

PACS numbers: 52.80.Qj, 62.20.Qp, 68.37.Hk, 81.15.Pq, 81.40.Pq, 81.65.Lp, 82.33.Vx

## **Закономерности формирования структурно-фазовых состояний на поверхности металлов и сплавов при электровзрывном легировании**

Д. А. Романов<sup>\*</sup>, В. Е. Громов<sup>\*</sup>, Е. А. Будовских<sup>\*</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>\*\*,\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
ул. Кирова, 42,  
654007 Новокузнецк, Россия*

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

<sup>\*\*\*</sup>*Национальный исследовательский  
Томский политехнический университет,  
просп. Академический, 2/3,  
634055 Томск, Россия*

Впервые проведены количественные и качественные исследования структурно-фазовых состояний поверхностных слоёв металлов и сплавов, подвергнутых электровзрывному легированию с использованием терморреагирующих компонентов. Послойными электронно-микроскопическими исследованиями выявлен градиентный характер структурно-фазовых состояний, характеризующийся закономерным изменением фазового состава и параметров дефектной субструктуры по мере удаления от поверхности обработки. Выявлены и подвергнуты анализу основные факторы и механизмы, определяющие ускорение физико-химических процессов синтеза новых фаз при электровзрывном легировании. Установлено, что электровзрывное легирование обусловлено комплексным термосиловым воздействием на облучаемую поверхность многофазной плазменной струи, сформированной из продуктов электрического взрыва проводников и порошковых навесок, и сопровождается комплексным характером изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры на различных (от макро- до нано-) масштабных уровнях. В том числе оно сопровождается за малое время обработки, равное 100 мкс: для случая легирования алюминия никелем — формированием зоны легирования, упрочнённой интерметаллидами системы Ni–Al, характеризующейся большой глубиной; для случая легирования титаном поверхности твёрдого сплава ВК10КС — распадом в зоне легирования частиц карбида WC и образованием частиц карбидов TiC,

(Ti, W)C и  $W_2C$ ; для случая карбоборирования поверхности титана с использованием порошковой навески аморфного бора — формированием слоя композиционного покрытия толщиной около 10 мкм, обладающего высокой (до 3600 HV) микротвёрдостью. Установлено многократное увеличение микротвёрдости, износостойкости и других функциональных свойств поверхности, обусловленное электровзрывным легированием. Выявлены закономерности и механизмы формирования структурно-фазовых состояний поверхностных слоёв при электровзрывном легировании с использованием терморреагирующих компонентов. Научные результаты работы могут быть использованы для развития теории структурно-фазовых превращений в металлах и сплавах и использованы в экономически эффективных технологических процессах упрочнения поверхности деталей на предприятиях металлургической, машиностроительной, авиационной и других отраслей промышленности. Экспериментально установлено ускорение синтеза химических соединений на поверхности металлов и сплавов при электровзрывном легировании, заключающееся в том, что при воздействии на поверхность импульсных плазменных струй, сформированных из продуктов электрического взрыва проводников при времени воздействия 100 мкс, плотности мощности порядка нескольких ГВт/м<sup>2</sup> и давлении в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности порядка 1–10 МПа, происходит образование новых фаз и соединений со скоростью, превышающей скорость их образования при обычных условиях взаимодействия.

Вперше проведено кількісні та якісні дослідження структурно-фазових станів поверхневих шарів металів і сплавів за електровибухового легування з використанням терморреагентних компонентів. Пошаровими електронно-мікроскопічними дослідженнями виявлено ґрадієнтний характер структурно-фазових станів, що характеризуються закономірною зміною фазового складу і параметрів дефектної субструктури з віддаленням від поверхні оброблення. Виявлено та проаналізовано основні фактори і механізми, що визначають пришвидшення фізико-хімічних процесів синтезу нових фаз за електровибухового легування. Встановлено, що електровибухове легування зумовлено комплексним термосиловим впливом на опромінювану поверхню багатофазного плазмового струменя, сформованого з продуктів електричного вибуху провідників і порошкових навісок, та супроводжується комплексним характером зміни структурно-фазових станів і дефектної субструктури на різних (від макро- до нано-) масштабних рівнях. У тому числі воно супроводжується за малий час оброблення, що дорівнює 100 мкс: для випадку легування алюмінію ніклем — формуванням зони легування, зміцненої інтерметалідами системи Ni–Al, що характеризується великою глибиною; для випадку легування титаном поверхні твердого стопу ВК10КС — розпадом у зоні легування частинок карбиду WC і утворенням частинок карбідів TiC, (Ti, W)C і  $W_2C$ ; для випадку карбоборювання поверхні титану з використанням порошкової навески аморфного бору — формуванням шару композиційного покриття товщиною близько 10 мкм, що має високу (до 3600 HV) микротвердість. Встановлено багаторазове збільшення микротвердості, зносостійкості й інших функціональних властивостей поверхні, що зумовлено електровибуховим легуванням. Вияв-

лено закономірності та механізми формування структурно-фазових станів поверхневих шарів при електровибуховому легуванні з використанням терморреагентних компонентів. Наукові результати роботи можна буде використати задля розвитку теорії структурно-фазових перетворень у металах і стопах і використати в економічно ефективних технологічних процесах зміцнення поверхні деталей на підприємствах металургійної, машинобудівної, авіаційної й інших галузей промисловости. Експериментально встановлено пришвидшення синтези хемічних сполук на поверхні металів і стопів за електровибухового легування, що полягає в тому, що при впливі на поверхню імпульсних плазмових струменів, сформованих з продуктів електричного вибуху провідників за час дії у 100 мкс, густини потужності порядку декількох ГВт/м<sup>2</sup> і тиску в ударно-стиснутому шарі поблизу опромінюваної поверхні порядку 1–10 МПа, відбувається утворення нових фаз і сполук із швидкістю, що перевищує швидкість їх утворення за звичайних умов взаємодії.

For the first time, the quantitative and qualitative studies of the structural-phase states of the surface layers of metals and alloys subjected to electroexplosive alloying with the use of thermoreacting components are carried out. Using layer-by-layer electron-microscopy studies, a gradient character of the structural-phase states is revealed; it is characterized by a natural change of the phase composition and parameters of the defect substructure as the distance from the treatment surface rises. The main factors and mechanisms, which determine the acceleration of physicochemical synthesis processes of new phases at electroexplosive alloying, are revealed and analysed. As established, the electroexplosive alloying is caused by complex thermal-force effect on the irradiated surface of multiphase plasma jet formed from the products of electric explosion of conductors and powder samples and is accompanied by complex patterns of change in the structural-phase states and defect substructure at different (from macro- to nano-) scale levels. It is accompanied during a short treatment time equal to 100  $\mu$ s as follows: for the case of aluminium alloying with nickel, with the formation of alloying zone strengthened with intermetallics of Ni-Al systems and characterized by great depth; for the case of titanium alloying of the surface of a solid WK10KS alloy, with the decomposition in the alloying zone of WC carbide particles and the formation of TiC, (Ti, W)C and W<sub>2</sub>C carbide particles; for the case of carboborating of the titanium surface, with the use of powder sample of amorphous-boron forming the layer of composite coating with the thickness of about 10 microns, which has the high microhardness (up to 3600 HV). Multiple increases of the microhardness, wear resistance, and other functional properties of the surface due to the electroexplosive alloying are ascertained. The regularities and formation mechanisms in the structural-phase states of the surface layers at an electroexplosive alloying with the use of thermoreacting components are revealed. The obtained research results can be used for the development of the theory of structural-phase transformations in metals and alloys and used in cost-beneficial technological processes for hardening the device surfaces in metallurgical, machine-building, aviation, and other industries. The acceleration of the synthesis of chemical compounds on the surface of metals and alloys at electroexplosive alloying is established ex-

perimentally. It consists in the formation of new phases and compounds with a rate exceeding the rate of their formation under the normal interaction conditions, if the pulsed plasma jets exposing the surface are formed from the products of electrical explosion of conductors, the exposure time is equal to 100  $\mu\text{s}$ , the power density is of the order of several  $\text{GW}/\text{m}^2$ , and the pressure in the shock-compressed layer near the irradiated surface is of about 1–10 МПа.

**Ключевые слова:** электровзрывное легирование, структура, фазовый состав, никель, алюминий, твёрдый сплав, титан.

**Ключові слова:** електровибухове легування, структура, фазовий склад, нікель, алюміній, твердий сплав, титан.

**Keywords:** electroexplosive alloying, structure, phase composition, nickel, aluminium, solid alloy, titanium.

*(Получено 20 марта 2015 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

В последние годы получил развитие подход к упрочнению металлов и сплавов, при котором 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 чувствительно свойств как твёрдость, износ- и жаростойкость. Основная идея упрочнения металлов и сплавов с использованием облучения поверхности КПЭ заключается в том, что с увеличением поглощаемой плотности мощности  $q$  тонкий поверхностный слой материала может быть нагрет до температуры плавления и выше. Характерное пороговое значение поглощаемой плотности мощности, начиная с которого тепловой источник можно считать концентрированным, составляет  $10^7$  ГВт/м<sup>2</sup>. Для достижения таких значений  $q$  обработку проводят в импульсном режиме. В ряде случаев, например при электровзрывном легировании (ЭВЛ), обработка сопровождается механическим воздействием, при котором давление на поверхность достигает величины порядка  $10^2$ – $10^3$  МПа.

После прекращения действия источника поверхность охлаждается с высокой скоростью, формируя закалочные неравновесные структуры с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения. Увеличение поглощаемой плотности мощности и

уменьшение времени импульса сопровождаются увеличением скорости охлаждения и усилением эффекта упрочнения поверхностных слоёв вследствие наноструктурирования их. Это означает снижение масштабного уровня локализации пластической деформации поверхности, что приводит к более равномерному распределению упругих напряжений вблизи неё при воздействии эксплуатационных факторов. В результате в значительной степени снижается вероятность зарождения в поверхностном слое микротрещин, приводящих к разрушению. При этом повышается и прочность, и пластичность.

Интенсивное использование металлов и сплавов в различных отраслях промышленности выдвинуло в ряд актуальных проблему улучшения их эксплуатационных характеристик. В настоящее время проблема улучшения эксплуатационных свойств решается многими методами, в том числе путём нанесения покрытий и поверхностного легирования с использованием КПЭ. Эти методы позволяют модифицировать поверхность локально и в импульсном режиме, что обеспечивает их экономическую эффективность. Одними из таких перспективных методов обработки поверхностных слоёв металлов и сплавов, получившими развитие в последние годы, являются электровзрывное легирование (ЭВЛ) и электровзрывное напыление [1–4], наплавка покрытий [5], электронно-пучковая обработка [6] и дифференцированная закалка [7].

Электровзрывное легирование поверхности металлов и сплавов основано на явлении разрушения проводников под действием мощных импульсов электрического тока, которое используется в ряде технологий упрочнения и защиты поверхности металлов и сплавов и нашло отражение в научной и в учебной литературе [8–11]. Электровзрывное легирование повышает функциональные свойства поверхности, такие, например, как твёрдость, износ- и жаростойкость и др. [1]. В настоящее время доказано повышение эксплуатационных свойств при электровзрывном науглероживании, карбоборировании, меднении и боромеднении железа и никеля, алитировании и бороалитировании железа. При ЭВЛ в несколько раз увеличиваются эксплуатационные свойства штамповой стали Х12М [12], быстрорежущей стали Р6М5 [13], титановых сплавов ВТ20 и ВТ6 [14].

Электровзрывное легирование осуществляется путём формирования из продуктов взрыва проводников многофазной плазменной струи, оплавления ею упрочняемой поверхности, насыщения расплава компонентами струи и последующей самозакалки. При этом в область взрыва можно вводить порошковые навески различных веществ, которые переносятся на упрочняемую поверхность и позволяют дополнительно придавать поверхности различные свойства. Каждый из методов характеризуется своими

особенностями, которые в ряде случаев позволяют формировать структурно-фазовые состояния и свойства поверхностных слоёв, недостижимые при использовании других аналогичных методов обработки. Кроме того, изменение параметров многофазной плазменной струи позволяет использовать их не только для легирования поверхности, но и для нанесения покрытий.

В связи с этим целью настоящей работы является выявление закономерностей формирования структуры и фазового состава на поверхности металлов и сплавов при электровзрывном легировании.

