искажением краёв отпечатка, может достигать 10% [89]. Учёт искажения формы отпечатка позволяет получить результат, при котором погрешность в определении величины твёрдости составляет 4,7% в сравнении с величиной твёрдости, определённой по стандартной формуле без учёта искажения формы отпечатка [90]. По результатам выполненных таким образом испытаний строили зависимость средних значений твёрдости от расстояния до поверхности модифицирования (рис. 10).

Выполненные исследования, как и следовало ожидать (см. рис. 9), позволили выявить формирование при комбинированной об-

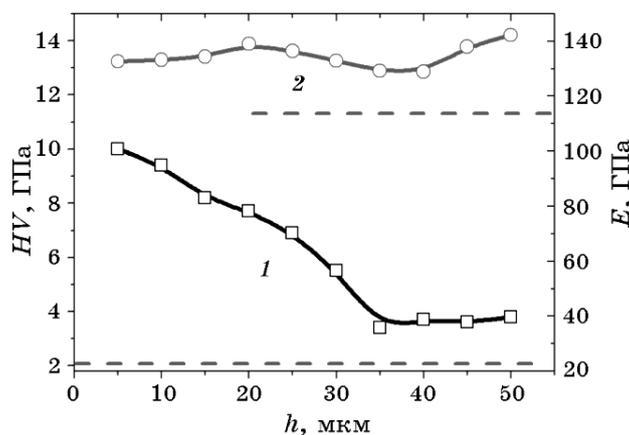


Рис. 10. Зависимость твёрдости (кривая 1) и модуля Юнга (кривая 2) от расстояния до поверхности модифицирования для титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО. Пунктирными линиями указана микротвёрдость и модуль Юнга материала в исходном состоянии.¹²

работке поверхностного слоя толщиной ≈ 30 мкм, твёрдость которого равномерно снижается от максимального значения, превышающего более чем в 5 раз твёрдость основы, до значений, близких к твёрдости исходного материала (рис. 10, кривая 1).

Сопоставляя результаты определения твёрдости материала при различных нагрузках на индентор (микротвёрдометрия, рис. 6, и нанотвёрдометрия, рис. 10), можно отметить явное расхождение (в 1,5–2 раза) в количественных значениях полученных результатов, при хорошем их качественном согласии. В работах [91–93] обсуждаются следующие возможные причины относительно высокой твёрдости материала, имеющей место при наноиндентировании. Предполагается, что вследствие сильной стеснённости деформации материал может демонстрировать упругое поведение вплоть до напряжений, близких к теоретически рассчитанным напряжениям. Такое поведение материала (склонность демонстрировать аномально высокие значения твёрдости) обозначают термином «дислокационный голод» (dislocation starvation) [92, 93]. Суть данного предположения заключается в том, что при наноконтактном взаимодействии вследствие малых (десятки нанометров) размеров отпечатка существенно снижается степень дефектности материала под отпечатком, что способствует приближению поведения реального материала к идеальному со значениями твёрдости, близкими к теоретически возможным. Следует отметить, что изучение последовательности отдельных событий, типа атомарных дефектов, принимающих в них участие, роль и вклад этих дефектов в пластическую деформацию (дефор-

мацию материала под индентором) нуждаются в дальнейшем исследовании и уточнении [91].

Как отмечалось выше, наноиндентирование позволяет провести оценки модуля Юнга материала. Выполненные исследования поверхностного сплава титан–иттрий показали, что модуль Юнга анализируемого слоя изменяется в пределах от 132 ГПа до 142 ГПа и практически не зависит от расстояния до поверхности облучения (рис. 10, кривая 2). Модуль упругости титана 116 ГПа [94]. Следовательно, формирование поверхностного сплава титан–иттрий сопровождается увеличением в $\approx 1,2$ раза (относительно объема подложки) его модуля Юнга.

3.3. Анализ фазового состава поверхностного слоя системы титан–иттрий

На рисунке 11 представлены участки рентгенограмм, полученные при рентгеноструктурном анализе поверхностного слоя титана после ЭВЛ и ЭПО, а результаты количественного анализа фазового состава поверхностного слоя представлены в табл. 3. Анализируя результаты, представленные в табл. 3 отметим, что в поверхностном слое титана, подвергнутого электровзрывному легированию иттрием (образец № 1), основной фазой является α -титан. Существенно меньшая объемная доля принадлежит α -иттрию.

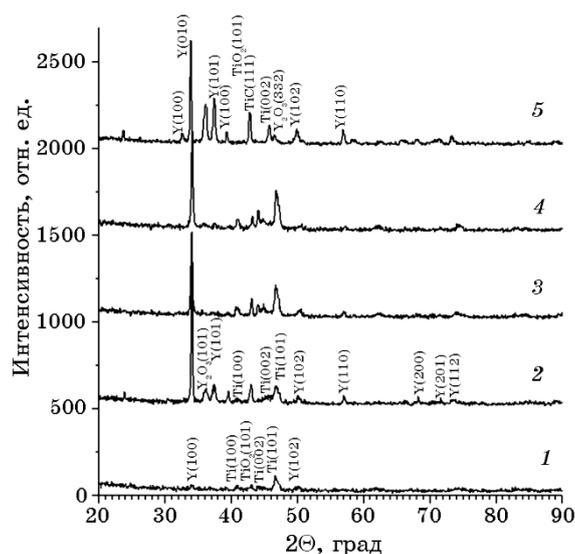


Рис. 11. Участки рентгенограмм, полученные с образца после ЭВЛ (1) и дополнительной ЭПО с плотностью энергии ($\text{Дж}/\text{см}^2$): 20 (2), 30 (3), 40 (4), 50 (5).¹³

ТАБЛИЦА 3. Фазовый состав поверхностного слоя титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО.¹⁴

| № п/п | E_s , Дж/см ² | Объёмная доля, % | | | |
|-------|----------------------------|------------------|-------------|-------------------------------|-----------------------|
| | | α -Ti | α -Y | Y ₂ O ₃ | TiC, TiO ₂ |
| 1 | ЭВЛ | 75 | 17 | 0 | 8 |
| 2 | 20 | 15 | 68 | 10 | 7 |
| 3 | 30 | 30 | 55 | 7 | 8 |
| 4 | 40 | 25 | 55 | 10 | 10 |
| 5 | 50 | 10 | 73 | 3 | 14 |

Дополнительными фазами, сформировавшимися вследствие легирования в условиях технического вакуума, являются диоксид титана TiO₂ и карбид титана TiC; карбиды и оксиды иттрия не выявляются.

Последующая ЭПО приводит к кардинальному изменению фазового состава модифицированного слоя. А именно, основной фазой, при плотности энергии пучка электронов (20–50) Дж/см², является α -иттрий, объёмная доля которого изменяется в пределах (55–73)%. Дополнительными фазами являются оксиды титана (TiO и TiO₂) и иттрия (Y₂O₃), а также карбид титана TiC. При больших значениях плотности энергии пучка электронов объёмная доля фазы α -иттрий быстро снижается и при плотности энергии пучка электронов 70 Дж/см² α -иттрий в поверхностном слое титана методами рентгенофазового анализа не обнаруживается.

ТАБЛИЦА 4. Характеристики структуры и состояния кристаллической решётки поверхностного слоя α -титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО.¹⁵

| E_s , Дж/см ² | a , нм | c , нм | c/a | D , нм | $\Delta d/d$, 10 ⁻³ |
|-------------------------------|-----------------|-----------------|-------|----------|---------------------------------|
| Таблица | 0,29516 | 0,46976 | 1,587 | | |
| 0,0 (ЭВЛ) | 0,2955 ± 0,0001 | 0,4699 ± 0,0001 | 1,590 | 70 | 3,5 |
| 20 | 0,2950 ± 0,0001 | 0,4668 ± 0,0001 | 1,582 | 55 | 2,0 ± 0,5 |
| 30 | 0,2951 ± 0,0001 | 0,4702 ± 0,0001 | 1,593 | 30 | 1,9 ± 0,5 |
| 40 | 0,2965 ± 0,0001 | 0,4679 ± 0,0001 | 1,578 | – | – |
| 50 | – | – | – | – | – |
| 60 | 0,29632 | 0,47554 | 1,605 | 10 | 3,2 |
| 70 | 0,29511 | 0,46948 | 1,591 | 15 | 3,4 |

Суммарная объёмная доля фаз внедрения (оксиды и карбиды титана и иттрия) достигает максимального значения при облучении поверхности ЭВЛ электронным пучком с параметрами 60 Дж/см², 150 мкс, 3 имп. и составляет 57%. При большей плотности энергии пучка электронов (70 Дж/см²) в поверхностном слое обрабатываемого материала вторые фазы не обнаруживаются. Последнее, очевидно, указывает на испарение модифицированного слоя высокоинтенсивным электронным пучком при данных параметрах пучка.

Характеристики кристаллической структуры поверхностного слоя α -титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО, представлены в табл. 4. Анализируя результаты, представленные на рис. 12, можно отметить, что после электровзрывного легирования иттрием в поверхностном слое формируется структура, параметры кристаллической решётки α -титана которой несколько больше, чем табличные значения параметров кристаллической решётки α -титана. Последующее облучение легированного слоя интенсивным электронным пучком сопровождается неоднозначным изменением параметров кристаллической решётки. А именно, при малых (20 и 30 Дж/см²) и максимально большом (70 Дж/см²) значениях плотности энергии пучка электронов параметры кристаллической решётки α -титана близки, либо меньше табличных значений.

Принимая во внимание, что радиус атома титана $R(\text{Ti}) = 0,147$ нм, а атома иттрия $R(\text{Y}) = 0,178$ нм [94], можно предположить, что в процессе электровзрывного легирования формируется твёрдый раствор иттрия в титане. Это приводит к значимому увеличению параметра a кристаллической решётки α -титана (рис. 12,

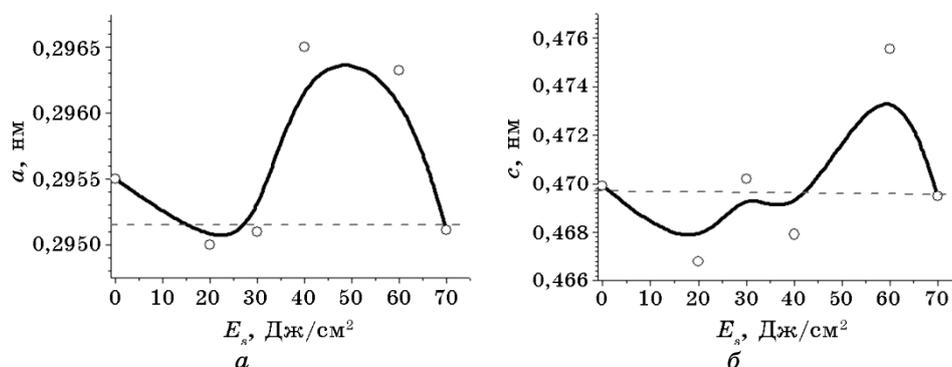


Рис. 12. Зависимости параметров кристаллической решётки поверхностного слоя α -титана, легированного иттрием, от плотности энергии пучка электронов. Пунктирной линией указаны значения параметров в табл. 4.¹⁶

a) и незначительному повышению параметра *c* кристаллической решётки α -титана (рис. 12, б).

Облучение модифицированного слоя титана электронным пучком при малых (20 и 30 Дж/см²) плотностях энергии сопровождается уменьшением параметра *a* кристаллической решётки титана вплоть до значений, соответствующих табличным. По всей видимости, это обусловлено уходом атомов иттрия из кристаллической решётки α -титана, образованием фазы α -иттрий и окисной фазы. Подобные процессы, по-видимому, протекают и при облучении модифицированного слоя титана электронным пучком с плотностью энергии 70 Дж/см² — кристаллическая решётка α -титана освобождается от атомов иттрия и других примесных атомов; параметры *a* и *c* соответствуют табличным значениям параметров α -титана.

Совершенно иная ситуация реализуется при облучении модифицированного слоя титана электронным пучком с плотностью энергии 40 Дж/см². А именно, формируется поверхностный сплав с высоким значением параметра *a* и относительно низким значением параметра *c* кристаллической решётки. Последнее, по всей видимости, может означать протекание в поверхностном слое процессов упорядочения в расположении атомов внедрения (атомов кислорода и углерода). Располагаясь преимущественно вдоль оси *a*, атомы данных элементов приводят к существенному увеличению параметра кристаллической решётки *a* и снижению параметра *c*. Формирующиеся при этом искажения кристаллической решётки не позволили определить размер области когерентного рассеяния (ОКР) *D* и величину микроискажений $\Delta d/d$.

Облучение электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см² сопровождается формированием поверхностного слоя с максимально высоким (для настоящих экспериментов) значением объёмной доли фазы α -иттрий. Относительное содержание α -титана в поверхностном слое составляет 10%, что не позволило осуществить корректное определение характеристик кристаллической решётки титана (параметров кристаллической решётки, размеров ОКР и величины микроискажений). Отметим, что при данном режиме облучения формируется поверхностный слой с относительно малым значением фаз внедрения (суммарная объёмная доля карбидных и оксидных фаз составляет 17%).