## 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования выполнялись на лабораторной электровзрывной установке ЭВУ 60/10. Она включает источник питания 1, киловольтметр 2, конденсаторную батарею 3, управляемый разрядник 4 и импульсный плазменный ускоритель 5, разрядный контур 6 (рис. 1). Максимальный энергозапас ёмкостного накопителя составляет 60 кДж, а частота разрядного тока — 10 кГц. Электрическая схема установки содержит:  $TV_1$  — регулируемый трансформатор напряжения РНО-250-10, имеющий регулируемую обмотку вторичного напряжения,  $U_{\text{пер}} = 0-250$  В;  $TV_2$  — высоковольтный трансформатор напряжения типа НОМ — 10-10000/10; VD — однополупериодный диодный выпрямитель, выполненный на высоковольтном диоде КЦ201Е; УВР — управляемый вакуумный разрядник, использующийся в качестве замыкателя цепи;

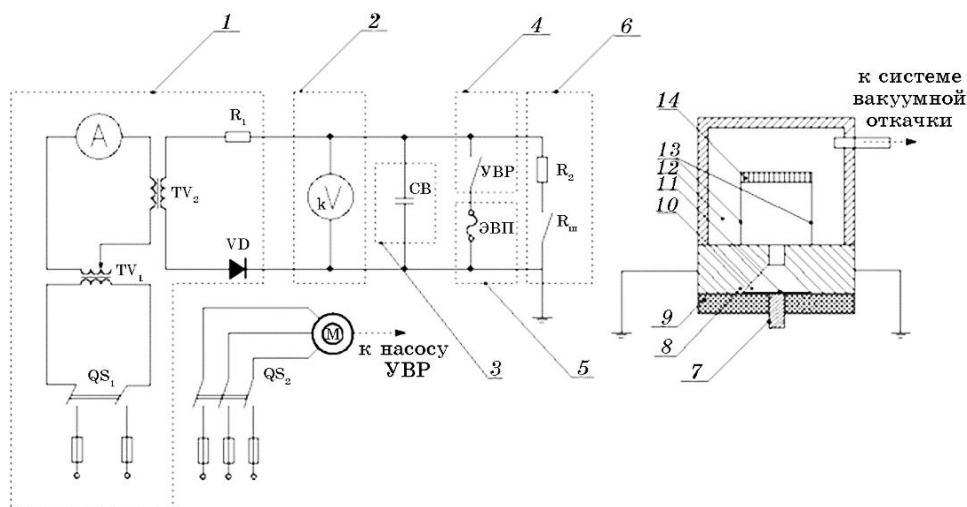


Рис. 1. Схематическое изображение лабораторной электровзрывной установки ЭВУ 60/10.<sup>1</sup>

$QS_1$ ,  $QS_2$  — автоматические выключатели; разрядную штангу  $R_{ш}$ , служащую для снятия остаточного потенциала остаточного потенциала батареи СВ в целях обеспечения безопасности обслуживающего персонала; резистор  $R_1$ , служащий для ограничения амплитуды зарядного тока батареи СВ; резистор  $R_2$ , служащий для ограничения амплитуды разрядного тока, вызываемого включением разрядной штанги; электродвигатель  $M$ , являющийся приводом вакуумных насосов.

Работа плазменного ускорителя для ЭВЛ основана на накоплении энергии батареей импульсных конденсаторов и её последующем разряде через проводник, испытывающий при этом взрывное разрушение. Напряжение от накопителя подаётся на плазменный ускоритель, который состоит из коаксиально-торцевых электродов — внутреннего цилиндрического электрода 7, внешнего кольцевого электрода 8, разделённых изолятором 9, и разрядной камеры 10, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник 11 тока большой плотности при разряде конденсаторной батареи. Продукты взрыва истекают в вакуумируемую технологическую камеру 12 с остаточным давлением 100 Па. Держатели образцов 13 обеспечивают фиксированное на определённой высоте от сопла положение облучаемого образца 14.

Повышение массовой плотности продуктов взрыва, а также интенсивности теплового воздействия на поверхность упрочняемого материала до значений, достаточных для её оплавления за малое время импульса, которое составляет 100 мкс, и тем самым создание условий, необходимых для осуществления легирования, достигается применением торцевой коаксиальной системы электродов.

Основные параметры электровзрывной установки ЭВУ 60/10:

- энергоёмкость — 60 кДж;
- собственная частота разряда — 10 кГц;
- максимальное значение заряда — 5 кВ;
- дискретность регулирования напряжения заряда — 0,1 кВ;
- максимальная производительность при максимальном напряжении заряда — 10 цикл/ч;
- средняя потребляемая мощность при заряде не более 0,55 кВт.

Установка работает в ручном режиме — её заряд и разряд выполняют нажатием соответствующих кнопок на выносном пульте управления. Защиту установки от несрабатывания и остаточного заряда позволяет осуществлять разряд на короткозамыкатель, а остаточный заряд снимают изолирующей штангой.

Батарея заряжается от сети за время  $t_3$ , в течение которого в ней потребляется средняя мощность  $P_3 = W/t_3$ , где  $W = CU^2/2$  — накапливаемая энергия,  $C$  — суммарная ёмкость батареи,  $U$  —

зарядное напряжение.

Разряд на взрываемый проводник происходит за время  $t_p \ll t_s$  при отключённом коммутаторе зарядного устройства через дуговой разрядник, приведённый в рабочее состояние. При этом в плазменном ускорителе выделяется разрядная мощность  $P_n = \eta_p W/t_p$ , где  $\eta_p$  — КПД разрядного контура.

С целью многократного увеличения отношения  $P_n/P_s$  в установке применены импульсные конденсаторы типа ИМ 5-140, способные отдавать накопленную энергию в виде коротких импульсов большой мощности. Конструкция конденсаторов обеспечивает возможность их длительной работы в режиме, близком к режиму короткого замыкания. Для уменьшения индуктивности разрядного контура они соединены в батарею медными шинами.

Дуговой разрядник УВР, состоящий из двух плоских электродов, изолированных воздушным промежутком, также имеет малую собственную индуктивность и большой срок службы. Разрядник срабатывает после откачки воздуха из межэлектродного промежутка в соответствии с законом Пашена.

В качестве материалов исследования были использованы различные металлы и сплавы: алюминий А99, твёрдый сплав ВК10КС, титан ВТ1-0.

Для формирования интерметаллидного покрытия системы Ni-Al в качестве материала взрываемого проводника использовали полоску никелевой фольги  $50 \times 20$  мм толщиной 70 мкм и массой 250 мг. Обработке подвергали поверхность алюминиевых образцов (содержание алюминия 99,69%) размерами  $20 \times 20$  мм. Расстояние облучаемой поверхности от среза сопла электровзрывного ускорителя и значение зарядного напряжения ёмкостного накопителя энергии обеспечивало достижение поглощаемой плотности мощности 5,5 ГВт/м<sup>2</sup>.

При ЭВЛ твёрдого сплава ВК10КС в качестве проводника использовали титановую фольгу массой 80 мг. Продукты взрыва содержат как плазменный компонент, так и конденсированные частицы [1]. При этом при взаимодействии с облучаемой поверхностью плазменный фронт струи оплавляет поверхность, а конденсированные (жидкие) частицы, преимущественно располагающиеся в тылу струи, взаимодействуют с расплавом в условиях его конвективного перемешивания [1]. Площадь упрочняемой поверхности составляла 10–15 см<sup>2</sup> [15–17].

Образцы твёрдого сплава с плоской поверхностью помещали в вакуумной технологической камере электровзрывной установки с остаточным давлением 100 Па под прямым углом относительно оси сопла импульсного плазменного ускорителя. Обработку проводили в двух энергетических режимах, задаваемых зарядным напряжением батареи конденсаторов электровзрывной установки.



Поглощаемая плотность мощности в низкоэнергетическом режиме обработки составляла 2,9, а в высокоэнергетическом — 6,0 ГВт/м<sup>2</sup>.

При электровзрывном карбоборировании титана в качестве материала основы был использован технически чистый титан ВТ1-0. Образцы имели форму шайб толщиной 5 и диаметром 20 мм. ЭВЛ осуществляли на установке ЭВУ 60/10. Инструментом воздействия на поверхность служила импульсная плазменная струя, сформированная из продуктов электрического взрыва углеродной ленты марки ЛУ-П/0,1-50 производства ООО «Аргон» (г. Балаково). В области взрыва размещали порошковую навеску порошка аморфного бора марки Б-99В массой  $m_6$ , равной 50, 100 и 150 мг.

Микрогеометрию поверхности после упрочнения изучали методом профилометрии на установке «Micro Measure 3D station». Глубину зоны плазменного воздействия, содержание легирующих элементов и особенности структуры определяли с использованием сканирующего электронного микроскопа «Philips SEM 515», оснащённого микроанализатором EDAX Genesis. Изменение фазового состава поверхностных слоёв определяли с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН 2,0 в железном  $K_\alpha$ -излучении. Наноиндентирование поверхности производили на приборе «Nano Hardness Tester» фирмы CSEM. Износостойкость до и после упрочнения определяли с помощью высокотемпературного трибометра «High Temperature Tribometer» фирмы CSEM. Износ образцов определяли при комнатной температуре путём измерения трека, образованного в результате действия неподвижного индентора на вращающийся образец при нагрузке 3 Н и числе оборотов 4000. В качестве индентора использовали четырёхгранную алмазную пирамиду. Анализ фазового состава и состояния дефектной субструктуры модифицированного слоя осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. Микротвёрдость определяли с использованием прибора HVS-1000А с точностью  $\pm 10\%$ .

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

ЭВЛ, характеризуемое рядом особенностей воздействия на поверхность, таких как перегрев упрочняемой поверхности выше температуры кипения вследствие высокого давления струи на поверхность, сопровождается формированием градиентной субмикро- и нанокристаллической структуры, обладающей высокими физико-механическими свойствами.

Конкретные исследования по электровзрывному формированию на поверхности металлов и сплавов новых структурно-фазовых состояний с использованием термореагирующих компонентов ра-

**ТАБЛИЦА.** Материалы и режимы обработки, обеспечивающие увеличение физико-механических свойств.<sup>2</sup>

Материал подложки	Плотность мощности плазменной струи, ГВт/м <sup>2</sup>	Микротвёрдость поверхности, <i>HV</i>	Увеличение износостойкости поверхности
Алюминий	5,5	480	—
ВК10КС	2,9–6,0	2075–2500	В 10,7 раза
ВТ1-0	5,0–6,5	3600	В 9,8 раза

нее не выполнялись. Авторскому коллективу не удалось обнаружить научные публикации на эту тему и других исследователей.

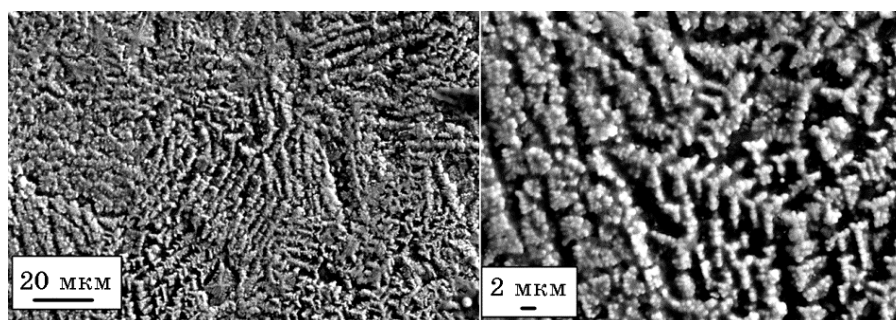
Установлено ускорение физико-химических процессов взаимодействия легирующих элементов с материалом подложки и друг с другом, сопровождающихся синтезом упрочняющих фаз. Методами современного физического материаловедения выполнены комплексные исследования структурно-фазовых состояний модифицированных поверхностных слоёв и установлены факторы, объясняющие ускорение физико-химических процессов синтеза.

Экспериментально установлено увеличение физико-механических свойств поверхности металлов и сплавов после электровзрывного легирования с использованием терморреагирующих компонентов (электровзрывного никелирования алюминия, титанирования твёрдого сплава ВК10КС, карбоборирования титана) (табл.). Методами современного физического материаловедения выполнены комплексные исследования структурно-фазовых состояний модифицированных поверхностных слоёв и установлены факторы, объясняющие особенности формирования структурно-фазовых состояний и свойств. В этом разделе ниже приведены основные результаты, демонстрирующие сущность открытия и установленные закономерности.

### 3.1. Электровзрывное никелирование алюминия

Равновесная диаграмма состояния Al–Ni содержит различные интерметаллиды Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, AlNi и AlNi<sub>3</sub> [20], которые обладают высокой жаро- и коррозионной стойкостью и широко используются в промышленности. Цель исследований заключалась в формировании интерметаллидных поверхностных слоёв при электровзрывном никелировании алюминия и изучении их структурно-фазовых состояний.

СЭМ поверхности показала, что покрытие имеет дендритную структуру (см. рис. 2). По оценкам скорость охлаждения при кристаллизации могла достигать  $2,5 \cdot 10^7$  К/с [1].



**Рис. 2.** Рельеф поверхности покрытия, сформированного при электро-взрывном никелировании алюминия (СЭМ).<sup>3</sup>

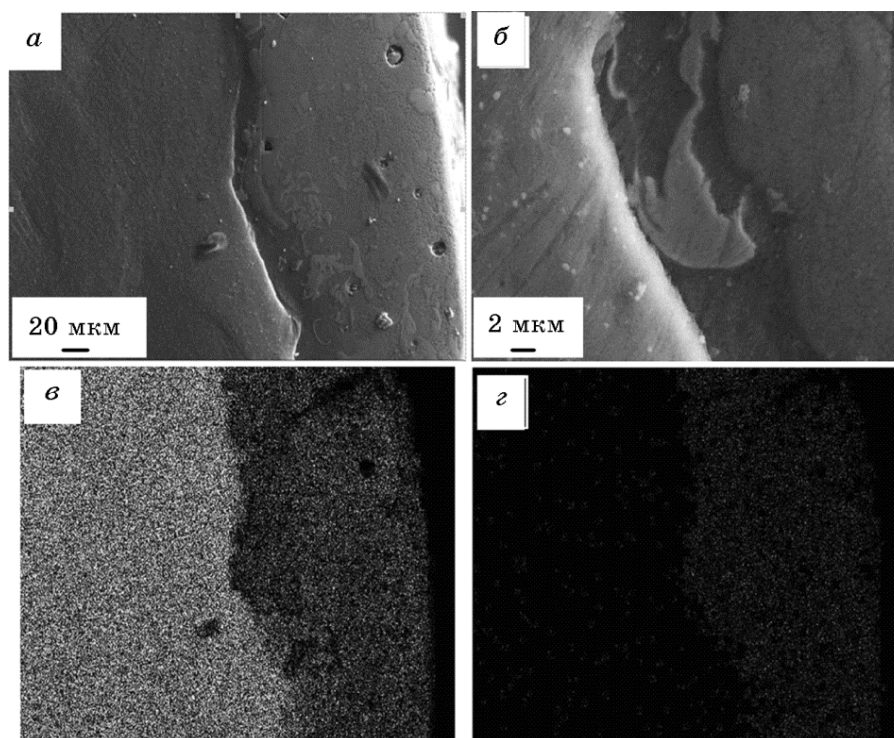
Изучение поперечных шлифов показало, что толщина покрытия достигала 190 мкм (см. рис. 3, *a*). Вместе с тем, оценка глубины проплавления облучаемой поверхности даёт значение 70–75 мкм [1]. При этом возможный вклад в приращение толщины покрытия при конденсации на облучаемой поверхности капель, образующихся при разрушении фольги, составляет около 50 мкм. Эти оценки свидетельствуют о том, что при интенсивном перемешивании никеля и алюминия в оплавленном поверхностном слое образца происходило тепловыделение и продвижение фронта плавления вглубь, которое не учитывается при расчётах глубины проплавления с использованием теплофизической модели нагрева поверхности плоским тепловым источником постоянной интенсивности [1].