Облучение электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 60 Дж/см² сопровождается одновременным увеличением параметров *a* и *c* решётки α -титана. Учитывая факт формирования при данном режиме облучения максимально большого количества фаз внедрения (57%), можно предположить, что данный режим облучения приводит к формированию поверхностного сплава титана с иттрием, т.е. атомы иттрия располагаются на по-

ТАБЛИЦА 5. Характеристики кристаллической решётки α -иттрия, выявленного в поверхностном слое титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО.¹⁷

| E_s , Дж/см ² | a , нм | c , нм | D , нм | $\Delta d/d$, 10 ⁻³ |
|----------------------------|----------------------------------|----------------------------------|----------|---------------------------------|
| Таблица | 0,36471 | 0,57285 | | |
| 0,0 (ЭВЛ) | – | – | – | – |
| 20 | 0,3768 ± 0,001 | 0,4668 ± 0,0001 | 55 | 2,0 ± 0,5 |
| 30 | 0,3657 ± 0,001 | 0,4702 ± 0,0001 | 30 | 1,9 ± 0,5 |
| 40 | 0,3696 ± 0,001 | 0,4679 ± 0,0001 | – | – |
| 50 | 0,3638 ± 0,001 0,3644 ± 0,001 | 0,5745 ± 0,001 0,5737 ± 0,001 | 50,0 | 2 |
| 60 | 0,36729 | 0,57590 | 20,0 | 3,7 |

зициях атомов титана в кристаллической решётке, формируя неупорядоченный твёрдый раствор по типу замещения. Вследствие того, что радиус атомов иттрия ($R(Y) = 0,178$ нм) значительно больше радиуса атомов титана ($R(Ti) = 0,147$ нм), параметры кристаллической решётки формирующегося сплава титан–иттрий существенным образом превышают параметры кристаллической решётки чистого титана (табл. 4).

Как отмечалось выше, облучение модифицированного слоя электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 70 Дж/см² приводит к формированию однофазного (α -титан) материала. Иттрий и фазы внедрения не выявляются. Параметры кристаллической решётки титана близки к табличным значениям параметра кристаллической решётки α -титан. Следовательно, облучение модифицированного электровзрывным методом слоя технически чистого титана VT1-0 интенсивным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 70 Дж/см² сопровождается испарением легированного слоя.

Формирование в модифицированном слое титана многофазной структуры с большим содержанием фазы на основе α -иттрия позволило провести анализ изменения характеристик кристаллической решётки α -иттрия в зависимости от плотности энергии пучка электронов. Результаты этих исследований представлены в табл. 5 и на рис. 13.

Анализируя результаты, представленные в табл. 5 и на рис. 13, прежде всего, следует отметить подобный образ изменения параметров a и c кристаллической решётки α -иттрия, о чем свидетельствует график корреляций, приведённый на рис. 13, *в*. Вторых, обращают на себя внимание высокие значения параметров a и c кристаллической решётки α -иттрия, выявленные на об-

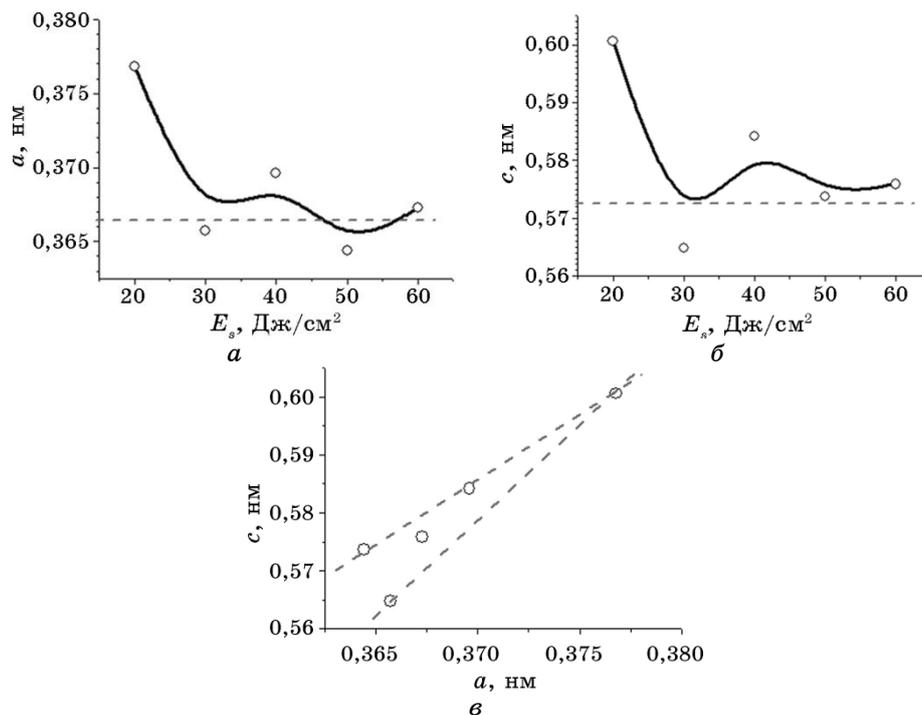


Рис. 13. (а, б) Зависимости параметров кристаллической решётки поверхностного слоя α -иттрия от плотности энергии пучка электронов. Пунктирной линией указаны табличные значения параметров. (в) Поле корреляций, связывающее изменение параметров a и c кристаллической решётки α -иттрия.¹⁸

разце, облучённом при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см². Последнее может свидетельствовать о легировании иттрия атомами внедрения (кислород, углерод).

3.4. Структура и элементный состав поверхностного слоя титана, легированного иттрием электровзрывным методом

Как правило [95], обработка поверхности металлических материалов плазмой, формирующейся при электрическом взрыве токопроводящей фольги, приводит к образованию на поверхности модифицирования покрытия с высокоразвитым рельефом, элементами которого являются микрокапли, наплывы металла, микропоры и микротрещины. Оптическая микроскопия, не обладая большой глубиной резкости, не позволяет проводить исследования таких высокорельефных материалов. На рисунке 14 приведены результаты исследования структуры поверхности ЭВЛ ти-

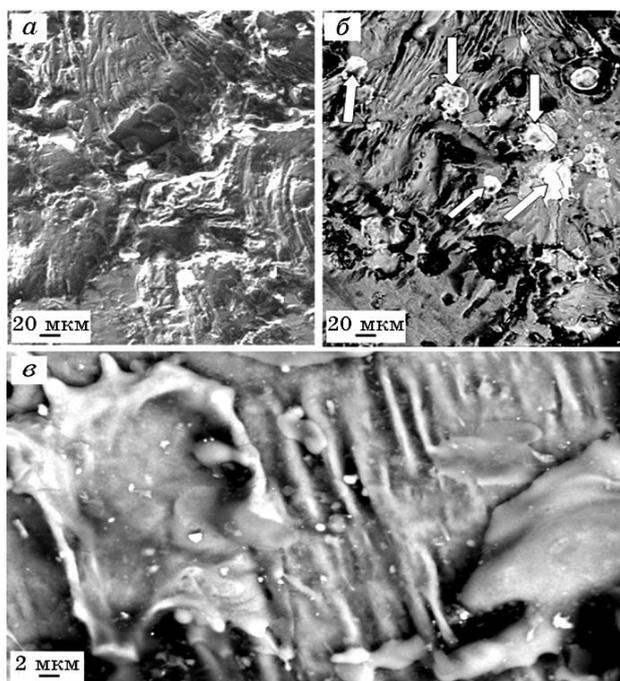


Рис. 14. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности титана, модифицированной плазмой, формирующейся при электрическом взрыве фольги титана с навеской порошка иттрия.¹⁹

титана, полученные методами сканирующей электронной микроскопии. Характерные размеры элементов структуры поверхности изменяются от единиц до десятков микрометров. Анализ структуры материала в обратно отражённых электронах позволил выявить неоднородность в распределении иттрия на поверхности легирования.

Иттрий, обладая большим атомным весом по отношению к титану, в большей степени отражает зондирующие электроны. Поэтому на электронно-микроскопических изображениях материала в обратно отражённых электронах области, обогащённые атомами иттрия, будут иметь более светлый контраст. Наличие таких областей на поверхности легирования следует из анализа результатов, представленных рис. 14, б (области указаны стрелками). Действительно, микрорентгеноспектральный анализ поверхности образцов, подвергнутых электровзрывному легированию, выявил обогащение их атомами иттрия (рис. 15). В дополнение к этому, микрорентгеноспектральный анализ данного покрытия выявил присутствие атомов кислорода и углерода (рис. 15), что может быть связано с легированием материала в условиях не достаточно

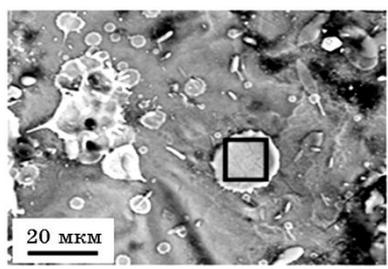
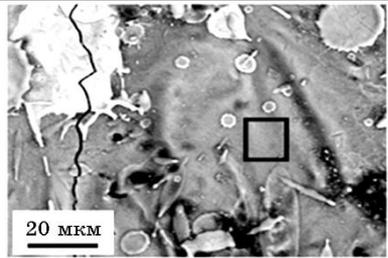
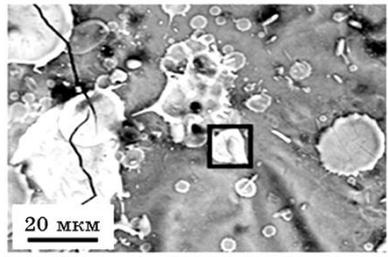
| | | |
|--|---------|-------------------------|
|  | Элемент | Концентрация, вес. % |
| | Ti | 62,8 |
| | Y | 14,9 |
| | O | 12,8 |
|  | Ti | 85,7 |
| | Y | 2,4 |
| | O | 7,7 |
| | C | 4,2 |
|  | Ti | 34,1 |
| | Y | 35,6 |
| | O | 21,7 |
| | C | 8,5 |

Рис. 15. ПЭМ-изображения структуры поверхности титана после ЭВЛ. В таблице приведены результаты микрорентгеноспектрального анализа участков (выделены рамками) поверхностного слоя.²⁰

высокого вакуума.

Обнаруженные легирующие элементы распределены по поверхностному слою модифицируемого материала весьма неоднородно, что следует из анализа результатов, приведённых в таблице к рис. 15. Наиболее неоднородно в поверхностном объёме материала распределён иттрий, концентрация которого от области к области изменяется от 36 вес.% до 2,4 вес.%, т.е. может различаться в 5–15 раз.

Неоднородная многослойная структура модифицированного электровзрывным методом материала выявляется и при анализе поперечных шлифов легированных образцов. Как правило, выявляется три слоя, отличающихся морфологией и размерами структурных элементов (рис. 16).

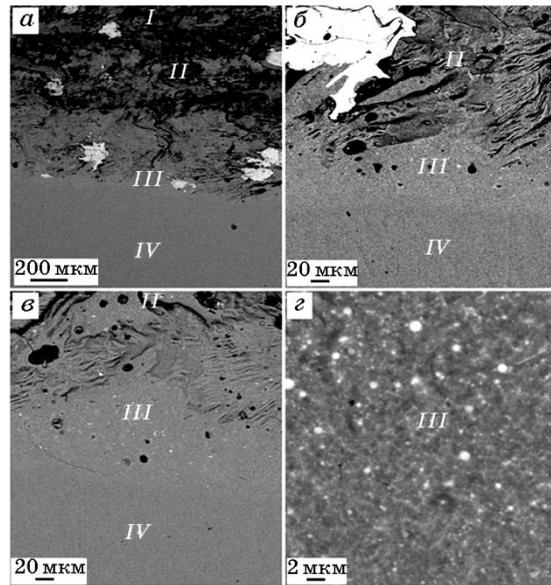


Рис. 16. Структура поперечного сечения (косой шлиф) образца титана после ЭВЛ. Цифрами указаны подслои модифицированного поверхностного слоя.²¹

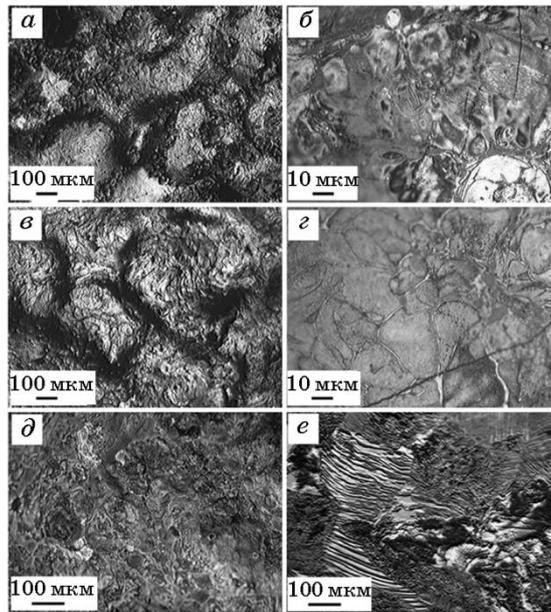


Рис. 17. Структура поверхности титана, сформировавшаяся в результате ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии: *a, б* — 20 Дж/см²; *в, г* — 40 Дж/см²; *д, е* — 60 Дж/см².²²

Наиболее грубой структурой характеризуется поверхностный слой (обозначен *I* на рис. 16); слой, примыкающий к слою термического преобразования подложки (обозначен *III* на рис. 16), является наиболее дисперсным.

Облучение поверхности электровзрывного легирования высо-

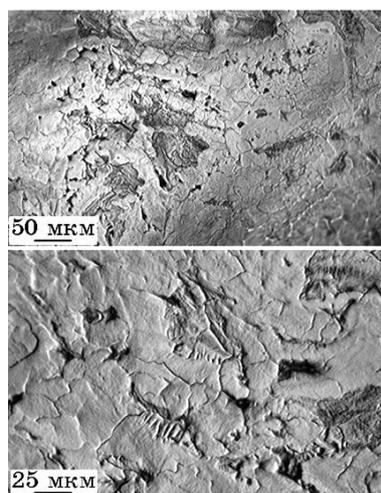


Рис. 18. Структура поверхности титана, сформировавшаяся в результате ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 70 Дж/см^2 .²³

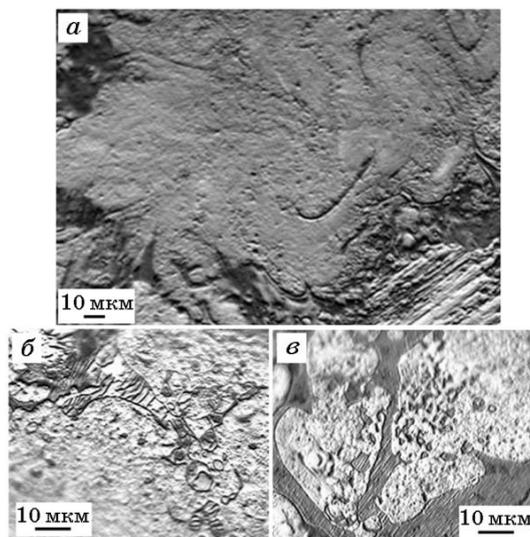


Рис. 19. Структура поверхности титана, сформировавшаяся в результате ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 20 Дж/см^2 .²⁴

коинтенсивным электронным пучком приводит к плавлению поверхностного слоя и, вследствие этого, сглаживанию рельефа поверхности.

Характерные изображения структуры поверхности, формирующейся при ЭВЛ и последующей ЭПО, полученные методами оптической микроскопии, приведены на рис. 17 и рис. 18.

Отчётливо видно, что морфология структуры поверхности модифицирования существенным образом зависит от режима облучения (в нашем случае, от плотности энергии пучка электронов). Облучение электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см^2 сопровождается формированием в поверхностном слое фрагментированной структуры (рис. 17, *a*, рис. 19).

Размеры фрагментов изменяются в пределах от 150 мкм до 400 мкм. Фрагменты разделены прослойками, толщина которых 50–100 мкм. Судя по контрасту изображения, фрагменты и прослойки, их разделяющие, имеют разный элементный состав (рис. 17, *a*). Фрагменты структурированы (рис. 19, *a*). Размеры структурных составляющих изменяются в пределах 1,5–2,0 мкм.

Прослойки, разделяющие фрагменты, имеют преимущественно структуру пластинчатой эвтектики разной степени совершенства (рис. 20). В областях со структурой пластинчатой эвтектики обнаруживаются образования (островки) глобулярной формы, имеющие однотонный серый контраст (рис. 20). Можно предполо-

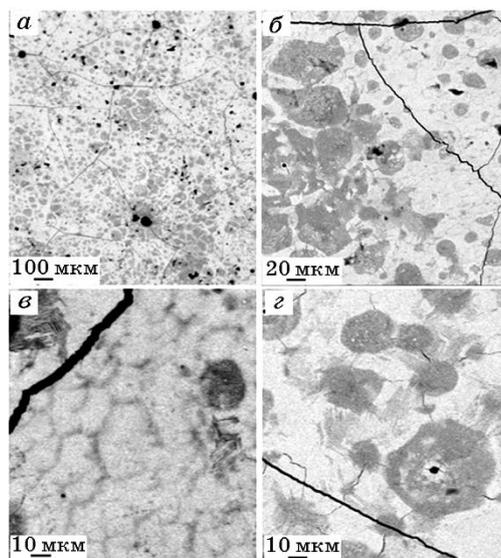


Рис. 20. Структура пластинчатой эвтектики, формирующейся в поверхностном слое титана в результате ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 20 Дж/см^2 .²⁵

жить, что области пластинчатой эвтектики представлены пластинами титана и иттрия. Области однотонного серого контраста обогащены иттрием. Вкрапления глобулярной формы — капли, образовавшиеся в результате плавления фольги титана при электровзрывном легировании и прилетевшие вместе с плазмой, т.е. осколки взрываеваемой титановой фольги.

Дополнительное облучение образцов титана, легированных электровзрывным способом иттрием, высокоинтенсивным импульсным электронным пучком приводит, как уже отмечалось выше, к формированию фрагментированной структуры (рис. 21, *a*). Исследование структуры в обратно отражённых электронах показывает, что фрагменты различаются по контрасту (т.н. композиционный контраст). Следуя изложенным выше аргументам можно предположить, что тёмные фрагменты обогащены атомами титана, более светлые фрагменты обогащены атомами иттрия. Соотношение площадей, занятых светлыми и тёмными фрагментами, — 60–40. Таким образом, при облучении поверхности электровзрывного легирования высокоинтенсивным импульсным электронным пучком с параметрами 18 кэВ, 20 Дж/см², 150 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹, формируется поверхностный слой, обогащённый атомами иттрия.

Детальный анализ структуры островков светлого контраста (островков, обогащённых атомами иттрия) выявил разбиение их на области (далее по тексту «зёрна иттрия»), размеры которых изменяются в пределах от 5 мкм до 20 мкм (рис. 21, *в*). Зёрна

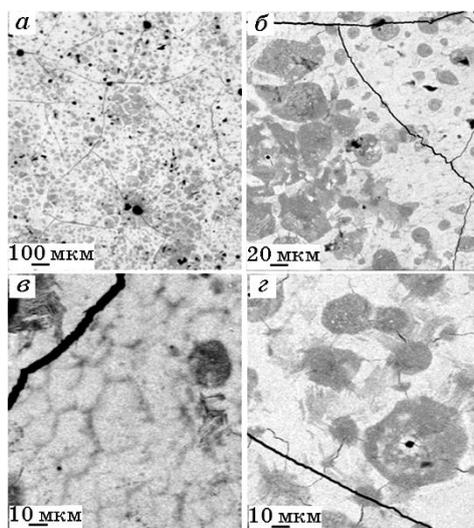


Рис. 21. Структура поверхности сплава титан–иттрий, сформированного ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 20 Дж/см².²⁶

иттрия часто разделены прослойками, обогащёнными атомами титана. Области, обогащённые титаном, выявляются также в виде островков в зёрновой структуре иттрия (рис. 21, в). В совокупности эти факты указывают на протекающий при кристаллизации процесс расслоения фаз, имеющий место даже при скоростях охлаждения материала до 10^8 К/с, реализующихся при облучении пучком электронов.

Островки, обогащённые титаном, имеющие тёмный контраст при исследовании материала в обратно отражённых электронах, содержат включения светлого контраста (включения, обогащённые иттрием) (рис. 21, з). Включения имеют округлую форму, размеры их изменяются в пределах от 0,1 мкм до 1,0 мкм. Расположены включения иттрия либо хаотически, либо цепочками, оконтуривающими некоторые объёмы (зерна) титана.

Области, обогащённые титаном (области тёмного контраста) в большинстве случаев являются центрами зарождения пластинчатой эвтектики (рис. 22).

Размеры пластинок иттрия изменяются в пределах от 300 нм до 500 нм; пластинки титана более тонкие, размеры их изменяются от 200 нм до 400 нм.

Основной объём поверхностного слоя (области материала, име-

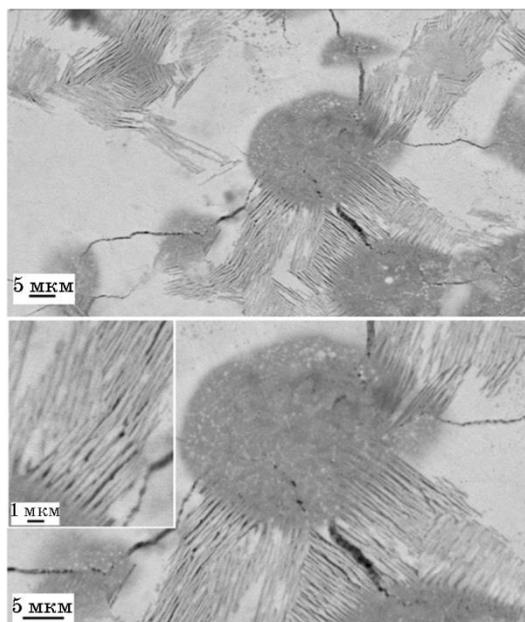


Рис. 22. Структура пластинчатой эвтектики; титан, легированный иттрием и облучённый электронным пучком (20 Дж/см^2 , 150 мкс , 3 имп. , $0,3 \text{ с}^{-1}$).²⁷

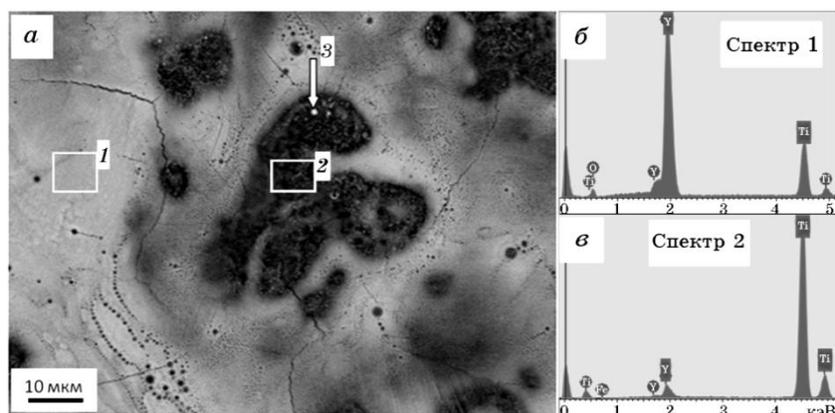


Рис. 23. Структура поверхности титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО, с выделенными областями микрорентгеноспектрального анализа (а) и энергетические спектры (б), (в).²⁸

ющие светлый контраст при съёмках в обратно отражённых электронах), обогащён иттрием (рис. 23, спектр 1). Островки, имеющие тёмный контраст при съёмках в обратно отражённых электронах, обогащены титаном (рис. 23, спектр 2). Включения светлого контраста, выявляемые в островках титана, также обогащены атомами иттрия (рис. 23, спектр 3). В количественном выражении результаты микрорентгеноспектрального анализа участка материала, представленного на рис. 23, а, приведены в табл. 6.

Анализируя результаты, представленные в табл. 6, следует обратить внимание на неоднородное распределение атомов кислорода в поверхностном слое исследуемых образцов. А именно, концентрация кислорода и углерода в островках, обогащённых атомами иттрия в 2–2,5 раза выше по сравнению с островками, обогащёнными атомами титана.

ТАБЛИЦА 6. Результаты микрорентгеноспектрального анализа участков поверхности, выделенных на рис. 23, а.²⁹

| Номер области определения элементного состава | Концентрация элемента, вес. % | | | |
|---|-------------------------------|------|------|-----|
| | Ti | Y | O | C |
| 1 | 18,0 | 67,3 | 12,5 | 2,2 |
| 2 | 85,3 | 7,2 | 5,7 | 1,8 |
| 3 | 37,6 | 45,4 | 13,5 | 3,5 |

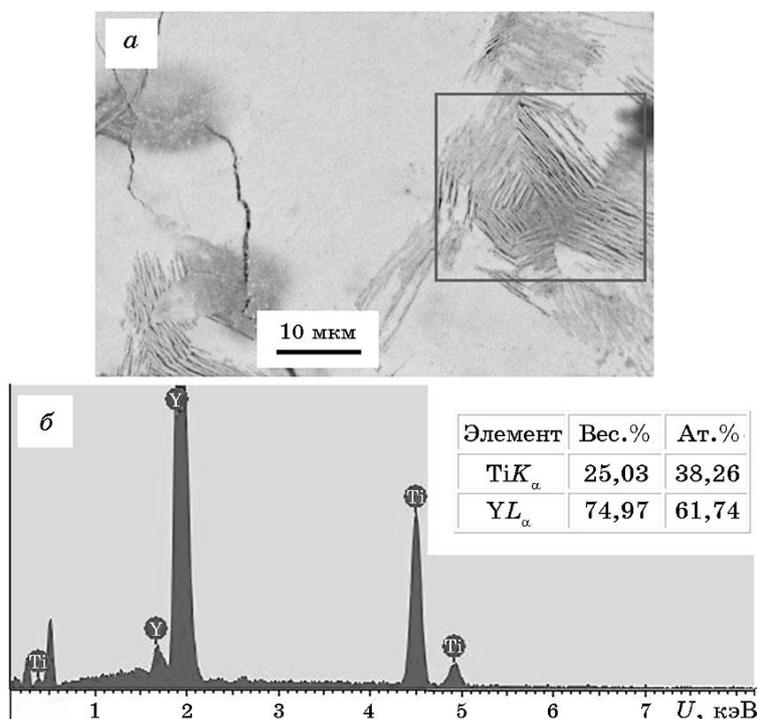


Рис. 24. (а) Структура поверхности титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО. (б) Энергетические спектры выделенных на (а) областей микрорентгеноспектрального анализа. На вставке в табл. представлены количественные результаты микрорентгеноспектрального анализа выделенного участка.³⁰

Результаты микрорентгеноспектрального анализа областей с пластинчатой структурой представлены на рис. 24. Как и следовало ожидать, исходя из соотношения поперечных размеров пластинок иттрия и титана, равном $\approx 1,5$, концентрация атомов иттрия в такой структуре в $\approx 1,6$ раза больше, чем атомов титана (смотри таблицу, представленную на рис. 24).