В пользу этого говорит также образование характерных конвективных структур в слое толщиной около 10 мкм на границе покрытия с алюминиевой основой (см. рис. 3, *б*).

Согласно результатам рентгеноспектральных исследований среднее содержание алюминия и никеля здесь составляет 62 и 38 ат.% соответственно. При этом распределение алюминия и никеля по глубине в вышележащих слоях покрытия однородное.

Рентгеноструктурный анализ показал, что покрытие образовано интерметаллидами  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$ ,  $\text{AlNi}_3$  (см. рис. 4). Основной фазой в нём является  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ . Также присутствует алюминий в структурно свободном состоянии.

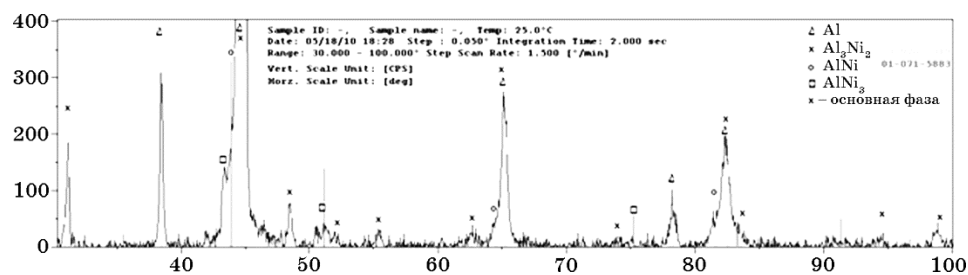
Таким образом, способом электро-взрывного никелирования алюминия получены поверхностные слои, образованные интерметаллидами  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$ ,  $\text{AlNi}_3$ . Сравнительно большая толщина слоёв (190 мкм), равномерное распределение алюминия и никеля (а, следовательно, фазового состава) по глубине, свидетельствуют о влиянии на результаты выделения тепла при взаимодействии компонентов и конвективных процессах перемешивания.



**Рис. 3.** Структура покрытия, сформированного при электровзрывном никелировании алюминия (а); конвективные структуры в переходном слое на границе основа–покрытие (б); карты распределения для фото (а), алюминия (в) и никеля (г).<sup>4</sup>

### 3.2. Электровзрывное титанирование твёрдого сплава ВК10КС

Ранее было показано [24–26], что обработка сплава ВК10КС электровзрывом углеродных волокон и алюминиевой фольги поз-

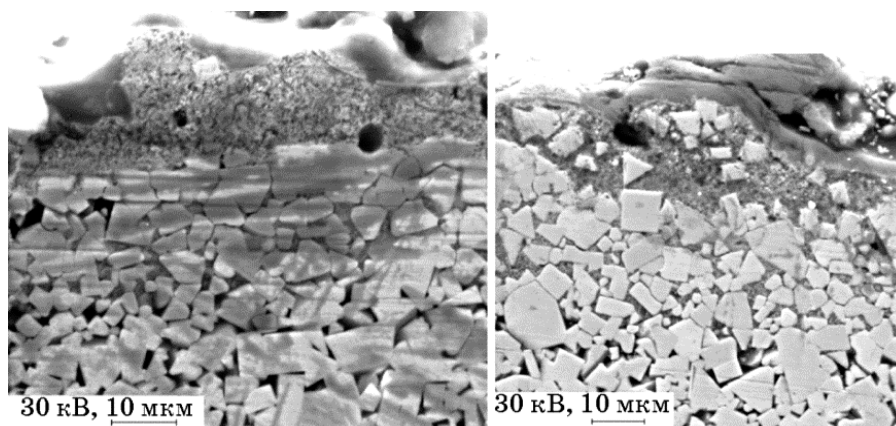


**Рис. 4.** Рентгенограмма поверхности алюминия после электровзрывного никелирования.<sup>5</sup>

воляет повысить твёрдость его поверхности. В работе [27] показана возможность формирования на поверхности твёрдых сплавов карбидных, боридных и интерметаллидных покрытий методом диффузионного легирования. При этом максимальную стойкость выявили на твёрдых сплавах с покрытиями на основе карбида титана. Представляет интерес изучить возможности ЭВЛ при обработке поверхности электровзрывом титановых фольг. Поскольку титан обладает большим сродством с углеродом, чем вольфрам, можно ожидать, что при такой обработке в поверхностном слое твёрдого сплава будет образовываться новая упрочняющая фаза на основе карбида титана. Целью исследований явилось получение упрочнённого поверхностного слоя на твёрдом сплаве ВК10КС путём легирования продуктами электровзрыва титановой фольги и исследование особенностей его структурного состояния и свойств.

Твёрдые сплавы системы WC-Co остаются основным материалом при производстве различного инструмента. Так, сплавы ВК10 и ВК15, обладающие высокой вязкостью, используют для волоочильных, буровых и горно-режущих инструментов [28]. Их эксплуатационные свойства в основном определяются износостойкостью и прочностью. Одной из причин образования дефектов, возникающих в рабочем слое вставки из твёрдого сплава, является абразивное изнашивание поверхности. Недостаточная прочность твёрдых сплавов ограничивает силу удара при бурении и заставляет подбирать для каждой операции марку твёрдого сплава, обладающего, прежде всего, минимально необходимой прочностью. В настоящей работе для исследования использованы твёрдосплавные пластины из сплава ВК10КС производства ОАО «Кировоградский завод твёрдых сплавов» (Россия), выпускаемые по техническим условиям ТУ 48-19-367-83.

Профилометрия показала, что шероховатость поверхности исходных образцов составляет  $R_a = 1,32$  мкм. При этом для готовых изделий, таких как буровые коронки и комбайновые резцы, оснащённые твёрдосплавными пластинами, допускается чистота обработки твёрдого сплава  $R_a = 2,50$  мкм. ЭВЛ титаном приводит к незначительному увеличению шероховатости поверхности, сохраняя её в пределах технических требований —  $R_a$  составляет 1,54 и 1,98 мкм после электровзрывной обработки по низко- и высокоэнергетическому режиму соответственно. Увеличение шероховатости после ЭВЛ можно связывать с тем, что на облучаемой поверхности формируется покрытие, образованное конденсированными частицами продуктов взрыва титановой фольги, которые, располагаясь в тылу струи, достигают облучаемой поверхности уже на стадии её кристаллизации [1]. При конденсации на поверхности отдельных капель продуктов взрыва фольги они

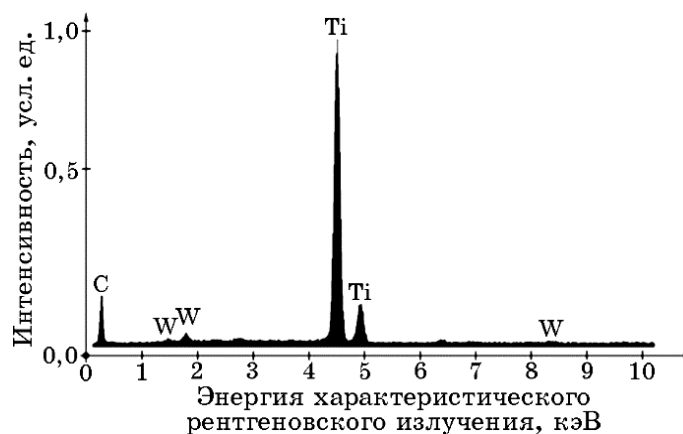


**Рис. 5.** Микроструктура сплава ВК10КС во вторичных электронах после электровзрывного легирования в низко- (а) и высокоэнергетическом (б) режимах.<sup>6</sup>

растекаются на ней, формируя новый рельеф.

Сканирующая электронная микроскопия поперечных шлифов показала (рис. 5, а), что обработка поверхности твёрдого сплава в низкоэнергетическом режиме приводит к образованию поверхностного слоя толщиной 10–15 мкм с мелкодисперсной структурой. В некоторых местах толщина слоя достигает 20–25 мкм.

При использовании высокоэнергетического режима обработки на облучаемой поверхности формируется плохо травящийся сплошной слой толщиной 3–4 мкм (рис. 5, б). Основываясь на результатах сканирующей электронной микроскопии (рис. 6),



**Рис. 6.** Элементный состав поверхностного слоя сплава ВК10КС после электровзрывного легирования.<sup>7</sup>

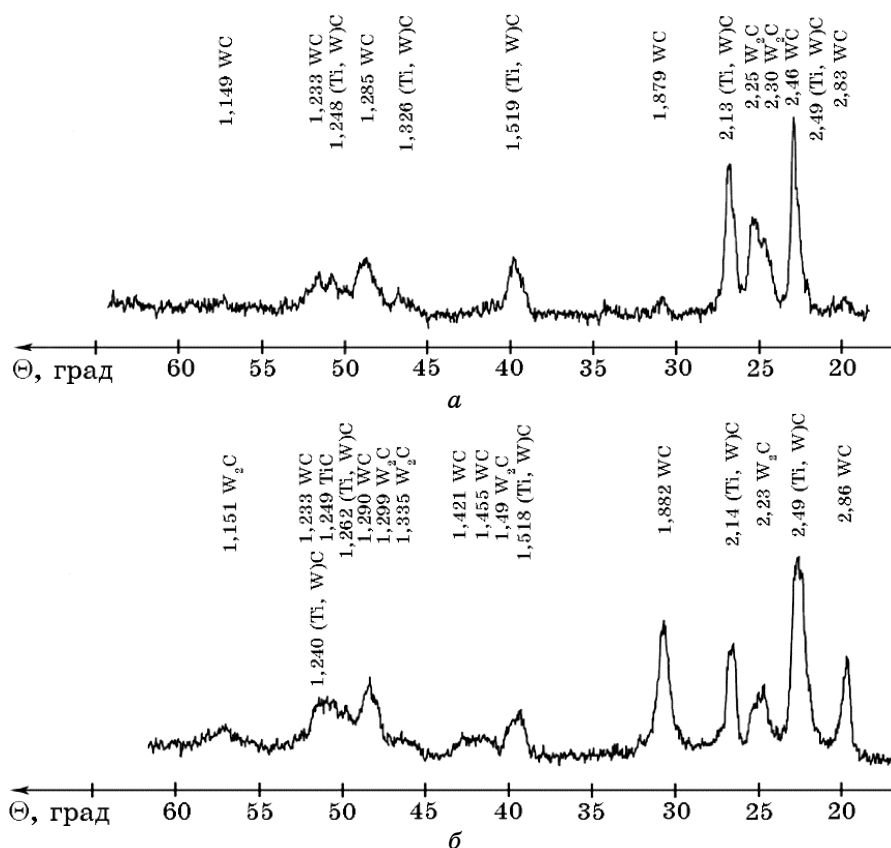
можно считать, что он состоит из сложного карбида  $(Ti, W)C$ . Механизм его формирования заключается в следующем. Поскольку плотность титана примерно в три раза ниже плотности твёрдого сплава [29], при взаимодействии с поверхностью расплава капельной компоненты продуктов взрыва титановой фольги они не проникают в расплав глубоко, и вблизи поверхности формируется слой с высокой концентрацией титана. Он является сильным карбидообразующим элементом, поэтому углерод из расплава диффундирует к поверхности, где и происходит образование фазы  $(Ti, W)C$ .

Под верхним слоем располагается слой с мелкодисперсной структурой (рис. 5, б). Можно предположить, что из-за недостатка углерода, который диффундирует вверх и связывается с титаном, этот слой обогащён полукарбидом вольфрама  $W_2C$  [30]. Сверху его наблюдаются отдельные частицы  $WC$  (рис. 5, б) с исходными размерами. По-видимому, они были вынесены из глубины конвективными потоками расплава, образующимися при ЭВЛ [1]. Следует отметить, что зона легирования плавно переходит в материал основы без образования микротрещин на границе. Её общая глубина составляет 25–30 мкм.

Рентгеноструктурные исследования подтверждают высказанные суждения. Они показывают (рис. 7), что при низкоэнергетическом режиме обработки наряду с монокарбидом  $WC$  в зоне легирования формируется сложный карбид  $(Ti, W)C$  и небольшое количество полукарбида  $W_2C$ , которые обладают более высокой твёрдостью, чем  $WC$ . При обработке в высокоэнергетическом режиме образование карбидов  $(Ti, W)C$ ,  $TiC$  и  $W_2C$  усиливается.

Рентгеноспектральный микроанализ кобальтовой связующей на расстоянии 20–25 мкм от поверхности облучения в высокоэнергетическом режиме показывает её дополнительное легирование вольфрамом в количестве 25,62 вес.% (в сравнении с исходным содержанием 10 вес.%) и титаном в количестве 0,16 вес.%. Согласно работе [31] с повышением содержания легирующих элементов в связке растёт её твёрдость, а также увеличивается временное сопротивление при растяжении и предел текучести. Всё это способствует получению твёрдого сплава с необходимой прочностью и позволяет усиливать удар при бурении.