Таким образом, методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в результате высокоскоростной кристаллизации и последующей закалки системы титан–иттрий, инициированной облучением материала высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, в поверхностном слое образцов титана формируются области с существенно отличающимися концентрациями атомов титана и иттрия: в системе с пластинчатой структурой основным элементом является иттрий (рис. 24), в системе с глобулярной структурой — титан (рис. 23).

Ранее отмечалось, что согласно диаграмме состояния, иттрий и

титан полностью смешиваются в жидком состоянии, а при затвердевании образуют эвтектическую смесь двух ограниченных твёрдых растворов [79].

В работе [96] на основании теоретических расчётов построена диаграмма состояния титан–иттрий, свидетельствующая о кристаллизации расплава с образованием двух эвтектик, не только в области, богатой иттрием, но и в области, обогащённой титаном. Из анализа данной диаграммы следует, что при кристаллизации системы титан–иттрий в равновесных условиях возможно формирование двух эвтектик — при концентрации иттрия ≈ 30 ат. % и при концентрации иттрия 81 ат. %. Концентрация иттрия в островках, как следует из табл. 6, ниже и составляет ≈ 9 ат. %; в областях с пластинчатой структурой концентрация иттрия 62 ат. %, т.е. также ниже эвтектической. Следовательно, в обеих структурах концентрация иттрия ниже значений, указанных на диаграмме равновесия. Последнее может быть обусловлено несколькими факторами: во-первых, сверхвысокими скоростями кристаллизации, реализующимися при облучении материала импульсным электронным пучком; во-вторых, малой толщиной слоя с данным типом структуры и, в-третьих, неточностью в определении концентрации элемента при микрорентгеноспектральном анализе.

Сопоставляя результаты, представленные на рис. 23 и рис. 24, в табл. 6, можно заключить, что островки, обогащённые титаном, являются продуктом эвтектического превращения расплава, обо-

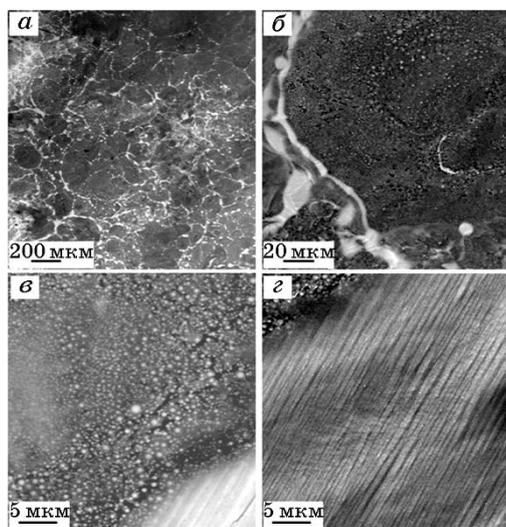


Рис. 25. Структура поверхности сплава титан–иттрий, после ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 60 Дж/см^2 .³¹

гащённого титаном, а области с пластинчатой структурой — являются продуктом эвтектического превращения расплава, обогащённого иттрием.

Увеличение плотности энергии пучка электронов (при прочих неизменных параметрах пучка) приводит к постепенному снижению относительного содержания областей, обогащённых иттрием. Характерная структура, формирующаяся в результате облучения поверхности электровзрывного легирования электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 60 Дж/см^2 , представлена на рис. 25.

Анализируя представленные микрофотографии структуры поверхностного слоя титана, легированного иттрием, можно отметить наличие областей со структурой глобулярной эвтектики (рис. 25, *в*) и областей со структурой пластинчатой эвтектики (рис. 25, *г*). При этом основным типом структуры являются области с глобулярной эвтектикой.

Облучение поверхности образцов титана, подвергнутых электровзрывному легированию иттрием, высокоинтенсивным импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 70 Дж/см^2 привело к формированию в поверхностном слое структуры зёрненного типа с размерами зёрен, изменяющимися в пределах от 8 мкм до 35 мкм (рис. 26, *а*, *б*). Анализ структуры в обратно отражённых электронах не выявил областей с различным типом контраста, что может указывать на отсутствие областей, обогащённых иттрием. В объёме зёрен фиксиру-

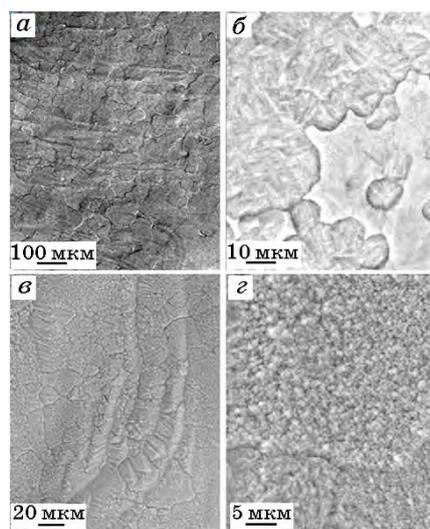


Рис. 26. Структура поверхности титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 70 Дж/см^2 .³²

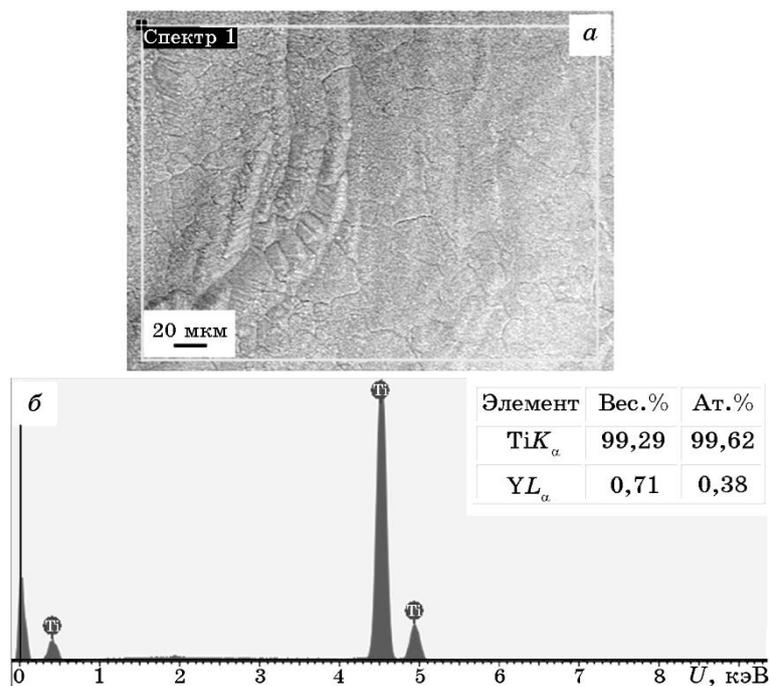


Рис. 27. Структура поверхности титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО с плотностью энергии 70 Дж/см² (а). Энергетические спектры для выделенной на (а) области микрорентгеноспектрального анализа (б). На вставке в таблице представлены количественные результаты микрорентгеноспектрального анализа выделенного участка.³³

ется структура пластинчатого типа (рис. 26, б), либо структура глобулярного типа (рис. 26, г). Размеры глобул изменяются в пределах от 200 нм до 500 нм. Исследование элементного состава, выполненные методами микрорентгеноспектрального анализа, выявили (независимо от типа структуры) незначительную (в пределах ошибки измерения) концентрацию атомов иттрия (рис. 27). Этот факт может свидетельствовать как об испарении поверхностного слоя, легированного иттрием, так и о диффузии иттрия в объём материала.

Таким образом, исследования морфологии структуры и элементного состава поверхностного слоя титана после ЭВЛ выявили насыщение поверхностного слоя атомами иттрия, кислорода и углерода, формирование оксидов и карбидов титана и иттрия. Последующая ЭПО сопровождается диспергированием структуры до нано- и субмикронного состояния, снижением концентрации кислорода и углерода в поверхностном слое. Показано, что высокоскоростная кристаллизация легированного слоя, инициирован-

ная импульсной обработкой электронным пучком, сопровождается формированием двух типов эвтектики. Установлено, что эвтектика, обогащённая титаном, имеет глобулярную форму; эвтектика, обогащённая иттрием, — пластинчатую.

3.5. Анализ структурно-фазового состояния слоя титана, легированного иттрием, методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии

Характерное изображение «поперечной» фольги, полученной методами ионного утонения, приведено на рис. 28. Объектом исследования в просвечивающем электронном микроскопе является тонкий край фольги, указанный на рис. 28 светлыми стрелками.

Характерные изображения структуры поверхностного слоя, полученные на различных расстояниях от поверхности модифицирования, представлены на рис. 29.

Анализируя снимки, представленные на рис. 29, можно заключить, что в результате комбинированной обработки титана, сочетающей ЭВЛ и ЭПО, формируется ярко выраженная многослойная структура. Поверхностный слой толщиной ≈ 500 нм является аморфным. Об этом однозначно свидетельствует характерный вид микроэлектроннограммы, полученной с данного слоя и представленной двумя широкими диффузными дифракционными кольцами (рис. 29, в). Ниже, под слоем с аморфной структурой, располагается слой (толщина слоя 1,0–1,5 мкм), имеющий столбчатое (пластинчатое) строение (рис. 29, а). Под данным слоем выявляется протяжённый слой со структурой дендритной (глобу-

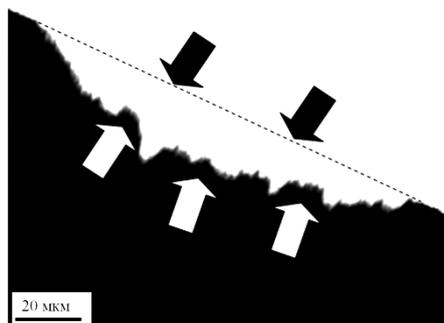


Рис. 28. Изображение «поперечной» фольги, полученной методами ионного утонения. Тёмными стрелками указана поверхность модифицирования, а светлыми — тонкий край фольги, который доступен для исследования структуры методами электронной просвечивающей микроскопии. Поверхностный сплав получен ЭВЛ и ЭПО с плотностью энергии 50 Дж/см².³⁴

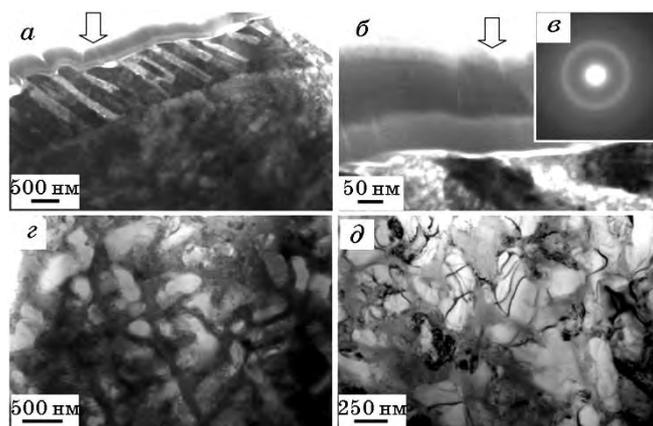


Рис. 29. Структура поверхностного слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке, сочетающей ЭВЛ и ЭПО; *a–e* — структура собственно поверхности модифицирования; *z* — структура слоя, расположенного на расстоянии ≈ 3 мкм от поверхности; *д* — на расстоянии ≈ 25 мкм от поверхности. Стрелкой на (*a*, *б*) указана поверхность обработки.³⁵

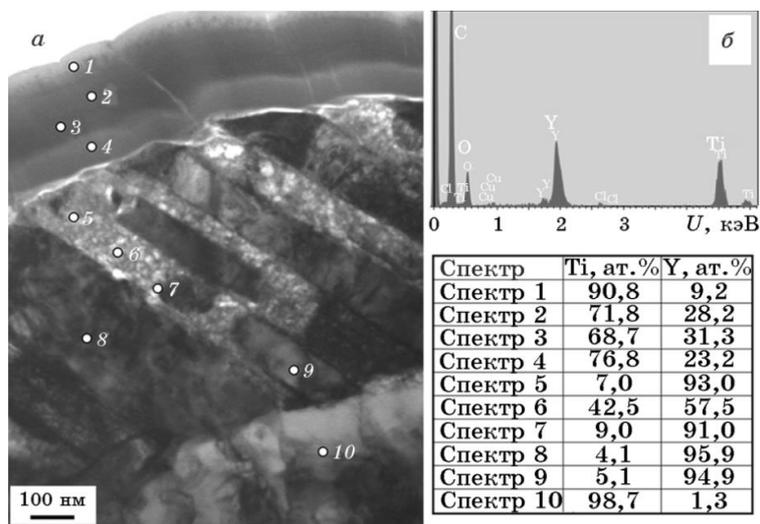


Рис. 30. (*a*) Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке. (*б*) Энергетический спектр участка № 6. В таблице приведено относительное содержание титана и иттрия в областях, указанных на (*a*).³⁶

лярной) кристаллизации (рис. 29, *z*, *д*).