Авторы работы [23], проводя импульсно-плазменную обработку поверхностного слоя изделия из твёрдого сплава  $WC + 20\% Co$  с использованием режимов энергетического воздействия на поверхность, близких к нашим, выявили уменьшение размеров частиц карбидов на 10–20%, обогащение кобальтовой связующей сложными карбидами типа  $W_6Co_6C$ ,  $W_3Co_3C$  и неравновесными карбидами  $W_2C$ ,  $WC_{1-x}$ ,  $W_6C_{2,54}$ . Вследствие этого на поверхности возникали внутренние напряжения сжатия, которые увеличива-



**Рис. 7.** Фрагменты дифрактограмм сплава ВК10КС после электровзрывного легирования титаном в низко- (а) и высокоэнергетическом (б) режимах.<sup>8</sup>

ют работоспособность материала, величиной до 800 МПа. Можно предположить, что это же происходит и при ЭВЛ поверхности сплава ВК10КС.

Наноиндентирование показало увеличение твёрдости, измеренной со стороны облучённой поверхности, до значений 20750 и 25000 МПа после обработки в низко- и высокоэнергетическом режиме соответственно. При этом полученные значения превосходят нанотвёрдость образцов в исходном состоянии в 2,0–2,5 раза. Сопоставление результатов фазового анализа и измерений нанотвёрдости позволяет заключить, что обработка в высокоэнергетическом режиме является предпочтительней.

Степень износа исходного образца и образца, обработанного по высокоэнергетическому режиму, определяли на десяти образцах. На рисунке 8 представлены усреднённые результаты износа.



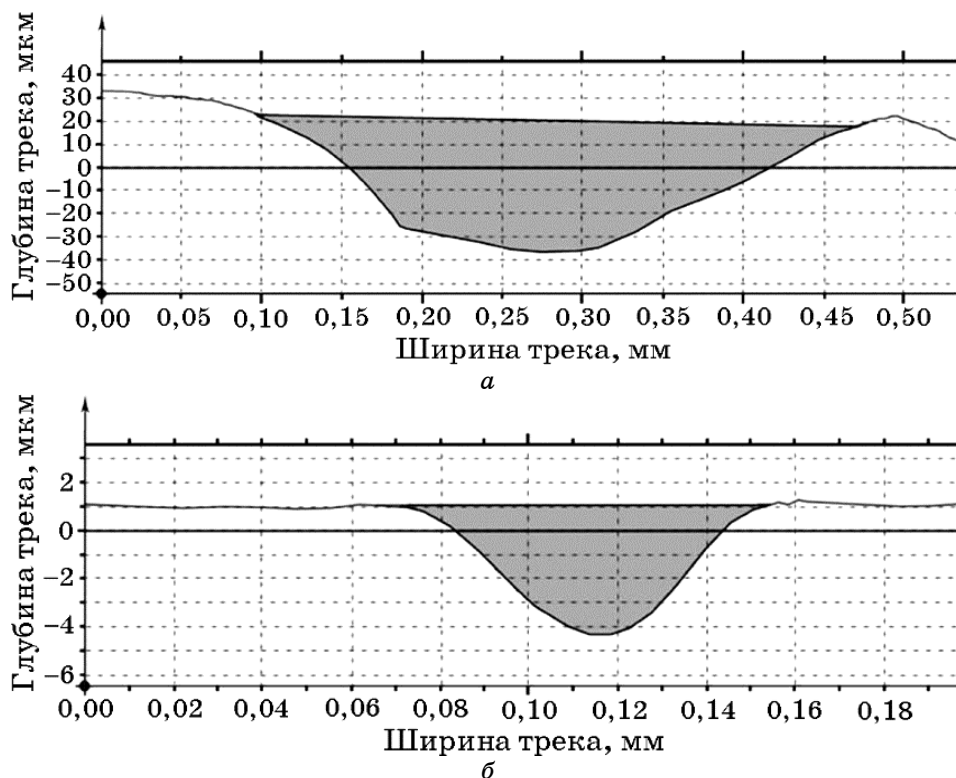


Рис. 8. Профиль трека износа исходного образца (а) и образца после электровзрывного легирования титаном в высокоэнергетическом режиме (б).<sup>9</sup>

Испытания на износостойкость показали, что глубина трека износа исходных образцов составляет 58,0 мкм, а после ЭВЛ — 5,4 мкм. Очевидно, что незначительный износ упрочнённых образцов связан с образованием на поверхности твёрдого сплава ВК10КС карбидов типа (Ti, W)C и TiC с высокой твёрдостью, существенно превышающей твёрдость исходного сплава.

Таким образом, электровзрывное легирование титаном поверхности твёрдого сплава ВК10КС в высокоэнергетическом режиме при поглощаемой плотности мощности 6,0 ГВт/м<sup>2</sup> приводит к формированию двухслойной зоны легирования. Приповерхностный слой содержит карбид титана TiC и обогащён сложным карбидом состава (Ti, W)C, промежуточный — полукарбидом W<sub>2</sub>C. Шероховатость поверхности, по сравнению с исходной, увеличивается незначительно, сохраняясь в пределах технических требований. Нанотвёрдость поверхности возрастает до 25000 МПа. Износостойкость увеличивается более чем в 10 раз.

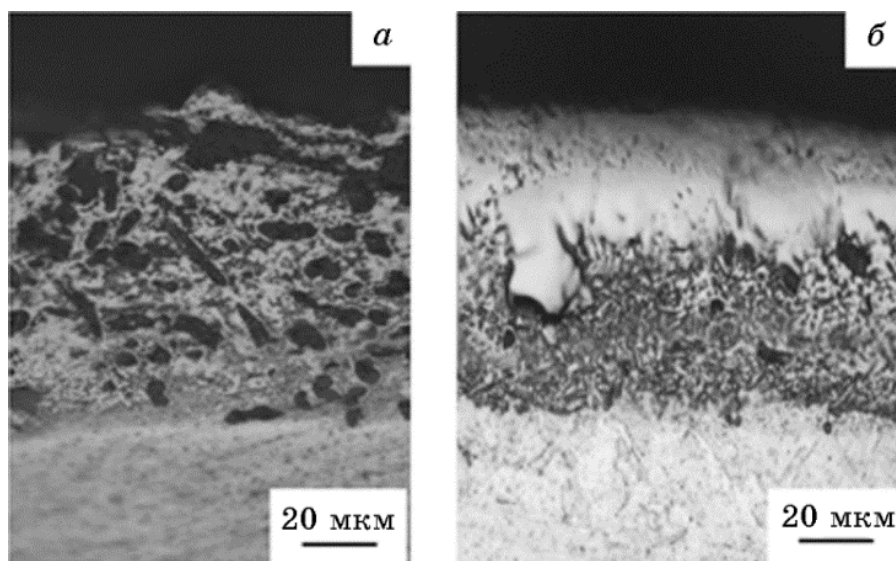
### 3.3. Электровзрывное карбоборирование титана

Исследования показали, что одной из структурных составляющих зоны электровзрывного науглероживания являются конденсированные частицы, образующиеся при разрушении волокон углеродной ленты, а также мелкоразмерные частицы карбида титана глобулярной морфологии. Такая структура зоны электровзрывного науглероживания обуславливает возможность её последующей модификации с целью растворения графита и увеличения содержания карбида титана.

При значении поглощаемой плотности мощности ниже  $2,5 \text{ ГВт/м}^2$  конденсированные частицы продуктов электрического взрыва волокон углеродной ленты в расплав титана, образующийся на поверхности, проникают с малой интенсивностью и значительного науглероживания поверхности, необходимой для последующей карбидизации, не происходит. Вследствие этого отдельные частицы графита неравномерно распределены по глубине зоны легирования. При значении поглощаемой плотности мощности выше  $6,5 \text{ ГВт/м}^2$  происходит выплеск части расплава за пределы зоны оплавления. При этом формируется рельеф, обусловленный течением расплава под действием давления многофазной плазменной струи продуктов взрыва на облучаемую поверхность.

Выделены три характерные морфологические составляющие структуры поверхности зоны легирования. Во-первых, частицы волокон УГВ, разрушенных при электрическом взрыве. Во-вторых, сравнительно гладкие области твёрдого раствора на основе титана, содержащие наноразмерные включения, предположительно, карбида титана. В-третьих, конгломераты частиц графита, титана и карбида титана глобулярной морфологии. Увеличение поглощаемой плотности мощности приводит к изменению морфологии покрытия: снижению содержания частиц УГВ увеличению их размеров; увеличению относительного содержания областей твёрдого раствора на основе титана; формированию наноразмерных частиц карбида титана; снижению относительного содержания конгломератов частиц графита, титана и карбида титана глобулярной морфологии.

Световая микроскопия поперечных шлифов показала (рис. 9, а), что структуру зоны легирования образуют металлическая матрица, в которой сравнительно равномерно по глубине распределены структурно-свободный углерод в виде частиц УГВ (чёрные области на снимке), внесённых в зону расплава и не успевших раствориться в нём вследствие импульсного характера обработки, и карбид титан вокруг них (светлые области). Проникновение частиц УГВ наблюдается вплоть до границы оплавления, а содер-



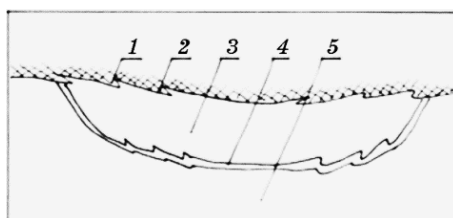
**Рис. 9.** Световая микроскопия титана ВТ1-0 после электровзрывного науглероживания (а) и последующей электронно-пучковой обработки (б) (прямой шлиф).<sup>10</sup>

жание карбида титана уменьшается с глубиной.

Детальные исследования структуры зоны электровзрывного науглероживания и карбоборирования проводили после обработки образцов при значениях поглощаемой плотности мощности, равных 5,0, 5,5 и 6,5 ГВт/м<sup>2</sup>. Было установлено, что с увеличением поглощаемой плотности мощности плазменного воздействия увеличивается глубина зоны легирования и шероховатость поверхности, а на границе с основой появляются и усиливаются искажения, обусловленные конвективным течением расплава от центра зоны легирования к её периферии (рис. 10). Концентрация частиц графита, которые равномерно распределяются по глубине зоны легирования, также возрастает. Глубина зоны упрочнения достигает 110 мкм.

Сравнительный анализ результатов световой и сканирующей микроскопии позволил сделать выбор в пользу режима, при котором значение поглощаемой плотности мощности составляет 6,5 ГВт/м<sup>2</sup>. Он обеспечивает формирование зоны легирования с ровной границей с основой, максимальной степенью науглероживания и борирования расплава и легирования без выплеска.

Микродифракционный анализ с использованием методики темнопольного изображения и последующее индицирование микроэлектронограмм позволили выявить присутствие в анализируемом слое толщиной  $\cong 40$  мкм  $\beta$ -титана с ОЦК кристаллической



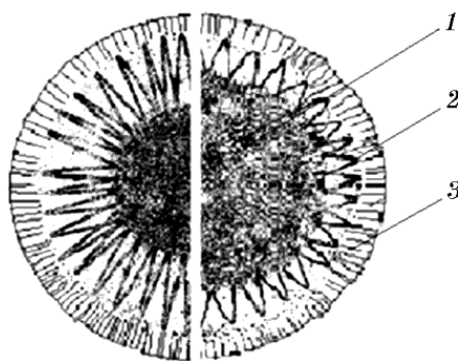
**Рис. 10.** Схематичное изображение поперечного сечения зоны электро-взрывного науглероживания: 1 — покрытие, сформированное частицами графита из тыла струи; 2 — поверхность зоны легирования со следами радиального течения расплава; 3 — зона легирования; 4 — граничная полоска со следами гидродинамических возмущений основы; 5 — зона термического влияния.<sup>11</sup>

решёткой, графита с кубической и гексагональной кристаллическими решётками, карбида титана состава TiC и диоксида титана состава  $\beta$ -TiO<sub>2</sub>.

Основным типом организации титана является зёрненная структура. Зёрна фрагментированы. Размеры фрагментов изменяются в пределах 50–100 нм. В объёме зёрен и фрагментов присутствует дислокационная субструктура в виде сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет  $\cong 5,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Второй фазой зоны науглероживания является графит в виде частиц УГВ. Выявлены следующие их состояния. Во-первых, частицы, имеющие монокристаллическую структуру. Во-вторых, частицы, имеющие поликристаллическую структуру с размерами кристаллитов в пределах от 100 до 200 нм. В-третьих, частицы, имеющие нанокристаллическую структуру, размеры которых изменяются в пределах 2–15 нм. В-четвёртых, частицы, имеющие квазиаморфную структуру, с размерами в пределах 3–5 нм. В-пятых, частицы, нанокристаллическая структура в которых формируется в поверхностном слое, контактирующем с титаном с размерами 6–8 нм. По мере удаления от поверхности ЭВЛ объёмная доля включений графита в виде волокон снижается и в зоне термического влияния они не выявляются. Графит в виде прослоек по границам ячеек кристаллизации наблюдается только в слое жидкофазного легирования титана.

Взаимодействие графита с титаном приводит к формированию частиц карбидной фазы. Выявлены два варианта их формирования. Во-первых, частицы карбида титана могут формироваться на поверхности и в приповерхностном слое частиц УГВ. Они имеют игольчатую (пластинчатую) форму, поперечные размеры таких частиц достигают 5, а продольные — 30 нм. Во-вторых, частицы карбида титана могут формироваться на поверхности и в приповерхностном слое зёрен титана. Они имеют глобулярную



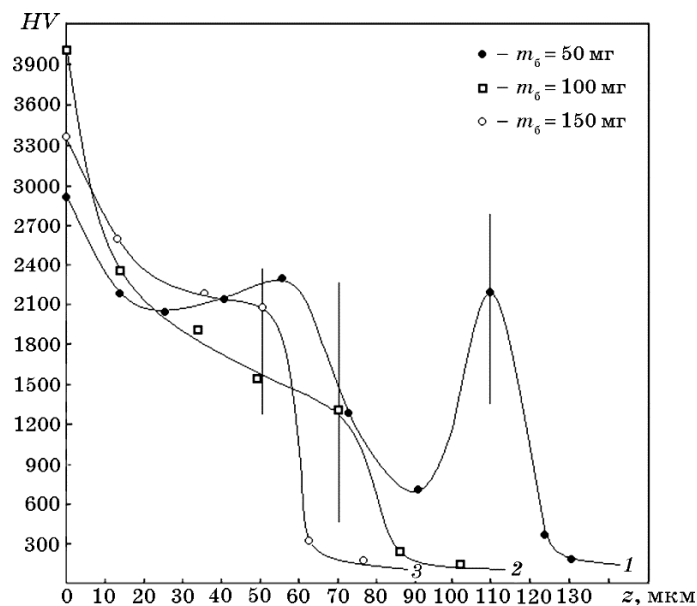
**Рис. 11.** Схема радиального строения поверхности зоны электровзрывного легирования: слева — для случая науглероживания без порошковой навески; справа — с навеской порошка бора (1 — центральная область, 2 — промежуточная, 3 — периферийная).<sup>12</sup>

форму, размеры частиц изменяются в пределах 4–6 нм.

Частицы диоксид титана состава  $\beta\text{-TiO}_2$  имеют глобулярную форму, размеры их изменяются в пределах от 2 до 20 нм. Образование этой фазы связано с присутствием в камере установки для электровзрывного легирования остаточной атмосферы, содержащей атомы кислорода.

При карбоборировании внесение в область взрыва навески порошка бора приводит к частичному подавлению как выплеска на поверхности, так и гидродинамических возмущений на границе с основой (рис. 11). Увеличение поглощаемой плотности мощности приводит также к увеличению степени насыщения расплава частицами бора.

Профиль микротвёрдости образцов технически чистого титана ВТ1-0 после обработки приведён на рис. 12. Анализируя представленные результаты, констатируем, что, во-первых, электровзрывное карбоборирование приводит к существенному (в  $\cong 20$  раз) увеличению микротвёрдости поверхности облучения образцов технически чистого титана; во-вторых, величина микротвёрдости изменяется немонотонным образом в зависимости от расстояния до поверхности обработки; и, в-третьих, толщина упрочнённого поверхностного слоя достигает 120–130 мкм. Величина микротвёрдости любого материала (в том числе и технически чистого титана, подвергнутого карбоборированию) определяется его структурно-фазовым состоянием. Выполненные исследования показывают, что в поверхностном слое технически чистого титана, подвергнутого электровзрывному карбоборированию, формируется градиентная структура, которую условно можно разделить на некоторое количество слоёв (рис. 13).



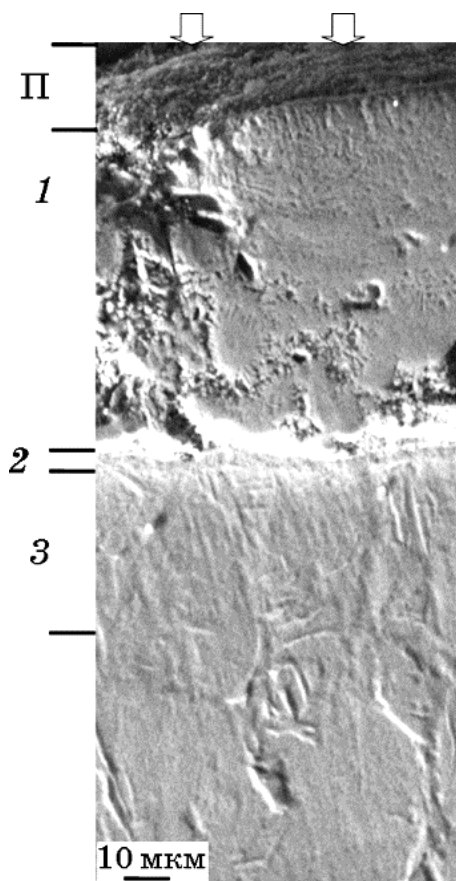
**Рис. 12.** Профиль микровёрдкости образца технического титана VT1-0 после электровзрывного карбоборирования; вертикальными линиями обозначена толщина упрочнённого поверхностного слоя.<sup>13</sup>

Далее по тексту эти слои будут называться следующим образом: покрытие — П, поверхностный слой — 1, промежуточный слой — 2 и переходный слой — 3.

Формирование покрытия обусловлено следующими особенностями метода электровзрывного легирования. При обработке металлов и сплавов методом электрического взрыва проводящего материала структура поверхностного слоя формируется в результате воздействия на образец потока плазмы, осколков взрываемого проводника (в нашем случае, углеграфитового волокна) и частиц вещества навески (порошок бора), летящих в хвостовой части плазменного факела.

Налетающий поток плазмы приводит к плавлению поверхностного слоя и его жидкофазному легированию; осколки взрываемого проводника и вещество навески достигают поверхности обрабатываемого образца на стадии её остывания, частично проникают в объём поверхностного слоя, частично осаждаются на поверхности образца, формируя покрытие. Вследствие этого покрытие обладает весьма развитым рельефом, высоким уровнем шероховатости, весьма неоднородно с точки зрения морфологии элементов структуры, содержит микротрещины, микрократеры и микропоры (рис. 14).

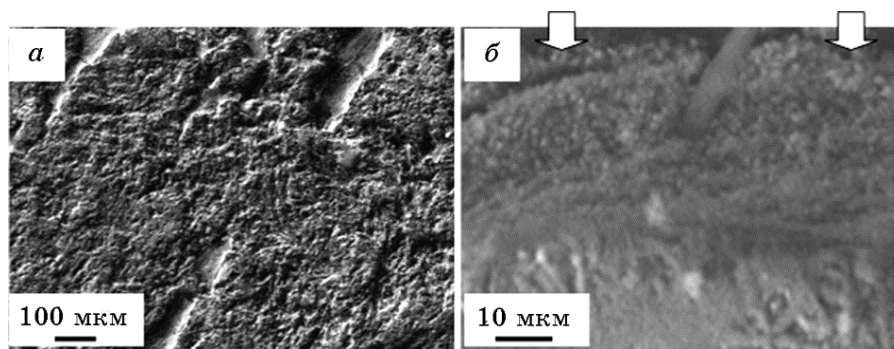
Анализ структуры покрытия, выполненный методом электрон-



**Рис. 13.** Многослойная структура, формирующаяся в поверхностном слое образца ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию; стрелками указана поверхность обработки.<sup>14</sup>

ной дифракционной микроскопии тонких фольг с применением тёмнопольной методики и последующего индицирования микроэлектроннограмм, подтвердил факт существенной неоднородности его строения и выявил присутствие в поверхностном слое целого ряда фаз. Представленные на рис. 15 фотографии демонстрируют присутствие следующих фаз: во-первых, графита в квазиаморфном состоянии; во-вторых, наноразмерных (5–50 нм) выделений борида титана состава TiB; в-третьих, β-титана.

На рисунке 16 приведены электронно-микроскопические изображения структуры покрытия, демонстрирующие сочетания других фаз, а именно, кристаллов α-титана пластинчатой морфологии, поперечные размеры которых изменяются в пределах от 40 до 350 нм (рис. 16, а, г, д), и частиц карбида титана, располага-

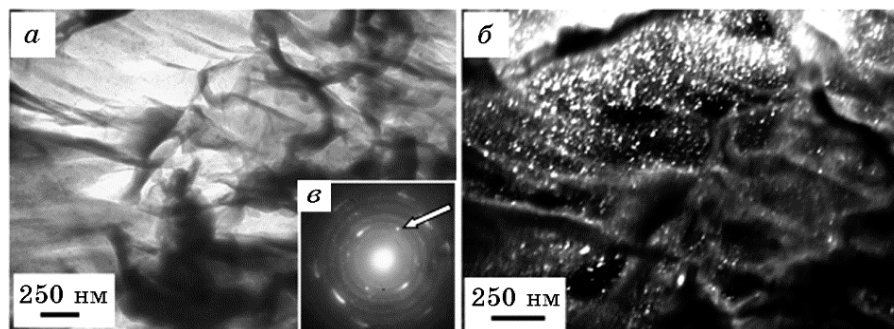


**Рис. 14.** Структура покрытия, формирующегося на образце ВТ1-0, подвергнутом электровзрывному карбоборированию: *a* — поверхность обработки; *б* — поперечное сечение (стрелками указано покрытие).<sup>15</sup>

ющихся в структуре  $\alpha$ -титана в виде островков, указанных стрелками на рис. 16, *a*. Размеры частиц карбида титана изменяются пределах от 15 до 25 нм (рис. 16, *в*).

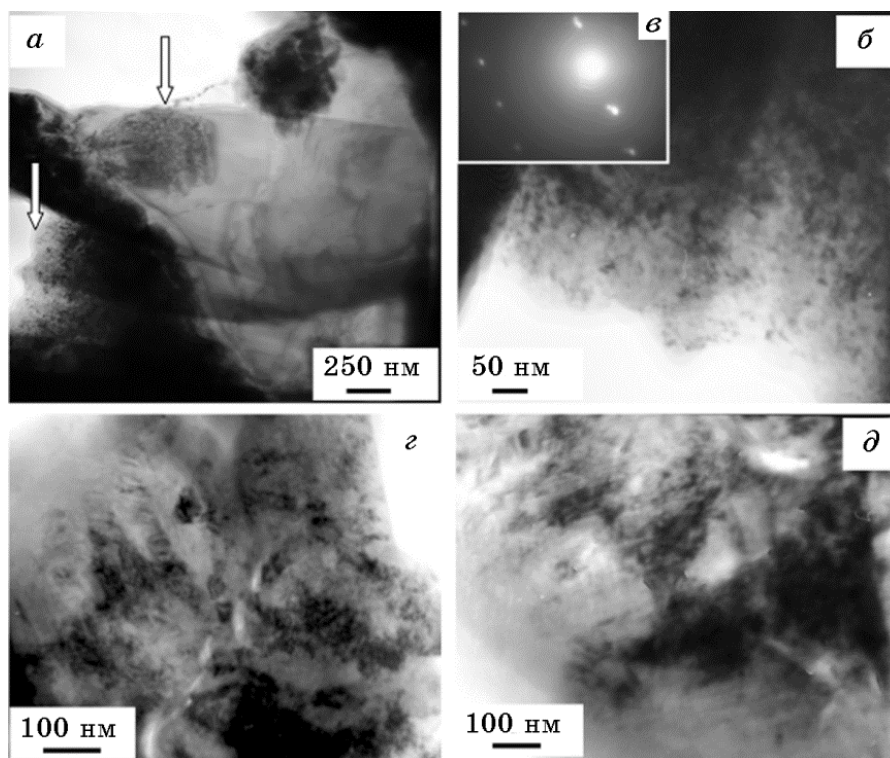
Под покрытием располагается слой жидкофазного легирования титана углеродом и бором (поверхностный слой на рис. 13). Структура этого слоя также неоднородна, как по глубине, так и по сечению вдоль поверхности легирования, что весьма отчётливо выявляется при исследовании строения поперечного шлифа образца методами сканирующей электронной микроскопии (рис. 17).

Анализируя электронно-микроскопическое изображение попе-



**Рис. 15.** Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, формирующегося на поверхности технического чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию: *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе (201)TiB; *в* — микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле); на микроэлектронограмме выявляются дифракционные кольца графита (104), (304), (227) и точечные рефлексы  $\beta$ -титана (плоскость [110]).<sup>16</sup>

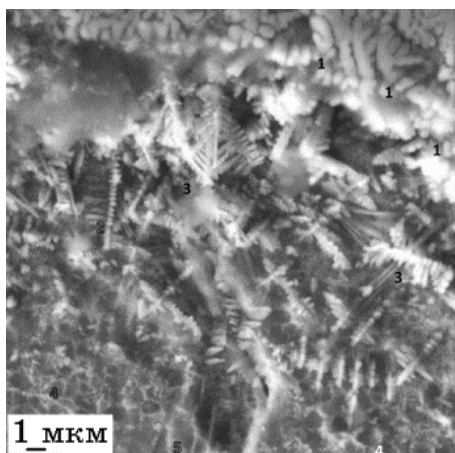




**Рис. 16.** Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, формирующегося на поверхности технического чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию: *а, в–д* — светлые поля; *б* — микроэлектроннограмма к *а* (на *а* стрелками указаны островки с наноразмерными включениями карбида титана).<sup>17</sup>

речного шлифа (рис. 17), можно выделить следующие характерные морфологические разновидности структуры поверхностного слоя.

Во-первых, ячейки кристаллизации, размеры которых изменяются в пределах от 250 до 650 нм (рис. 17, область 1). Во-вторых, дендриты кристаллизации с осями первого (рис. 17, область 2) и второго (рис. 17, область 3) порядка. В-третьих, структура зёрненного типа; по границам зёрен располагаются включения второй фазы округлой формы (рис. 17, область 4). Размеры зёрен изменяются в пределах от 0,5 до 0,8 мкм; размеры включений: от 70 до 200 нм. В-четвёртых, структура пластинчатого типа, поперечные размеры пластин которой изменяются в пределах от 0,8 до 1,5 мкм (рис. 17, область 5). По границам пластин располагаются включения второй фазы, размеры которых составляют  $\cong 100$  нм.