Распределение элементов в поверхностном слое изучали методами микрорентгеноспектрального анализа по точкам (рис. 30) и

путём картирования (рис. 31).

Анализируя результаты, представленные на рис. 30, можно отметить, что поверхностный аморфный слой обогащён титаном, лежащий под ним слой со столбчатой структурой — иттрием, ниже лежащий слой вновь обогащён титаном. Представленные на рис. 31 результаты картирования элементного состава поверхностного слоя хорошо согласуются с результатами элементного анализа по точкам (рис. 30) и позволяют уточнить области распределения элементов. А именно, отчётливо видно, что слой со столбчатой структурой имеет чередующуюся структуру и сформирован столбиками, обогащёнными титаном и столбиками, обогащёнными иттрием, свидетельствуя о фазовом расслоении материала данного слоя. Наряду с титаном (рис. 31, б) и иттрием (рис. 31, в) исследуемый поверхностный слой обогащён кислородом (рис. 31, г) и углеродом (рис. 31, д). При этом распределение атомов кислорода и углерода зависит от распределения атомов титана и иттрия, а именно, атомы кислорода располагаются в областях, обогащённых иттрием, атомы углерода — в областях, обогащённых титаном. Следовательно, можно ожидать образование в данном слое оксидов и карбидов иттрия и титана.

Детальное строение слоя со столбчатой структурой представлено на рис. 32. Отчётливо видно, что столбики, обогащённые титаном, имеют блочную структуру (рис. 32, в), столбики, обогащённые иттрием, блочной структуры не имеют (рис. 32, б).

Блоки разориентированы, о чём свидетельствует различие в

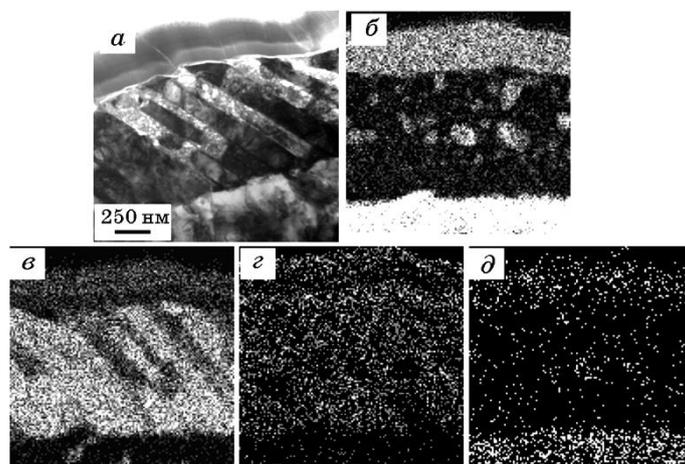


Рис. 31. (а) Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке; (б–д) карты распределения элементов данного слоя, полученные в характеристическом рентгеновском излучении TiK_{α} (б), YL_{α} (в), OK_{α} (г), $СК_{\alpha}$ (д).³⁷

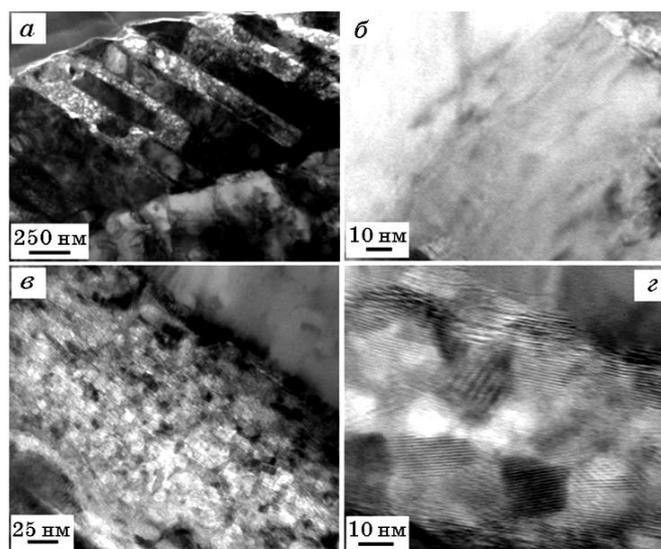


Рис. 32. Электронно-микроскопическое изображение структуры столбчатого слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке: ЭВЛ и ЭПО с плотностью энергии пучка электронов 50 Дж/см^2 .³⁸

контрасте их изображения (рис. 32, *в*); размеры блоков изменяются в пределах от 5 нм до 20 нм (рис. 32, *г*).

Таким образом, комбинированным методом, сочетающим облучение плазмой, формирующейся при электрическом взрыве фольги титана с навеской порошка иттрия, и последующую обработку высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, осуществлено модифицирование поверхностного слоя технически чистого титана. Выявлено обогащение поверхностного слоя атомами иттрия, кислорода и углерода.

Присутствие в системе титан–иттрий атомов кислорода приводит к формированию кластеров состава Ti-Y-O , а именно: Y_2TiO_5 , $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ и Y_2TiO_3 [79].

Методом тёмнопольного анализа с последующим индицированием соответствующих микроэлектроннограмм было показано, что слой, имеющий столбчатое строение (рис. 33, слой *II*), сформирован окислами титана, иттрия и окислами сложного состава на основе титана и иттрия. Пример микродифракционного анализа фазового состава столбчатой структуры сплава представлен на рис. 33. Индицирование микроэлектроннограммы, приведённой на рис. 33, *в*, показало, что блочная структура сформирована окислами иттрия ($\text{YO}_{1.4}$), титана (Ti_7O_{13}) и окислом сложного состава (Y_2TiO_5). На микроэлектроннограммах, полученных со столбчатой структуры, не содержащей блоки, выявляются преимущественно

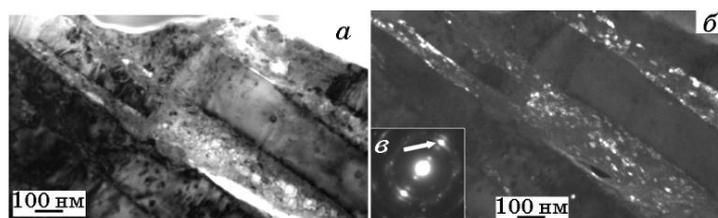


Рис. 33. ПЭМ-изображение структуры столбчатого слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке: *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в близко расположенных рефлексах $[122]\text{Ti}_7\text{O}_{13} + [201]\text{Y}_2\text{TiO}_5$; *в* — микроэлектронграмма. Стрелкой на (*в*) указаны рефлексы, в которых получено тёмное поле (*б*).³⁹

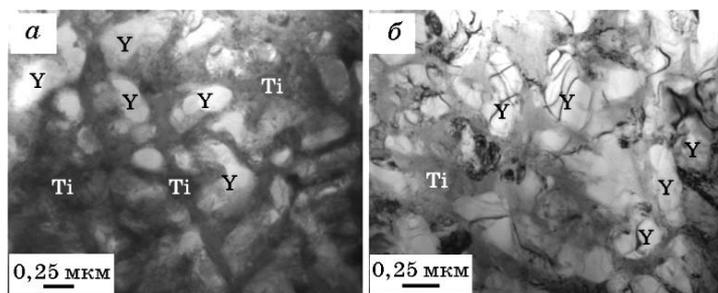


Рис. 34. ПЭМ-изображение структуры поверхностного слоя титана, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО.⁴⁰

рефлексы окислов иттрия.

Как отмечалось выше, слой, расположенный под слоем со столбчатой структурой, имеет дендритное строение, характерное изображение которой приведено на рис. 34. Результаты анализа элементного состава данного подслоя, выявленные при микро-рентгеноспектральных исследованиях, представлены на рис. 35.

Результаты, представленные на данных рисунках, свидетельствуют о том, что включения иттрия имеют преимущественно глобулярную форму, размеры глобул изменяются в пределах от 150 нм до 300 нм. Титан, преимущественно в форме прослоек, разделяет включения иттрия. Размеры прослоек титана изменяются в пределах от 100 нм до 150 нм. Следовательно, приповерхностный слой, анализ которого был осуществлён при исследовании поперечной фольги (слой толщиной ≈ 25 мкм), обогащён иттрием при соотношении (ат.%) $\text{Ti}:\text{Y} \approx 3:1$. Данные выводы подтверждаются как результатами анализа морфологии структуры модифицированного слоя (рис. 34), так и результатами микро-рентгеноспектрального анализа (рис. 35).

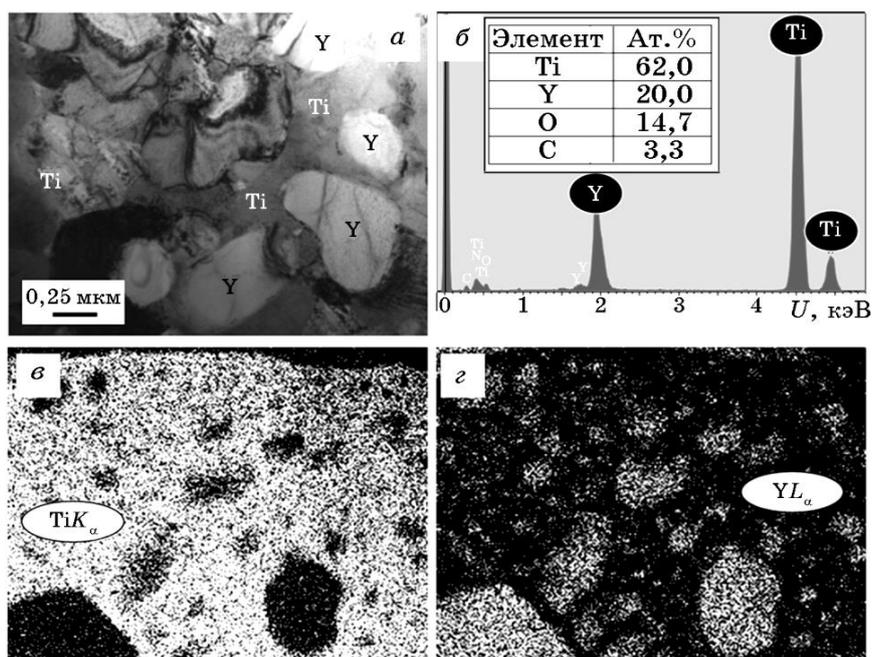


Рис. 35. (а) ПЭМ-изображение структуры поверхностного слоя сплава Ti–Y; (б) энергетический спектр, полученный с поверхностного слоя; (в, г) карты распределения элементов, полученные в TiK_{α} - (в) и YL_{α} - (г) излучении.⁴¹

7. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, комбинированным методом, сочетающим облучение плазмой, формирующейся при электрическом взрыве фольги титана с навеской порошка иттрия, и последующую обработку высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, осуществлено модифицирование поверхностного слоя технически чистого титана [97–100].