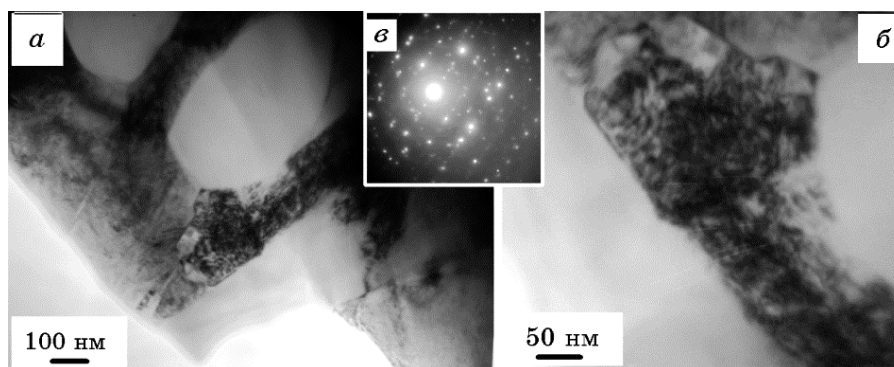


**Рис. 17.** Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя, формирующегося в образце BT1-0, подвергнутом электровзрывному карбоборированию.<sup>18</sup>

Выявленные структуры, как следует из анализа электронно-микроскопического изображения, представленного на рис. 17, располагаются в поверхностном слое определённым образом. А именно, структуры ячеистого типа выявляются вблизи границы раздела покрытия и поверхностного слоя, а также вблизи границы раздела поверхностного и промежуточного слоёв; структуры дендритной кристаллизации располагаются в верхней и центральной частях поверхностного слоя; структуры зёрненного и пластинчатого типа — в нижней части поверхностного слоя.

Электронно-микроскопический микродифракционный анализ поверхностного слоя осуществляли на фольгах, располагающихся на глубине 10–15 мкм, 20–30 мкм и 50–60 мкм.

Как отмечалось выше, одним из характерных элементов структуры поверхностного слоя, выявляемого при анализе поперечного шлифа методами сканирующей электронной микроскопии, являются ячейки высокоскоростной кристаллизации. Характерное изображение структуры ячеистой кристаллизации, полученное методами просвечивающей электронной микроскопии, приведено на рис. 18. Отчётливо видно, что ячейки округлой формы разделены протяжёнными прослойками, имеющими субструктуру в виде крапчатого контраста (рис. 18, б). Размеры элементов субструктуры прослоек изменяются в пределах 10–15 нм. На микроэлектронограмме, полученной со структуры ячеистой кристаллизации (рис. 18, в), выявляются яркие рефлексy α-титана и большое количество рефлексов вторых фаз, среди которых обнаруживаются рефлексy графита, карбида и борида титана.



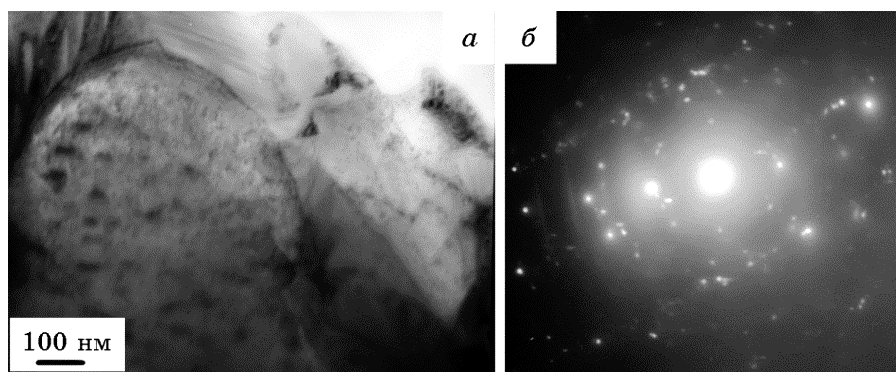
**Рис. 18.** Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации, формирующейся в поверхностном слое образца BT1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию.<sup>19</sup>

В отдельных случаях частицы второй фазы выявляются и объёме ячеек кристаллизации. Характерное изображение структуры такого типа приведено на рис. 19. В данном случае в объёме ячеек, сформированных  $\alpha$ -титаном, выделяются частицы карбида титана, о чём свидетельствуют присутствующие на микроэлектроннограмме рис. 19, б рефлекс данных фаз.

Прослойки с наноразмерными включениями (8–30 нм) формируются и при образовании структуры дендритной кристаллизации. Характерное изображение подобной структуры приведено на рис. 20. Индексирование микроэлектроннограммы, полученной с такой структуры (рис. 20, д), выявляет присутствие рефлексов  $\alpha$ -титана, карбида титана и, по всей видимости, боридов титана.

Вблизи границы раздела поверхностного и промежуточного слоёв выявлено присутствие пластинчатой структуры (рис. 17, область 5). Электронно-микроскопическое изображение данного типа структуры представлено на рис. 21. Отчётливо видно, что в объёме пластин и по их границам обнаруживаются включения второй фазы. Индексирование микроэлектроннограммы (рис. 21, г) даёт основание утверждать, что пластины являются  $\alpha$ -титаном, частицы — боридом титана состава TiB.

Поверхностный слой отделён от переходного сравнительно тонким (2–10 мкм) промежуточным слоем (рис. 22). Располагается он на расстоянии  $\cong 100$ –110 мкм от поверхности легирования. Обратившись к рис. 12, можно обнаружить, что на данном расстоянии от поверхности легирования располагается объёмный максимум микротвёрдости. По всей видимости, промежуточный слой является слоем, отделяющим слой расплавленного материала от слоя, находящегося в процессе электровзрывного легирования в твёрдом состоянии. Исследования, поперечного шлифа,

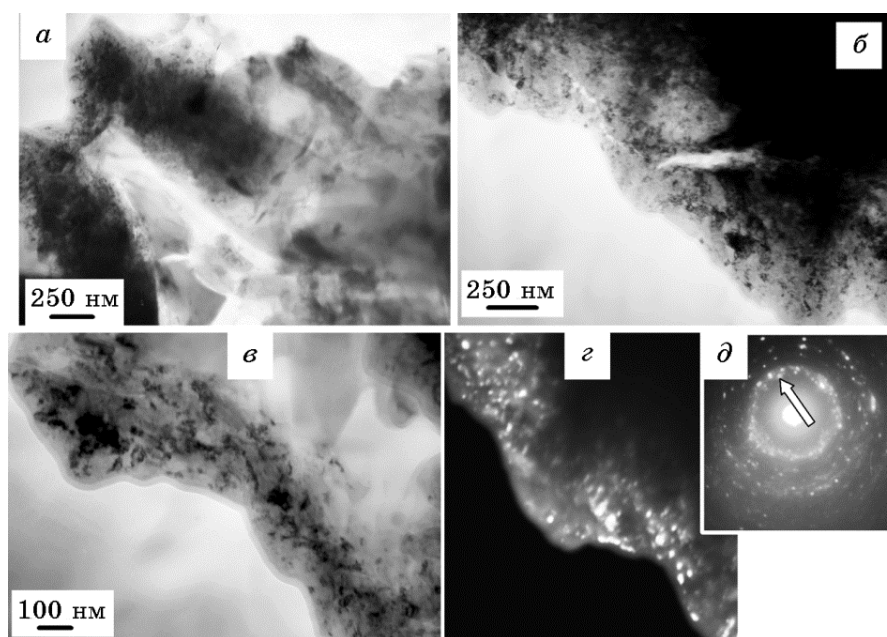


**Рис. 19.** Электронно-микроскопическое изображение ячейки кристаллизации, в объёме которой выявляются частицы карбида титана. Поверхностный слой образца VT1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию.<sup>20</sup>

выполненные методами сканирующей электронной микроскопии, показывают, что структура промежуточного слоя неоднородна. Выявляются участки, сформированные кристаллитами субмикронного диапазона (250–550 нм) размеров (рис. 23, *a*), участки со столбчатой структурой; поперечный размер столбиков изменяется в пределах от 0,8 до 1,5 мкм (рис. 23, *б*), а также участки с различным соотношением данных типов структуры (рис. 23, *б*, обозначено тёмными стрелками).

Методы просвечивающей электронной дифракционной микроскопии позволили выполнить структурно-фазовый анализ отдельных участков промежуточного слоя. Выявленные изображения представлены на рис. 6. Отчётливо видно, что в промежуточном слое формируется структура ячеистой кристаллизации (рис. 24, *a*). Размер ячеек 150–300 нм. На микроэлектроннограмме, полученной с данного типа структуры (рис. 24, *б*), обнаруживаются рефлексы  $\alpha$ -титана и карбида титана состава TiC.

Микрофотографии участков структуры дендритной кристаллизации приведены на рис. 24, *г*, *д*. Вдоль границ дендритов, сформированных  $\alpha$ -титаном, располагаются протяжённые прослойки, содержащие наноразмерные включения (рис. 24, *д*). Индицирование микроэлектроннограммы, полученной с данного участка фольги (рис. 24, *е*), выявило присутствие рефлексов  $\alpha$ -титана, карбида титана состава TiC и диффузных колец, принадлежащих, очевидно, графиту. Переходный слой (слой термического влияния) характеризуется повышенной плотностью дислокаций ( $\cong 3,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), распределённых хаотически в объёме зёрен  $\alpha$ -титана (рис. 24, *a*) и присутствием частиц карбида титана по границам зёрен, рефлексы которого выявляются на микроэлектроннограммах, по-

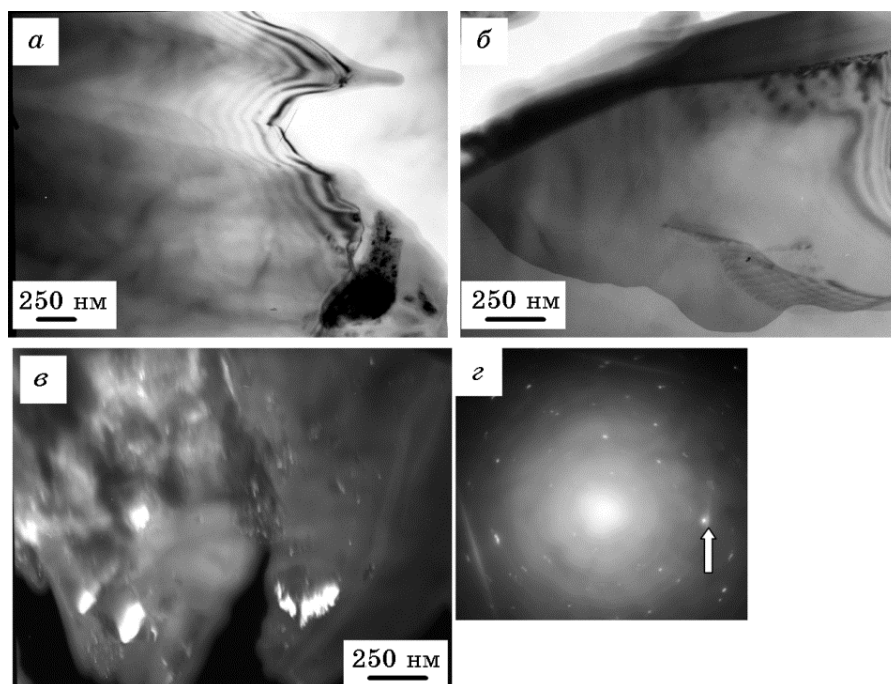


**Рис. 20.** Электронно-микроскопическое изображение структуры дендритной кристаллизации, формирующейся в поверхностном слое образца ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию: *a–в* — светлопольные изображения; *г* — тёмное поле, полученное в рефлексах  $(101)\alpha\text{-Ti} + (111)\text{TiC}$ ; *д* — микроэлектронграмма (стрелкой указаны рефлекссы, в которых получено тёмное поле).<sup>21</sup>

лученных с объёма материала, содержащего границы зёрен (рис. 24, *в*, *г*).

Таким образом, выполненные в работе исследования технически чистого титана марки ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию, позволяют сделать следующие заключения.

- Электровзрывное карбоборирование сопровождается многократным (в  $\cong 20$  раз) увеличением микротвёрдости поверхности облучения образцов технически чистого титана. Величина микротвёрдости изменяется немонотонным образом в зависимости от расстояния до поверхности обработки: на глубине 50–60 мкм наблюдается первый объёмный максимум, на глубине 100–110 мкм — второй. Толщина упрочнённого поверхностного слоя достигает  $\cong 120$  мкм.
- Электровзрывное карбоборирование технически чистого титана ВТ1-0 приводит к созданию многослойной структуры. На поверхности обработки формируется многофазное ( $\alpha$ -титан,  $\beta$ -титан, графит, частицы борида TiB и карбида TiC титана) покрытие.



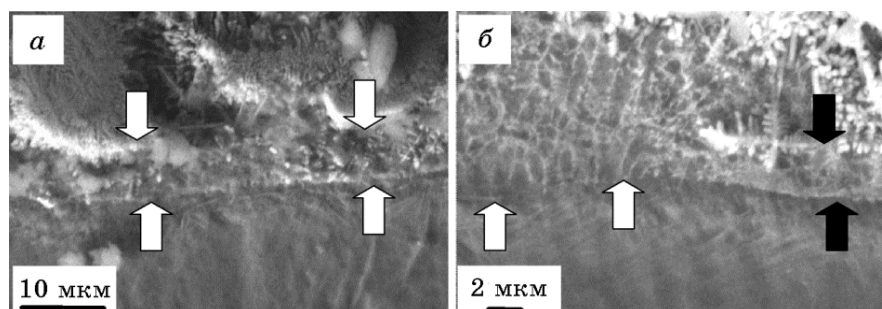
**Рис. 21.** Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся вблизи границы раздела поверхностного и промежуточного слоёв в образце ВТ1-0, подвергнутом электровзрывному карбоборированию: *а, б* — светлопольные изображения; *в* — тёмное поле, полученное в рефлексах  $(312)\alpha\text{-TiB}$ ; *г* — микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле).<sup>22</sup>

Под покрытием располагается слой жидкофазного легирования, структура которого закономерным образом зависит от расстояния до поверхности обработки. На границе раздела поверхностного и переходного слоёв выявлено формирование тонкого промежуточного слоя, обладающего повышенным значением микротвёрдости. Показано, что данный слой имеет структуру ячеистой и дендритной кристаллизации. Вдоль границ ячеек и дендритов располагаются наноразмерные частицы карбида титана.

- Установлено, что первый и второй объёмные максимумы, расположенные на глубине 50–60 мкм и 100–110 мкм, обусловлены формированием многофазной структуры высокоскоростной кристаллизации.

#### 4. ВЫВОДЫ

I. Для случая легирования алюминия никелем получены поверх-

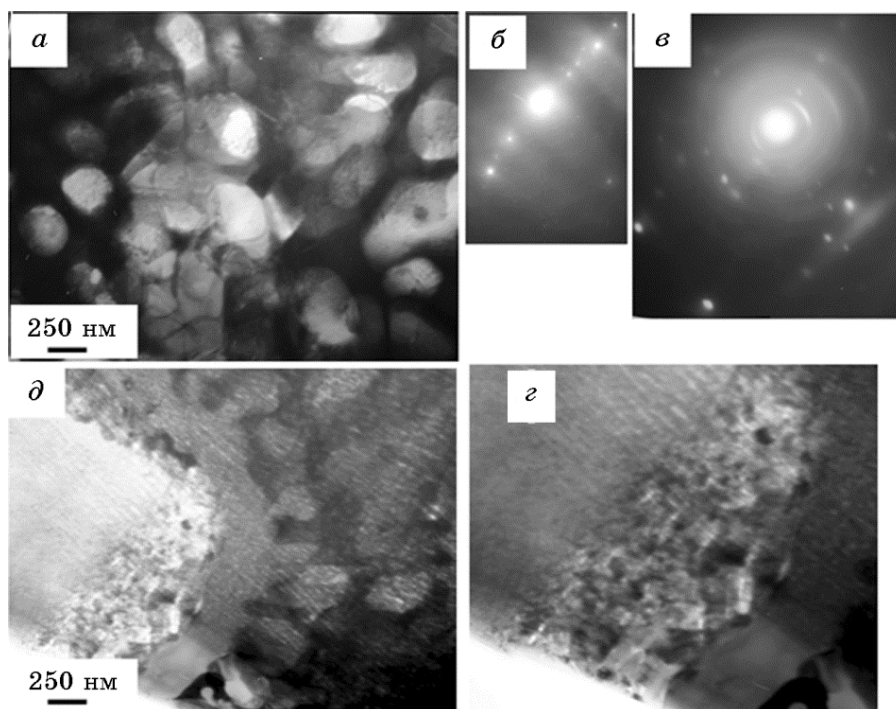


**Рис. 22.** Электронно-микроскопическое изображение структуры промежуточного слоя (слой указан стрелками), формирующегося в образце VT1-0, подвергнутом электровзрывному карбоборированию.<sup>23</sup>

ностные слои, образованные интерметаллидами  $Al_3Ni_2$ ,  $AlNi$ ,  $AlNi_3$ . Сравнительно большая толщина слоёв (190 мкм), равномерное распределение алюминия и никеля (а, следовательно, фазового состава) по глубине, свидетельствуют о влиянии на результаты выделения тепла при взаимодействии компонентов и конвективных процессах перемешивания.

**II.** Для случая легирования титаном поверхности твёрдого сплава ВК10КС в высокоэнергетическом режиме при поглощаемой плотности мощности  $6,0 \text{ ГВт/м}^2$  приводит к формированию двуслойной зоны легирования. Приповерхностный слой содержит карбид титана  $TiC$  и обогащён сложным карбидом состава  $(Ti, W)C$ , промежуточный — полукарбидом  $W_2C$ . Шероховатость поверхности, по сравнению с исходной, увеличивается незначительно, сохраняясь в пределах технических требований. Нанотвёрдость поверхности возрастает до 25000 МПа. Износостойкость увеличивается более чем в 10 раз.

**III.** Электровзрывное карбоборирование сопровождается многократным (в  $\cong 20$  раз) увеличением микротвёрдости поверхности облучения образцов технически чистого титана. Величина микротвёрдости изменяется немонотонным образом в зависимости от расстояния до поверхности обработки: на глубине 50–60 мкм наблюдается первый объёмный максимум, на глубине 100–110 мкм — второй. Толщина упрочнённого поверхностного слоя достигает  $\cong 120$  мкм. Электровзрывное карбоборирование технически чистого титана VT1-0 приводит к созданию многослойной структуры. На поверхности обработки формируется многофазное ( $\alpha$ -титан,  $\beta$ -титан, графит, частицы боридов  $TiB$  и карбида  $TiC$  титана) покрытие. Под покрытием располагается слой жидкофазного легирования, структура которого закономерным образом зависит от расстояния до поверхности обработки. На границе раздела поверхностного и переходного слоёв выявлено формирование



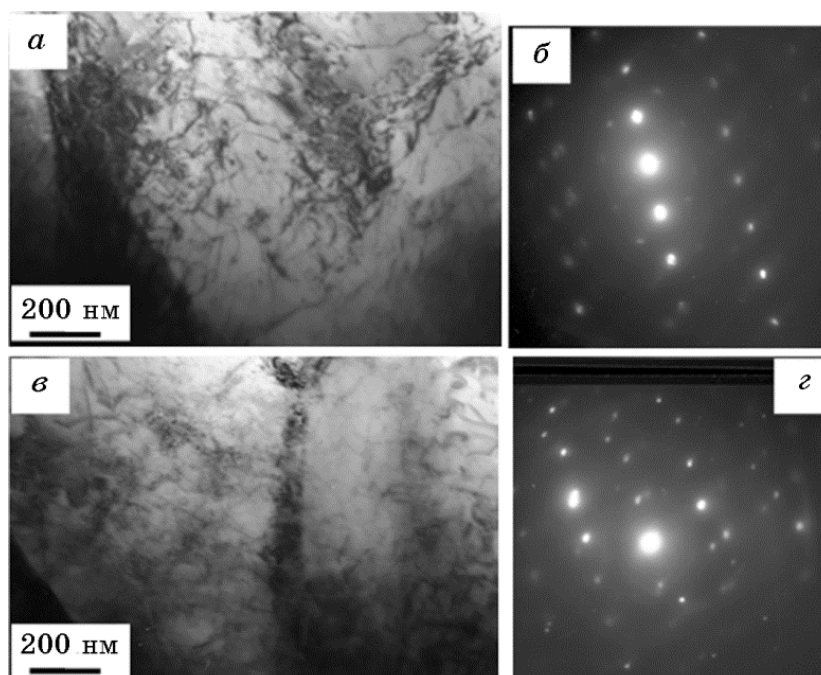
**Рис. 23.** Электронно-микроскопическое изображение структуры промежуточного слоя образца технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию: *a, c, d* — светлопольные изображения; *б, в* — микроэлектронogramмы к *a* и *c* соответственно.<sup>24</sup>

тонкого промежуточного слоя, обладающего повышенным значением микротвёрдости. Показано, что данный слой имеет структуру ячеистой и дендритной кристаллизации. Вдоль границ ячеек и дендритов располагаются наноразмерные частицы карбида титана.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено 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. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.





**Рис. 24.** Электронно-микроскопическое изображение структуры переходного слоя образца технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию: *a, c* — светлопольные изображения; *б, д* — микроэлектронogramмы к *a* и *c* соответственно.<sup>25</sup>

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. Я. Багаутдинов, Е. А. Будовских, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов* (Новокузнецк: СибГИУ: 2007).
2. Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, *Электровзрывное напыление износостойких и электроэрозионностойких покрытий* (Новокузнецк: ООО «Полиграфист»: 2014).
3. Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, *Электровзрывное напыление электроэрозионностойких покрытий: формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий методом электровзрывного напыления* (Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG: 2012).
4. Н. П. Лякишев, С. В. Павлович, О. А. Колпаков, О. А. Банных, Н. А. Ватолин, М. И. Гасик, В. И. Добаткин, А. В. Елютин, С. П. Ефименко, В. И. Кашин, С. К. Кажухметов, Б. Г. Коршунов, Ю. А. Осипьян, Н. Н. Ракова, С. И. Тишаев, Л. З. Ходак, В. Н. Чернышов, *Энциклопедический словарь по металлургии* (Москва: Интермент Инжиниринг: 2000), т. 1.
5. В. Е. Громов, Е. В. Капралов, С. В. Райков, Ю. Ф. Иванов,

- Е. А. Будовских, *Успехи физ. мет.*, **15**, № 4: 213 (2014).
6. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, С. В. Райков, С. В. Коновалов, *Успехи физ. мет.*, **14**, № 1: 67 (2013).
  7. В. Е. Громов, К. В. Волков, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, К. В. Алсараева, С. В. Коновалов, *Успехи физ. мет.*, **15**, № 1: 1 (2014).
  8. Б. А. Артамонов, Ю. С. Волков, В. И. Дрожалова, Ф. В. Седыкин, В. П. Смоленцев, В. М. Ямпольский, *Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов: учеб. пособие. Обработка материалов с использованием высококонцентрированных источников энергии* (Москва: Высшая школа: 1983), т. 2.
  9. А. В. Болотов, Г. А. Шепель, *Электротехнологические установки: учеб. для вузов* (Москва: Высшая школа: 1988).
  10. А. Хасуи, О. Моригаки, *Наплавка и напыление* (Москва: Машиностроение: 1985) (Пер. с япон.).
  11. Г. В. Бобров, А. А. Ильин, *Нанесение неорганических покрытий. Теория. Технология. Оборудование: учеб. пособие для вузов* (Москва: Интермет Инжиниринг: 2004).
  12. В. Ф. Горюшкин, А. Я. Багаутдинов, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, *Заготовительные производства в машиностроении*, № 9: 44 (2005).
  13. Е. А. Будовских, В. Ф. Горюшкин, Е. В. Мартусевич, В. Е. Громов, А. Я. Багаутдинов, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, № 1: 95 (2005).
  14. Е. А. Будовских, Л. В. Манжос, Е. В. Мартусевич, И. С. Астахова, *Изв. вузов. Чер. металлургия*, № 6: 38 (2003).
  15. С. В. Райков, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Е. С. Ващук, *Физическая природа упрочнения поверхностных слоев титановых сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2014).
  16. *Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титана после электровзрывного науглероживания и электронно-пучковой обработки* (Ред. В. Е. Громов) (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2012).
  17. *Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке* (Ред. В. Е. Громов) (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2011).
  18. В. В. Углов, Н. Н. Черенда, В. М. Анищик, В. М. Асташинский, Н. Т. Квасов, *Модификация материалов компрессионными плазменными потоками* (Минск: БГУ: 2013).
  19. Ю. Н. Тюрин, М. Л. Жадкевич, *Плазменные упрочняющие технологии* (Киев: Наукова думка: 2008).
  20. Л. Ф. Мондольфо, *Структура и свойства алюминиевых сплавов* (Москва: Металлургия: 1979) (Пер. с англ.).
  21. А. Н. Иванов, В. С. Хмелевская, И. А. Антошина, А. Б. Коршунов, *Перспективные материалы*, № 1: 89 (2003).
  22. В. А. Тарбоков, Г. Е. Ремнёв, П. В. Кузнецов, *Физика и химия обработки материалов*, № 3: 11 (2004).
  23. Ю. Н. Тюрин, С. Н. Кульков, О. В. Колисниченко, И. М. Дуда, *Физическая инженерия поверхности*, **7**, № 3: 262 (2009).
  24. Т. Н. Осколкова, Е. А. Будовских, *Поверхностное упрочнение WC-Co твёрдого сплава электровзрывным легированием*: Патент РФ 2398046

- МПК С23С 14/32, С23С 14/48 (ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»: № 2009132441/02: Бюл. № 24) (2010).
25. Т. Н. Осколкова, Е. А. Будовских, *Заготовительные производства в машиностроении*, № 8: 33 (2010).
  26. Т. Н. Осколкова, Е. А. Будовских, *Способ поверхностной обработки вольфрамкобальтового твёрдосплавного инструмента*: Патент РФ 2405061 МПК С23С 14/32, С23С 14/06 (ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»: № 2009126395/02: Бюл. № 33) (2010).
  27. В. Г. Хижняк, В. Ю. Долгих, В. И. Король, *Научные вестники НТУ Украины «Киевский политехнический институт»*, № 1: 74 (2002).
  28. Н. Н. Евстратова, В. Т. Компанец, В. А. Сухарникова, *Материаловедение* (Ростов-на-Дону: Феникс: 2006).
  29. Б. Н. Арзамасов, В. А. Брострем, Н. А. Буше, Ю. А. Быков, А. Г. Васильева, Г. П. Гардымов, И. С. Гершман, Э. Ч. Гини, М. Е. Дриц, А. А. Зябрев, И. В. Кириллов, С. И. Кишкина, Е. А. Курочкин, В. И. Кучерявый, В. И. Макарова, Т. А. Пааийоти, Ж. П. Пастухова, М. Д. Перкас, А. Г. Рахштадт, А. П. Семенов, В. И. Силаева, В. Н. Симонов, Л. М. Соколенко, Т. В. Соловьева, В. И. Солонин, Г. Б. Строганов, В. И. Третьяков, Е. А. Ульянин, И. Н. Фридляйдер, О. М. Ховова, К. П. Яценко, *Конструкционные материалы: справочник* (Ред. Б. Н. Арзамасов) (Москва: Машиностроение: 1990).
  30. И. Н. Чапорова, К. С. Чернявский, *Структура спечённых твёрдых сплавов* (Москва: Металлургия: 1975).
  31. М. Г. Лошак, *Прочность и долговечность твёрдых сплавов* (Киев: Наукова думка: 1984).