Выявлено формирование многослойной многофазной субмикроростальной и/или нанокристаллической структуры, характеризующейся расслоением материала по титану и иттрию. Установлено, что модифицирование титана иттрием сопровождается насыщением поверхностного слоя кислородом и углеродом с последующим образованием карбидных и оксидных фаз титана и иттрия. В совокупности выявленные процессы приводят к формированию металлокерамического поверхностного слоя и способствуют многократному снижению коэффициента трения (более чем в 7 раз) и скорости изнашивания (более чем в 3 раза). Микротвёрдость модифицированного материала увеличивается более

чем в 3 раза при толщине упрочнённого слоя ≈ 60 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских учёных, — кандидатов наук (МК-4166.2015.2) и докторов наук (МД-2920.2015.8), — РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи-м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев, А. Н. Кокора, *Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов* (Москва: Машиностроение: 1985).
2. П. А. Леонтьев, Н. Т. Чеканова, М. Г. Хан, *Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1986).
3. В. С. Коваленко, А. Д. Верхотуров, Л. Ф. Головкин, И. А. Подчерняева, *Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов* (Москва: Наука: 1986).
4. Р. В. Арутюнян, В. Ю. Баранов, Л. А. Большов, Д. Д. Малюта, В. С. Межевов, В. Д. Письменный, *Воздействие лазерного излучения на материалы* (Москва: Наука: 1989).
5. В. А. Грибков, Ф. И. Григорьев, Б. А. Калинин, В. Л. Якушин, *Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов* (Москва: Круглый год: 2001).
6. Ю. М. Тюрин, М. Л. Жадкевич, *Плазменные упрочняющие технологии* (Киев: Наукова думка: 2008).
7. А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин, *Успехи физ. наук*, **175**, № 5: 515 (2005).
8. А. А. Шипко, И. Л. Поболь, И. Г. Урбан, *Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева* (Минск: Навука і тэхніка: 1995).
9. В. П. Симаков, Е. А. Будовских, Н. Н. Назарова, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 12: 60 (2000).
10. Е. А. Будовских, П. С. Носарев, *Материаловедение*, № 3: 50 (2001).
11. Е. А. Будовских, Л. В. Манжос, Е. В. Мартусевич, И. С. Астахова, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 6: 38 (2003).
12. Е. А. Будовских, Е. В. Мартусевич, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 6: 37 (2004).
13. Е. В. Мартусевич, Е. А. Будовских, В. К. Каратеев, В. Е. Громов, *Заготов. пр-ва в машиностроении*, № 1: 46 (2005).
14. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Физ. мезомеханика*, **8**, № 4: 89 (2005).
15. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, В. Ф. Горюшкин, *Заготов. пр-ва в машиностроении*, № 9: 46 (2005).
16. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 9: 67 (2005).
17. В. К. Каратеев, А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, *Изв. ВУЗов. Чёрная*

- металлургия*, № 8: 34 (2005).
18. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Физика*, 48, № 9: 36 (2005).
 19. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Вопросы материаловедения*, 43, № 3: 32 (2005).
 20. Е. А. Будовских, А. Я. Багаутдинов, Е. В. Мартусевич, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Деформация и разрушение материалов*, № 11: 28 (2005).
 21. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. К. Каратеев, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Физика и химия обраб. материалов*, № 2: 50 (2006).
 22. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 12: 22 (2005).
 23. Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, А. Я. Багаутдинов, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Деформация и разрушение материалов*, № 3: 37 (2006).
 24. О. А. Цвиркун, А. Я. Багаутдинов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 6: 28 (2006).
 25. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Физ. мезомеханика*, 9, № 4: 49 (2006).
 26. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 8: 55 (2006).
 27. О. А. Цвиркун, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Физ. мезомеханика*, 9, № 5: 91 (2006).
 28. О. А. Цвиркун, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Материаловедение*, № 11: 30 (2006).
 29. О. А. Цвиркун, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Заготов. пр-ва в машиностроении*, № 11: 37 (2006).
 30. О. А. Цвиркун, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 2: 46 (2007).
 31. О. А. Цвиркун, А. Я. Багаутдинов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Физика*, 50, № 3: 3 (2007).
 32. А. Я. Багаутдинов, О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, *Металлург*, № 3: 52 (2007).
 33. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, А. Я. Багаутдинов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 6: 40 (2007).
 34. Е. А. Будовских, П. В. Уваркин, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёр. металлургия*, № 3: 50 (2008).
 35. Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, А. Я. Багаутдинов, А. В. Вострецова, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Физика*, 51, № 5: 71 (2008).
 36. Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, Гуои Танг, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 6: 46 (2008).
 37. Е. В. Мартусевич, Е. А. Будовских, В. Ф. Горюшкин, *Вестник ТГУ. Серия: Естественные и технические науки*, 8, № 4: 714 (2003).
 38. Е. А. Будовских, В. Ф. Горюшкин, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, А. Я. Багаутдинов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, № 1: 95 (2005).
 39. Е. А. Будовских, А. Я. Багаутдинов, О. А. Цвиркун, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, 2, № 4: 80 (2005).
 40. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Вестник*

- горно-металлургической секции РАЕН, вып. 16: 154 (2006).
41. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, О. А. Цвиркун, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Вестник горно-металлургической секции РАЕН*, вып. 8: 143 (2006).
 42. О. А. Цвиркун, А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Фундаментальные проблемы новых технологий: Материалы 3-й Всерос. конф. молодых учёных в рамках Рос. науч. форума с международным участием «Демидовские чтения»* (Томск: 2006), с. 131.
 43. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, № 3: 17 (2006).
 44. Е. А. Будовских, *Вестник РАЕН*, 6, № 3: 77 (2006).
 45. Е. А. Будовских, О. А. Цвиркун, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Физика*, 9, № 8: 367 (2006).
 46. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, В. А. Петрунин, В. Я. Целлермаер, В. Е. Громов, *Вестник МГТУ им. Г. И. Носова*, № 4: 83 (2006).
 47. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, В. В. Руднева, В. Ф. Горюшкин, В. Е. Громов, *Журнал функциональных материалов*, 1, № 3: 117 (2007).
 48. О. А. Цвиркун, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Особенности структуры и свойств перспективных материалов* (Томск: НТЛ: 2006).
 49. Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Структура и свойства перспективных металлических материалов* (Томск: НТЛ: 2007).
 50. Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Эволюция структуры и свойства металлических материалов* (Томск: НТЛ: 2007).
 51. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Контроль. Диагностика. Ресурс: Сб. науч. тр.* (Кемерово: КемГТУ: 2007), с. 155.
 52. А. В. Вострецова, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, № 3: 46 (2008).
 53. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов* (Новокузнецк: СибГИУ: 2007).
 54. Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов, *Изв. ВУЗов. Физика*, 51, № 5: 71 (2008).
 55. V. N. Devyatkov, N. N. Koval, P. M. Schanin, V. P. Grigoryev, and T. V. Koval, *Laser Part. Beams*, 21, No. 2: 243 (2003).
 56. Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, *Структура и свойства перспективных металлических материалов* (Томск: НТЛ: 2007).
 57. Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Колубаева, С. Ю. Филимонов, А. В. Вострецова, Е. А. Будовских, *Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия*, № 12: 43 (2008).
 58. Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, С. Ю. Филимонов, А. В. Вострецова, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Упрочняющие технологии и покрытия*, № 2: 41 (2009).
 59. А. В. Вострецова, Е. С. Ващук, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Материаловедение и термическая обработка металлов: Сб. науч. тр.* (Магнитогорск: ГОУ ВПО МГТУ: 2009), с. 209.
 60. А. В. Вострецова, Е. С. Ващук, С. В. Карпий, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Материаловедение, технологии и экология в 3-м тысячелетии: Материалы IV Всерос. конф. молодых учёных* (Томск: Изд. Ин-та оптики атмосферы СО РАН: 2009), с. 78.
 61. Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Колубаева, С. Ю. Филимонов, А. В. Вострецова, Е. А. Будовских, *Изв. ВУЗов. Чёрн. металлургия*, № 10: 42 (2009).

62. Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, С. Ю. Филимонов, А. Д. Тересов, Ю. А. Колубаева, Е. А. Будовских, А. В. Вострецова, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Физика*, № 11/2: 161 (2009).
63. Ю. Ф. Иванов, С. Ю. Филимонов, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, Н. Н. Коваль, А. В. Вострецова, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, 6, № 2: 119 (2009).
64. Ю. Ф. Иванов, С. В. Карпий, Н. Н. Коваль, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, В. Е. Громов, Е. А. Будовских, *Деформация и разрушение материалов*, № 9: 39 (2009).
65. Е. С. Ващук, А. В. Вострецова, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Структурно-фазовые состояния перспективных металлических металлов* (Новокузнецк: Изд-во НПК: 2009).
66. Е. А. Будовских, С. В. Карпий, Г. Танг, С. В. Воробьёв, А. П. Семин, В. Я. Целлермаер, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, *Вестник ЗСО РАЕН*, № 11 (2009).
67. С. В. Карпий, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, *Фунд. пробл. современного материаловедения*, № 1: 46 (2009).
68. С. В. Карпий, Е. С. Ващук, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, *Вестник горно-металлургической секции РАЕН*, вып. 24: 171 (2009).
69. С. В. Карпий, М. М. Морозов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, В. Е. Громов, *Материаловедение*, № 10: 61 (2010).
70. С. В. Карпий, Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, Е. А. Будовских, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, В. Е. Громов, *Физика и химия обработки материалов*, № 4: 51 (2010).
71. С. В. Карпий, М. М. Морозов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Успехи физики металлов*, 11, № 3: 273 (2010).
72. С. В. Карпий, М. М. Морозов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, В. Е. Громов, *Перспективные материалы*, № 1: 82 (2011).
73. С. В. Карпий, М. М. Морозов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Изв. ВУЗов. Чёрн. металлургия*, № 8: 64 (2010).
74. Ю. Ф. Иванов, С. Ю. Филимонов, А. Д. Тересов, Ю. А. Колубаева, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Изв. ТПУ*, 318, № 2: 101 (2011).
75. Ю. Ф. Иванов, С. Ю. Филимонов, Ю. А. Колубаева, А. Д. Тересов, В. Е. Громов, Е. А. Будовских, *Изв. ТПУ*, 318, № 2: 106 (2011).
76. Е. С. Ващук, Д. А. Романов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, *Изв. ВУЗов. Чёрн. металлургия*, № 6: 25 (2011).
77. Ю. Ф. Иванов, С. В. Карпий, М. М. Морозов, *Структура, фазовый состав и свойства титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки* (Новокузнецк: НПК: 2010).
78. В. Е. Громов, *Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2011).
79. А. Е. Вол, И. К. Коган, *Строение и свойства двойных металлических систем* (Москва: Наука: 1976).
80. Б. И. Шаповал, В. М. Ажажа, В. М. Аржавитин, И. Б. Доля, В. Я. Свердлов, М. А. Тихоновский, В. Г. Яровой, *ВАНТ. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, № 1: 133 (2002).

81. М. А. Тихоновский, *ВАНТ. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, № 6: 115 (2004).
82. М. А. Тихоновский, В. Т. Петренко, В. С. Безродный, *Механизм повреждаемости и прочность гетерогенных материалов* (Ленинград: 1985).
83. Дж. Поут, Г. Фоти, Д. Джекобсона, *Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками* (Москва: Машиностроение: 1987).
84. M. Klimiankou, R. Lindau, and A. Möslang, *Micron*, **36**, No. 1: 1 (2005).
85. И. В. Крагельский, *Трение и износ* (Москва: Машиностроение: 1968).
86. М. М. Хрущев, М. А. Бабичев, *Абразивное изнашивание* (Москва: Наука: 1970).
87. М. М. Тененбаум, *Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании* (Москва: Машиностроение: 1966).
88. J. Qu, P. J. Blau, T. R. Watkins, O. B. Cavin, and N. S. Kulkarni, *Wear*, **258**, No. 9: 1348 (2005).
89. В. И. Мощенок, Н. А. Лалазарова, О. Н. Тимченко, *Сверхтвёрдые материалы*, № 6: 16 (2004).
90. Л. М. Мурзин, С. А. Чубов, В. В. Огородников, *Вісник СевНТУ: зб. наук. пр., серія: Машиноприладобудування та транспорт*, № 111: 113 (2010).
91. Ю. И. Головин, *Физ. твёрдого тела*, **50**, № 12: 2113 (2008).
92. J. R. Greer and W. D. Nix, *Phys. Rev B*, **73**, No. 24: 245410 (2006).
93. J. R. Greer, W. D. Nix, G. Feug, and E. T. Lilleoden, *Thin Solid Films*, **515**, No. 6: 3152 (2007).
94. *Физические величины* (Ред. И. С. Григорьев, Е. З. Мейлихов) (Москва: Энергоатомиздат: 1991).
95. С. В. Райков, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Физическая природа упрочнения поверхностных слоев титановых сплавов при электровзрывном легировании и электро-пучковой обработке* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2014).
96. Wei-ping Gong, Teng-fei Chen, Da-jian Li, and Yong Liu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, No. 19: 199 (2009).
97. S. V. Raikov, K. V. Sosnin, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Russ. Phys. J.*, **57**, No. 2: 252 (2014).
98. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. D. Teresov, O. V. Ivanova, S. V. Raikov, K. V. Sosnin, O. A. Semina, and K. V. Alsaraeva, *Adv. Mater. Res.*, **1013**: 229 (2014).
99. К. В. Соснин, Ю. Ф. Иванов, А. М. Глезер, В. Е. Громов, С. В. Райков, Е. А. Будовских, *Изв. РАН. Серия физическая*, **78**, № 11: 1454 (2014).
100. К. В. Соснин, S. V. Raikov, E. S. Vaschuk, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *AIP Conference Proceedings*, **1623**: 603 (2014).

REFERENCES

1. N. N. Rykalin, A. A. Uglov, I. V. Zuev, and A. N. Cocora, *Lazernaya i Elektronno-luchevaya Obrabotka Materialov* [Laser and Electron Beam Treatment of Materials] (Moscow: Mashinostroenie: 1985) (in Russian).

2. P. A. Leont'ev, N. T. Chekanova, and M. G. Khan, *Lazernaya Poverkhnostnaya Obrabotka Metallov i Splavov* [Laser Surface Treatment of Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgy: 1986) (in Russian).
3. C. S. Kovalenko, A. D. Verkhoturov, L. F. Golovko, and I. A. Podchernyaeva, *Lazernoe i Elektroerozionnoe Uprochnenie Materialov* [Laser and Electrodischarge Hardening of Materials] (Moscow: Nauka: 1986) (in Russian).
4. R. V. Arutyunyan, B. Yu. Baranov, L. A. Bol'shov, D. D. Mal'yuta, V. S. Mezhevov, and V. D. Pis'menny, *Vozdeystvie Lazernogo Izlucheniya na Materialy* [The Influence of Laser Radiation on Materials] (Moscow: Nauka: 1989) (in Russian).
5. V. A. Gribkov, F. I. Grigor'ev, B. A. Calin, and V. L. Yakushin, *Perspektivnye Radiatsionno-Puchkovye Tekhnologii Obrabotki Materialov* [Promising Radiation Beam Technologies of Material Treatment] (Moscow: Kruglyy God: 2001) (in Russian).
6. Yu. M. Tyurin and M. L. Zhadkevich, *Plazmennye Uprochnyayushchie Tekhnologii* [Plasma Hardening Technologies] (Kiev: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).
7. A. D. Pogrebnyak and Yu. N. Tyurin, *Uspekhi Fiz. Nauk*, **175**, No. 5: 515 (2005) (in Russian).
8. A. A. Shypko, I. L. Pobol, and I. G. Urban, *Uprochnenie Staley i Splavov s Ispolzovaniem Elektronno-luchevogo Nagreva* [Hardening of Steels and Alloys Using Electron-Beam Heating] (Minsk: Nauka i Tekhnika: 1995) (in Russian).
9. B. P. Simakov, E. A. Budovskikh, and N. N. Nazarov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 60 (2000) (in Russian).
10. E. A. Budovskikh and P. S. Nosarev, *Materialovedenie*, No. 3: 50 (2001) (in Russian).
11. E. A. Budovskikh, L. V. Manzhos, E. V. Martusevich, and I. S. Astakhova, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 38 (2003) (in Russian).
12. E. A. Budovskikh and E. V. Martusevich, *Izv. VUZov. Chern. Metallurgiya*, No. 6: 37 (2004) (in Russian).
13. E. V. Martusevich, E. A. Budovskikh, V. K. Karateev, and V. E. Gromov, *Zagotov. Pr-va v Mashinostroeni*, No. 1: 46 (2005) (in Russian).
14. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Fiz. Mezomekhanika*, **8**, No. 4: 89 (2005) (in Russian).
15. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, and V. F. Goryushkin, *Zagotov. Pr-va v Mashinostroenii*, No. 9: 46 (2005) (in Russian).
16. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, and Yu. F. Ivanov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 9: 67 (2005) (in Russian).
17. V. K. Karataev, A. Ya. Bagautdinov, and E. A. Budovskikh, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 8: 34 (2005) (in Russian).
18. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, and Yu. F. Ivanov, *Izv. VUZov. Fizika*, **48**, No. 9: 36 (2005) (in Russian).
19. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, E. V. Martusevich and V. E. Gromov, *Voprosy Materialovedeniya*, **43**, No. 3: 32 (2005) (in Russian).
20. E. A. Budovskikh, A. Ya. Bagautdinov, E. V. Martusevich, and Yu. F. Ivanov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 11: 28 (2005) (in Russian).
21. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, V. K. Karateev, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Fizika i Khimiya Obrab. Materialov*,

- No. 2: 50 (2006) (in Russian).
22. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 22 (2005) (in Russian).
 23. E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, A. Ya. Bagautdinov, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 3: 37 (2006) (in Russian).
 24. O. A. Tsvirkun, A. Ya. Bagautdinov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 28 (2006) (in Russian).
 25. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Fiz. Mezomekhanika*, **9**, No. 4: 49 (2006) (in Russian).
 26. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 8: 55 (2006) (in Russian).
 27. O. A. Tsvirkun, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Fiz. Mezomekhanika*, **9**, No. 5: 91 (2006) (in Russian).
 28. O. A. Tsvirkun, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Materialovedenie*, No. 11: 30 (2006) (in Russian).
 29. O. A. Tsvirkun, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Zagotov. Pr-va v Mashinostroenii*, No. 11: 37 (2006) (in Russian).
 30. O. A. Tsvirkun, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 46 (2007) (in Russian).
 31. O. A. Tsvirkun, A. Ya. Bagautdinov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Fizika*, **50**, No. 3: 3 (2007) (in Russian).
 32. A. Ya. Bagautdinov, O. A. Tsvirkun, and E. A. Budovskikh, *Metallurg*, No. 3: 52 (2007) (in Russian).
 33. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, and A. Ya. Bagautdinov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 40 (2007) (in Russian).
 34. E. A. Budovskikh, P. V. Uvarkin, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 3: 50 (2008) (in Russian).
 35. E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, A. Ya. Bagautdinov, A. V. Vostretsova, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Fizika*, **51**, No. 5: 71 (2008) (in Russian).
 36. E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, Guo Tang, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 46 (2008) (in Russian).
 37. E. V. Martusevich, E. A. Budovskikh, and V. F. Goryushkin, *Vestnik TGU. Seriya: Estestvennyye i Tekhnicheskie Nauki*, **8**, No. 4: 714 (2003) (in Russian).
 38. E. A. Budovskikh, V. F. Goryushkin, E. V. Martusevich, V. E. Gromov, and A. Ya. Bagautdinov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, No. 1: 95 (2005) (in Russian).
 39. E. A. Budovskikh, A. Ya. Bagautdinov, O. A. Tsvirkun, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, **2**, No. 4: 80 (2005) (in Russian).
 40. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Vestnik Gorno-Metallurgicheskoy Sektsii RAEN*, Iss. 16: 154 (2006) (in Russian).
 41. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, O. A. Tsvirkun, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Vestnik Gorno-Metallurgicheskoy Sektsii RAEN*, Iss. 8: 143 (2006) (in Russian).
 42. O. A. Tsvirkun, A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Fundamental'nye problemy Novikh Tekhnologiy: Vseros. Konf. Molodykh Uchenykh v Ramkakh Ros. Nauch. Forumy s Mezhdunar.*

- Uchastiem 'Demidovskie Chteniya'* (Tomsk: 2006), p. 131 (in Russian).
43. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, No. 3: 17 (2006) (in Russian).
 44. E. A. Budovskikh, *Vestnik RAEN*, No. 3: 77 (2006) (in Russian).
 45. E. A. Budovskikh, O. A. Tsvirkun, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Fizika*, 9, No. 8:367 (2006) (in Russian).
 46. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, V. A. Petrunin, V. Ya. Tsellermaer, and V. E. Gromov, *Vestnik MGTU im. G. I. Nosova*, No. 4: 83 (2006) (in Russian).
 47. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, V. A. Rudneva, V. F. Goryushkin, and V. E. Gromov, *Zhurnal Funktsionalnykh Materialov*, 1, No. 3: 117 (2007) (in Russian).
 48. O. A. Tsvirkun, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Osobennosti Struktury i Svoystv Perspektivnykh Materialov* [Peculiarities of Structure and Properties of Advanced Materials] (Tomsk: NTL: 2006) (in Russian).
 49. E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Struktura i Svoystva Perspektivnykh Metallicheskiykh Materialov* [Structure and Properties of Advanced Metallic Materials] (Tomsk: NTL: 2007) (in Russian).
 50. E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Evolutsiya Struktury i Svoystva Metallicheskiykh Materialov* [Evolution of Structure and Properties of Metallic Materials] (Tomsk: NTL: 2007) (in Russian).
 51. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, 'Kontrol. Diagnostika. Resurs' [Control. Diagnostics. Resource], *Sbornik Nauchnykh Trudov* (Kemerovo: KemGTU: 2007) (in Russian).
 52. A. V. Vostretsova, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, No. 3: 46 (2008).
 53. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Fizicheskie Osnovy Elektrovzryvnogo Legirovaniya Metallov i Splavov* [Physical Basis of Electroexplosive Alloying of Metals and Alloys] (Novokuznetsk: SibGIU: 2007) (in Russian).
 54. N. N. Koval and Yu. F. Ivanov, *Izv. VUZov. Fizika*, 51, No. 5: 71 (2008) (in Russian).
 55. V. N. Devyatkov, N. N. Koval, P. M. Schanin, V. P. Grigoryev, and T. V. Koval, *Laser Part. Beams*, 21, No. 2: 243 (2003).
 56. Yu. F. Ivanov and N. N. Koval, *Struktura i Svoystva Perspektivnykh Metallicheskiykh Materialov* [Structure and Properties of Promising Metallic Materials] (Tomsk: NTL: 2007) (in Russian).
 57. Yu. F. Ivanov, Yu. A. Kolubaeva, S. Yu. Filimonov, A. V. Vostretsova, and E. A. Budovskikh, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 43 (2008) (in Russian).
 58. Yu. F. Ivanov, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, S. Yu. Filimonov, A. V. Vostretsova, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Uprochnyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya* [Strengthening Technologies and Coatings], No. 2: 41 (2009) (in Russian).
 59. A. V. Vostretsova, E. S. Vashchuk, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Materialovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov: Sbornik Nauchnykh Trudov* (Magnitogorsk: GOU VPO MGTU: 2009) (in Russian).
 60. A. V. Vostretsova, E. S. Vashchuk, S. V. Karpiy, E. A. Budovskikh,

- Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Materialovedenie, Tekhnologii i Ekologiya v 3-m Tysyacheletii: Materialy IV Vseros. Konf. Molodykh Uchenykh* [Materials Science, Technology and Ecology in the 3rd Millennium] (Tomsk: Publishing House of Institute of Atmospheric Optics SB RAS: 2009), p. 78 (in Russian).
61. Yu. F. Ivanov, Yu. A. Kolubaeva, S. Yu. Filimonov, A. V. Vostretsova, and E. A. Budovskikh, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 10: 42 (2009) (in Russian).
 62. Yu. F. Ivanov, N. N. Koval, S. Yu. Filimonov, A. D. Teresov, Yu. A. Kolubaeva, and E. A. Budovskikh, A. V. Vostretsova, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Fizika*, No. 11/2: 161 (2009) (in Russian).
 63. Yu. F. Ivanov, S. Yu. Filimonov, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, N. N. Koval, A. V. Vosrtetsova, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, 6, No. 2: 119 (2009) (in Russian).
 64. Yu. F. Ivanov, S. V. Karpiy, N. N. Koval, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, V. E. Gromov, and E. A. Budovskikh, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 9: 39 (2009) (in Russian).
 65. E. S. Vashchuk, A. V. Vostretsova, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Strukturno-Fazovye Sostoyaniya Perspektivnykh Metallicheskikh Metallov* [Structural-Phase States of the Promising Metallic Metals] (Novokuznetsk: Publishing house NPK: 2009) (in Russian).
 66. E. A. Budovskikh, S. V. Karpiy, G. Tang, S. V. Vorobyov, A. P. Semin, V. Ya. Tselermayer, S. V. Konovalov, and V. E. Gromov, *Vestnik ZSO RAEN*, No. 11: (2009) (in Russian).
 67. S. V. Karpiy, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and S. V. Konovalov, *Fund. Probl. Sovremennogo Materialovedeniya*, No. 1: 46 (2009) (in Russian).
 68. S. V. Karpiy, E. S. Vashchuk, E. A. Budovskikh, and Yu. F. Ivanov, *Vestnik Gorno-Metallurgicheskoy Sektsii RAEN*, Iss. 24: 171 (2009) (in Russian).
 69. S. V. Karpiy, M. M. Morozov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, and V. E. Gromov, *Materialovedenie*, No. 10: 61 (2010) (in Russian).
 70. S. V. Karpiy, Yu. F. Ivanov, N. N. Koval', E. A. Budovskikh, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, and V. E. Gromov, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 51 (2010) (in Russian).
 71. S. V. Karpiy, M. M. Morozov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Uspehi Fiziki Metallov*, 11, No. 3: 273 (2010) (in Russian).
 72. S. V. Karpiy, M. M. Morozov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, and V. E. Gromov, *Perspektivnye Materialy*, No. 1: 82 (2011) (in Russian).
 73. S. V. Karpiy, M. M. Morozov, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 8: 64 (2010) (in Russian).
 74. Yu. F. Ivanov, S. Yu. Filimonov, A. D. Teresov, Yu. A. Kolubaeva, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Izv. TPU*, 318, No. 2: 101 (2011) (in Russian).
 75. Yu. F. Ivanov, S. Yu. Filimonov, Yu. A. Kolubaeva, A. D. Teresov, V. E. Gromov, and E. A. Budovskikh, *Izv. TPU*, 318, No. 2: 106 (2011) (in Russian).

76. E. S. Vashchuk, D. A. Romanov, E. A. Budovskikh, and Yu. F. Ivanov, *Izv. VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 25 (2011) (in Russian).
77. Yu. F. Ivanov, S. V. Karpiy, and M. M. Morozov, *Struktura, Fazovyi Sostav i Svoystva Titana Posle Elektrovzryvnogo Legirovaniya i Elektronno-Puchkovoy Obrabotki* [Structure, Phase Composition and Properties of Titanium after Electroexplosive Alloying and Electron-Beam Processing] (Novokuznetsk: Publishing House NPK: 2010) (in Russian).
78. V. E. Gromov, *Formirovanie Strukturno-Fazovykh Sostoyaniy Metallov i Splavov pri Elektrovzryvnom Legirovanii i Elektronno-Puchkovoy Obrabotke* [Formation of Structural-Phase States of the Metals and Alloys at Electroexplosive Alloying and Electron-Beam Processing] (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2011) (in Russian).
79. A. E. Vol and I. K. Kogan, *Stroenie i Svoystva Dvoynykh Metallicheskiykh Sistem* [Structure and Properties of Binary Metal Systems] (Moscow: Nauka: 1976) (in Russian).
80. B. I. Shapoval, V. M. Azhazha, V. M. Arzhavitin, I. B. Dolya, V. Ya. Sverdlov, M. A. Tikhonovsky, and V. G. Yarovoy, *VANT. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki*, No. 1: 133 (2002) (in Russian).
81. M. A. Tikhonovsky, *VANT. Seriya: Vakuum, Chistye Materialy, Sverkhprovodniki*, No. 6: 115 (2004) (in Russian).
82. M. A. Tikhonovsky, V. T. Petrenko, and V. S. Bezrodny, *Mekhanizm Povrezhdaemosti i Prochnost' Geterogennykh Materialov* [Mechanism of Damageability and Strength of Heterogeneous Materials] (Leningrad: 1985) (in Russian).
83. J. Pot, G. Foti, and D. Jacobson, *Modifitsirovanie i Legirovanie Poverkhnosti Lazernymi, Ionnyimi i Elektronnyimi Puchkami* [Modification and Surface Alloying by Laser, Ion, and Electron Beams] (Moscow: Mashinostroenie: 1987) (Russian translation).
84. M. Klimiankou, R. Lindau, and A. Möslang, *Micron*, **36**, No. 1: 1 (2005).
85. I. V. Kragelsky, *Trenie i Iznos* [Friction and Wear] (Moscow: Mashinostroenie: 1968) (in Russian).
86. M. M. Khrushchev and M. A. Babichev, *Abrazivnoe Iznashivanie* [Abrasive Wear] (Moscow: Nauka: 1970) (in Russian).
87. M. M. Tenenbaum, *Iznosostoykost' Konstruktsionnykh Materialov i Detaley Mashin pri Abrazivnom Iznashivanii* [Wear Resistance of Structural Materials and Machine Components During Abrasive Wear] (Moscow: Mashinostroenie: 1966) (Russian translation).
88. J. Qu, P. J. Blau, T. R. Watkins, O. B. Cavin, and N. S. Kulkarni, *Wear*, **258**, No. 9: 1348 (2005).
89. V. I. Moschenok, N. A. Lalazarova, and O. N. Timchenko, *Sverkhkhtverdye Materialy*, No. 6: 16 (2004) (in Russian).
90. L. M. Murzin, S. A. Chubov, and V. V. Ogorodnikov, *Visnyk SevNTU: Zb. Nauk. Prats', Seriya: Mashynopryladobuduvannya ta Transport*, No. 111: 113 (2010) (in Russian).
91. Yu. I. Golovin, *Fiz. Tverdogo Tela*, **50**, No. 12: 2113 (2008) (in Russian).
92. J. R. Greer and W. D. Nix, *Phys. Rev B*, **73**, No. 24: 245410 (2006).
93. J. R. Greer, W. D. Nix, G. Feug, and E. T. Lilleoden, *Thin Solid Films*, **515**, No. 6: 3152 (2007).
94. *Fizicheskie Velichiny* [Physical Quantities] (Eds. I. S. Grigor'ev and

- E. Z. Meilikhov) (Moscow: Energoatomizdat: 1991) (in Russian).
95. S. V. Raikov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Fizicheskaya Priroda Uprochneniya Poverkhnostnykh Sloev Titanovykh Splavov pri Elektrovzryvnom Legirovanii i Elektro-Puchkovoy Obrabotke* [Physical Nature of Hardening of Surface Layers in Titanic Alloys with Electroexplosive Alloying and Electro-Beam Processing] (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2014) (in Russian).
 96. Wei-ping Gong, Teng-fei Chen, Da-jian Li, and Yong Liu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, No. 19: 199 (2009).
 97. S. V. Raikov, K. V. Sosnin, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Russ. Phys. J.*, **57**, No. 2: 252 (2014).
 98. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. D. Teresov, O. V. Ivanova, S. V. Raikov, K. V. Sosnin, O. A. Semina, and K. V. Alsaraeva, *Adv. Mater. Res.*, **1013**: 229 (2014).
 99. K. V. Sosnin, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, V. E. Gromov, S. V. Raikov, and E. A. Budovskikh, *Izv. RAN. Seriya Fizicheskaya*, **78**, No. 11: 1454 (2014) (in Russian).
 100. K. V. Sosnin, S. V. Raikov, E. S. Vaschuk, Yu. F. Ivanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *AIP Conference Proceedings*, **1623**: 603 (2014).

*Siberian State Industrial University,

42, Kirov Str.,

654007 Novokuznetsk, Russian Federation

**National Research Tomsk Polytechnic University,

2/3, Akademicheskiiy Avenue,

634055 Tomsk, Russia

***Institute of High Current Electronics, S.B. R.A.S.,

2/3, Akademicheskiiy Avenue,

634055 Tomsk, Russia

- ¹ Fig. 1. Dependence of wear rate V (curve 1) and friction coefficient μ (curve 2) of titanium surface layer, subjected to electroexplosive alloying with yttrium and subjected irradiation by intensive electron beam, on the energy density of electron beam.
- ² Fig. 2. Change of friction coefficient versus friction track length for titanium surface layer subjected to electroexplosive alloying with yttrium and subsequent irradiation by intensive pulsed electron beam at 70 J/cm² (a) and 20 J/cm² (b) energy density of electron beam.
- ³ Fig. 3. Friction track formed on the titanium surface of the initial state (a, c) and titanium subjected to electroexplosive alloying with yttrium and subsequent treatment by intensive electron beam (50 J/cm², 150 mcs, 3 pulses) (b, d). Number of turns of indenter ball for titanium in the initial state—10³, while for modified titanium—10⁴; a, b—optical microscopy; c, d—scanning electron microscopy.
- ⁴ Fig. 5. Electron-microscopic image (a) of friction track on titanium surface subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron beam treatment (50 J/cm², 150 μ s, 3 pulses); in (b) energy spectra obtained from region 1 designated in (a). Scanning electron microscopy.
- ⁵ Fig. 4. Electron-microscopic image of friction track formed in tribological treatment of titanium sample subjected to electroexplosive alloying with yttrium and subsequent electron beam treatment (50 J/cm², 150 μ s, 3 pulses). Scanning electron microscopy.
- ⁶ TABLE 1. Results of elemental analysis of regions 1 and 2 presented in Fig. 5.
- ⁷ TABLE 2. Microhardness of modification surface.
- ⁸ Fig. 6. Microhardness profile of titanium samples subjected to electroexplosive alloying with parameters: 1—60 J/cm², 2—40 J/cm², 3—30 J/cm², 4—20 J/cm², 5—70 J/cm².
- ⁹ Fig. 7. Indentations of nanoindenter obtained in studying the nanohardness prolife. The distance from surface of modification and value of material's hardness are shown, arrows point to surface of modification and indentations of diamond pyramid.
- ¹⁰ Fig. 8. Diagram of loading (load P_m —displacement of indenter h_m) of modified layer of tita-

- niium–yttrium alloy; regions of nanoindentation are located at a distance from the surface of modification (μm): curve 1—10 μm ; 2—20 μm ; 3—30 μm ; 4—40 μm ; 5—50 μm .
- ¹¹ Fig. 9. Dependence of depth of residual indentation h_r on distance from modification surface. Titanium–yttrium alloy.
- ¹² Fig. 10. Dependence of hardness (curve 1) and Young’s modulus (curve 2) on distance to modification surface for titanium subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment. Dotted lines show microhardness and Young’s modulus of material in the initial state.
- ¹³ Fig. 11. Regions of X-ray diffraction patterns obtained from the sample after electroexplosive alloying (1) and additional electron-beam treatment with energy density (J/cm^2) of 20 (2), 30 (3), 40 (4), 50 (5).
- ¹⁴ TABLE 3. Phase composition of titanium surface layer subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment.
- ¹⁵ TABLE 4. Characteristics of structure and crystal lattice state of α -titanium surface layer subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment.
- ¹⁶ Fig. 12. Dependences of crystal lattice parameters of α -titanium surface layer alloyed with yttrium on energy density of electron beam. Dotted line corresponds to parameter values in Table 4.
- ¹⁷ TABLE 5. Characteristics of structure and crystal lattice revealed in the α -titanium surface layer subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment.
- ¹⁸ Fig. 13. (a, b) Dependences of crystal lattice parameters of α -yttrium surface layer on energy density of electron beam. Tabulated parameter values are designated by dotted line. (c) A field of correlations connecting the change of parameters a and c of α -yttrium crystal lattice.
- ¹⁹ Fig. 14. Electron-microscopic image of titanium surface structure modified with plasma formed at electric explosion of titanium foil with weighed portion of yttrium powder.
- ²⁰ Fig. 15. TEM images of titanium surface structure after electroexplosive alloying. Table contains results of micro X-ray spectroscopic analysis of surface layer regions framed in the images.
- ²¹ Fig. 16. Cross-section structure (angle lap) of titanium sample after electroexplosive alloying. Numbers denote sublayers of modified surface layer.
- ²² Fig. 17. Titanium surface structure formed as a result of electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with energy density: a, b —20 J/cm^2 , c, d —40 J/cm^2 , e, f —60 J/cm^2 .
- ²³ Fig. 18. Titanium surface structure formed due to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with parameters of energy density of 70 J/cm^2 .
- ²⁴ Fig. 19. Titanium surface structure formed due to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with parameters of energy density of 20 J/cm^2 .
- ²⁵ Fig. 20. Structure lamellar eutectics formed in titanium surface layer due to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with energy density of 20 J/cm^2 .
- ²⁶ Fig. 21. Titanium–yttrium alloy surface structure formed with electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with energy density of 20 J/cm^2 .
- ²⁷ Fig. 22. Structure of lamellar eutectic; titanium alloyed with yttrium and irradiated with electron-beam (20 J/cm^2 , 150 μs , 3 pulses, 0.3 s^{-1}).
- ²⁸ Fig. 23. Titanium surface structure subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with shown regions of micro X-ray spectrum analysis (a) and energy spectra (b), (c).
- ²⁹ TABLE 6. Results of micro X-ray spectrum analysis of surface regions shown in Fig. 23, a.
- ³⁰ Fig. 24. (a) Titanium surface structure subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment. (b) Energy spectra of micro X-ray spectroscopic analysis for regions marked in (a). Table contains results of micro X-ray spectroscopic analysis of the marked region.
- ³¹ Fig. 25. Titanium–yttrium alloy surface structure after electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with energy density of 70 J/cm^2 .
- ³² Fig. 26. Titanium surface structure subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with energy density of 70 J/cm^2 .
- ³³ Fig. 27. (a) Titanium surface structure subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment with energy density of 70 J/cm^2 . (b) Energy spectra of micro X-ray spectroscopic analysis for region marked in (a). Table presents the quantitative

results of micro X-ray spectroscopic analysis of the designated region.

- ³⁴ Fig. 28. Image of 'transversal' foil obtained by the ion thinning methods. Dark arrows show the surface of modification, while light arrows show thin edge of foil, which is available for structural investigation by methods of electron transmission microscopy. The surface alloy is obtained by electroexplosive alloying and electro-beam treatment with energy density of 50 J/cm².
- ³⁵ Fig. 29. Titanium surface layer structure subjected to combined treatment joining electro-explosion and electron-beam treatment ; *a-c*—structure of natural surface of modification; *d*—structure of layer located at a distance of $\approx 3 \mu\text{m}$ from the surface; *e*—at $\approx 25 \mu\text{m}$ distance from the surface. Arrows in *a, b* point to surface of treatment.
- ³⁶ Fig. 30. (*a*) Electron microscopic image of titanium surface layer structure subjected to combined treatment. (*b*) Energy spectrum of region No. 6. The relative content of titanium and yttrium in the regions designated in (*a*) is given in the table.
- ³⁷ Fig. 31. (*a*) Electron microscopic image of titanium surface layer structure subjected to combined treatment. (*b-e*) Maps of elemental distribution of this layer obtained in characteristic X-ray radiation TiK_α (*b*), YL_α (*c*), OK_α (*d*), CK_α (*e*).
- ³⁸ Fig. 32. Electron microscopic image of titanium columnar layer structure subjected to combined treatment: electroexplosive alloying and electron-beam treatment with energy density of electron beam of 50 J/cm².
- ³⁹ Fig. 33. TEM image of titanium columnar layer structure subjected to combined treatment: *a*—light field, *b*—dark field obtained in closely located reflections $[\text{122}]\text{Ti}_7\text{O}_{13} + [\text{201}]\text{Y}_2\text{TiO}_5$, *c*—microelectron diffraction pattern. Arrow in (*c*) designates the reflections where the dark field is obtained (*b*).
- ⁴⁰ Fig. 34. TEM image of titanium surface layer structure subjected to electroexplosive alloying and subsequent electron-beam treatment.
- ⁴¹ Fig. 35. (*a*) TEM image of titanium surface layer structure of Ti-Y alloy. (*b*) Energy spectrum obtained from surface layer. (*c, d*) Maps of distribution of elements obtained from TiK_α (*c*) and YL_α (*d*) radiation.