## REFERENCES

1. A. Ya. Bagautdinov, E. A. Budovskikh, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Fizicheskie Osnovy Elektrovzryvnogo Legirovaniya Metallov i Spлавov* [Physical Fundamentals of Electroexplosive Alloying of Metals and Alloys] (Novokuznetsk: SibGIU: 2007) (in Russian).
2. D. A. Romanov, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, and Yu. F. Ivanov, *Elektrovzryvnoe Napylenie Iznoso- i Elektroerozionnostoykih Pokrytiy* [Electroexplosive Sputtering of Wear- and Electroresistant Coatings] (Novokuznetsk: Poligrafist: 2014) (in Russian).
3. D. A. Romanov, E. A. Budovskikh, and V. E. Gromov, *Elektrovzryvnoe Napylenie Elektroerozionnostoykih Pokrytiy: Formirovanie Struktury, Fazovogo Sostava i Svoystv Elektroerozionnostoykih Pokrytiy Metodom Elektrovzryvnogo Napyleniya* [Electroexplosive Sputtering of Electroresistant Coatings: Formation of Structure, Phase Composition, and Properties of Electroresistant Coatings by Electroexplosive Sputtering Method] (Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG: 2012) (in Russian).
4. N. P. Lyakishev, S. V. Pavlovich, O. A. Kolpakov, O. A. Bannykh, N. A. Vatolin, M. I. Gasik, V. I. Dobatkin, A. V. Elyutin, S. P. Efimenko, V. I. Kashin, S. K. Kazhakhmetov, B. G. Korshunov, Yu. A. Osip'yan,

- N. N. Rakova, S. I. Tishaev, L. Z. Khodak, and V. N. Chernyshov, *Entsiklopedicheskiy Slovar' po Metallurgii* [Metallurgy Encyclopaedic Dictionary] (Moscow: Intermet Inzhiniring: 2000), vol. 1 (in Russian).
5. V. E. Gromov, E. V. Kapralov, and S. V. Raykov, Yu. F. Ivanov, and E. A. Budovskikh, *Uspehi Fiziki Metallov*, 15, No. 4: 213 (2014) (in Russian).
  6. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, V. A. Grishunin, S. V. Raykov, and S. V. Konovalov, *Uspehi Fiziki Metallov*, 14, No. 1: 67 (2013) (in Russian).
  7. V. E. Gromov, K. V. Volkov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaraeva, and S. V. Konovalov, *Uspehi Fiziki Metallov*, 15, No.1: 1 (2014) (in Russian).
  8. B. A. Artamonov, Yu. S. Volkov, V. I. Drozhalova, F. V. Sedykin, V. P. Smolentsev, and V. M. Yampol'skiy, *Elektrofizicheskie i Elektrokhimicheskie Metody Obrabotki Materialov: Uchebnoe Posobie. Obrabotka Materialov s Ispol'zovaniem Vysokokontsentrirrovannykh Istochnikov Energii* [Electrophysical and Electrochemical Methods for Material Treatments. Tutorial. Material Treatments Using the High-Energy Sources] (Moscow: Vysshaya Shkola: 1983), vol. 2 (in Russian).
  9. A. V. Bolotov and G. A. Shepel', *Elektrotekhnologicheskie Ustanovki: Uchebnoe Posobie dlya Vuzov* [Electrotechnological Apparatuses: Tutorials for High Schools] (Moscow: Vysshaya Shkola: 1988) (in Russian).
  10. A. Khasui and O. Morigaki, *Naplavka i Napylenie* [Surfacing and Sputtering] (Moscow: Mashinostroenie: 1985) (Russian translation).
  11. G. V. Bobrov and A. A. Il'in, *Nanesenie Neorganicheskikh Pokrytiy. Teoriya. Tekhnologiya. Oborudovanie: Uchebnoe Posobie dlya Vuzov* [Deposition of Inorganic Coatings. Theory. Technology. Equipment. Tutorial for High Schools] (Moscow: Intermet Inzhiniring: 2004) (in Russian).
  12. V. F. Goryushkin, A. Ya. Bagautdinov, E. V. Martusevich, and V. E. Gromov, *Zagotovitel'nye Proizvodstva v Mashinostroenii*, No. 9: 44 (2005) (in Russian).
  13. E. A. Budovskikh, V. F. Goryushkin, E. V. Martusevich, V. E. Gromov, and A. Ya. Bagautdinov, *Fundamental'nye Problemy Sovremennogo Materialovedeniya* [Basic Problems of Materials Science], No. 1: 95 (2005) (in Russian).
  14. E. A. Budovskikh, L. V. Manzhos, E. V. Martusevich, and I. S. Astakhova, *Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 38 (2003) (in Russian).
  15. S. V. Raykov, E. A. Budovskikh, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and E. S. Vashchuk, *Fizicheskaya Priroda Uprochneniya Poverkhnostnykh Sloyov Titanovykh Splavov pri Elektrozryvnom Legirovanii i Elektronno-Puchkovoy Obrabotke* [Physical Nature of the Strengthening of Surface Layers of Titanium Alloys at Electroexplosive Alloying and Electron-Beam Treatment] (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2014) (in Russian).
  16. *Struktura, Fazovyy Sostav i Svoystva Poverkhnostnykh Sloyov Titana Posle Elektrozryvnogo Nauglerozhivaniya i Elektronno-Puchkovoy Obrabotki* [Structure, Phase Composition, and Properties of Titanium Surface Layers after Electroexplosive Carburizing and Electron-Beam Treatment] (Ed. V. E. Gromov) (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2012) (in Russian).
  17. *Formirovanie Strukturno-Fazovykh Sostoyaniy Metallov i Splavov pri Elektrozryvnom Legirovanii i Elektronno-Puchkovoy Obrabotke* [Formation

- of Structural-Phase States of Metals and Alloys at the Electroexplosive Doping and Electron-Beam Treatment] (Ed. V. E. Gromov) (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2011) (in Russian).
18. V. V. Uglov, N. N. Cherenda, V. M. Anishchik, V. M. Astashinskiy, and N. T. Kvasov, *Modifikatsiya Materialov Kompessionnymi Plazmennymi Potokami* [Modification of Materials by the Compression Plasma Flows] (Minsk: BGU: 2013) (in Russian).
  19. Yu. N. Tyurin and M. L. Zhadkevich, *Plazmennye Uprochnyayushchie Tekhnologii* [Plasma Strengthening Technology] (Kiev: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).
  20. L. F. Mondolfo, *Struktura i Svoystva Alyuminievykh Splavov* [Aluminium Alloys: Structure and Properties] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (Russian translation).
  21. A. N. Ivanov, V. S. Khmelevskaya, I. A. Antoshina, and A. B. Korshunov, *Perspektivnye Materialy*, No. 1: 89 (2003) (in Russian).
  22. V. A. Tarbokov, G. E. Remnev, and P. V. Kuznetsov, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 3: 11 (2004) (in Russian).
  23. Yu. N. Tyurin, S. N. Kul'kov, O. V. Kolisnichenko, and I. M. Duda, *Fizicheskaya Inzheneriya Poverkhnosti*, 7, No. 3: 262 (2009) (in Russian).
  24. T. N. Oskolkova and E. A. Budovskikh, *Poverkhnostnoe Uprochnenie WC-Co Tvyordogo Splava Elektrovzryvnym Legirovaniem* [Surface Strengthening of Solid WC-Co Alloy via Electroexplosive Alloying]: Patent 2398046 RU. MPK C23C 14/32, C23C 14/48 (Otkrytiya i Izobreteniya: No. 24) (2010) (in Russian).
  25. T. N. Oskolkova and E. A. Budovskikh, *Zagotovitel'mnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, No. 8: 33 (2010) (in Russian).
  26. T. N. Oskolkova and E. A. Budovskikh, *Sposob Poverkhnostnoy Obrabotki Vol'framokobal'tovogo Tvyordosplavnogo Instrumenta* [A Method of Surface Treatment of Solid Tungsten-Cobalt Alloy Tools]: Patent 2405061 RU. MPK C23C 14/32, C23C 14/06 (Otkrytiya i Izobreteniya: No. 33) (2010) (in Russian).
  27. V. G. Khizhnyak, V. Yu. Dolgikh, and V. I. Korol', *Nauchnye Vesti NTU Ukrainy «Kyivskyy Politekhnichnyy Instytut»*, No. 1: 74 (2002) (in Russian).
  28. N. N. Evstratova, V. T. Kompaneets, and V. A. Sukharnikova, *Materialovedenie* [Materials Science] (Rostov-on-Don: Feniks: 2006) (in Russian).
  29. B. N. Arzamasov, V. A. Brostrem, N. A. Bushe, Yu. A. Bykov, A. G. Vasil'eva, G. P. Gardymov, I. S. Gershman, E. Ch. Gini, M. E. Drita, A. A. Zyabrev, I. V. Kirillov, S. I. Kishkina, E. A. Kurochkin, V. I. Kucheryavy, V. I. Makarova, T. A. Paiayoti, Zh. P. Pastukhova, M. D. Perkas, A. G. Rakhshadt, A. P. Semenov, V. I. Silaeva, V. N. Simonov, L. M. Sokolenko, T. V. Solov'eva, V. I. Solonin, G. B. Stroganov, V. I. Tret'yakov, E. A. Ul'yanin, I. N. Fridlyaider, O. M. Khovova, and K. P. Yatsenko, *Konstruksionnye Materialy: Spravochnik* [Construction Materials: a Handbook] (Ed. B. N. Arzamasov) (Moscow: Mashinostroenie: 1990) (in Russian).
  30. I. N. Chaporova and K. S. Chernyavskiy, *Struktura Spechyonnykh Tvyordykh Splavov* [Structure of the Sintered Solid Alloys] (Moscow:

Metallurgiya: 1975) (in Russian).

31. M. G. Loshak, *Prochnost' i Dolgovechnost' Tvyordykh Splavov* [Strength and Durability of Solid Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1984) (in Russian).

\*Siberian State Industrial University,

42, Kirov Str.,

654007 Novokuznetsk, Russia

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

2/3, Akademicheskiiy Avenue,

634055 Tomsk, Russia

\*\*\*National Research Tomsk Polytechnic University,

2/3, Akademicheskiiy Avenue,

634055 Tomsk, Russia

<sup>1</sup> Fig. 1. Diagrammatic representation of laboratory electroexplosive unit—EEU 60/10 (ЭВУ 60/10).

<sup>2</sup> TABLE. Materials and treatment modes providing the improvement of physical-mechanical properties.

<sup>3</sup> Fig. 2. Surface relief of the coating formed at electroexplosive nickelling of aluminium (SEM).

<sup>4</sup> Fig. 3. Coating structure formed at electroexplosive nickelling of aluminium (*a*), convective structures in a transition layer on the base-coating interface (*б*), distribution patterns for photos (*a*) of aluminium (*в*) and nickel (*г*).

<sup>5</sup> Fig. 4. X-ray pattern of aluminium surface after electroexplosive nickelling.

<sup>6</sup> Fig. 5. Microstructure of WK10KS alloy in secondary electrons after electroexplosive alloying at low- (*a*) and high-energy (*б*) modes.

<sup>7</sup> Fig. 6. Elemental composition of a surface layer of WK10KS alloy after electroexplosive alloying.

<sup>8</sup> Fig. 7. Fragments of diffraction patterns of WK10KS alloy after electroexplosive alloying with titanium at low- (*a*) and high-energy (*б*) modes.

<sup>9</sup> Fig. 8. Profile of wear track for the original sample (*a*) and the sample after electroexplosive alloying with titanium at a high-energy mode (*б*).

<sup>10</sup> Fig. 9. Light microscopy of VT1-0 titanium after the electroexplosive carburizing (*a*) and the subsequent electron-beam treatment (*б*) (straight metallographic section).

<sup>11</sup> Fig. 10. Diagrammatic representation of the cross-section of an electroexplosive carburizing zone: 1—coating formed by graphite particles from the back of the jet; 2—surface of alloying zone with the traces of a radial melt flow; 3—alloying zone; 4—fringe area with the traces of fluid dynamic base disturbance; 5—heat-affected zone.

<sup>12</sup> Fig. 11. Scheme of a radial surface structure of an electroexplosive alloying zone; (left) for the case of carburizing without powder samples, (right) with boron powder samples (1—central area, 2—intermediate area, 3—peripheral area).

<sup>13</sup> Fig. 12. Microhardness profile of commercially pure VT1-0 titanium samples after electroexplosive carburizing; vertical lines indicate the thickness of a hardened surface layer.

<sup>14</sup> Fig. 13. Multilayer structure forming in a surface layer of VT1-0 samples, subjected to electro-explosive carboborating. The pointers indicate the surface of the processing

<sup>15</sup> Fig. 14. Coating structure formed on VT1-0 samples subjected to electroexplosive carboborating; *a*—processing surface; *б*—cross-section (the arrows indicate the coating).

<sup>16</sup> Fig. 15. Electron-microscopy image of coating structure formed on the surface of commercially pure VT1-0 titanium subjected to electroexplosive carboborating; *a*—light field; *б*—dark field obtained in the (201)TiB reflection; *в*—microelectron-diffraction pattern (the arrow indicates the reflection, in which a dark field is obtained); in the microelectron-diffraction pattern, diffraction fringes of graphite are revealed as (104), (304), (227), and point  $\beta$ -titanium reflection (plane [110]).

<sup>17</sup> Fig. 16. Electron-microscopy image of coating structure formed on the surface of commercially pure VT1-0 titanium subjected to electroexplosive carboborating; *a*, *в-д*—light fields; *б*—microelectron-diffraction pattern corresponding to (*a*). In (*a*), the arrows indicate the islands with nanoscale inclusions of titanium carbide.

<sup>18</sup> Fig. 17. Electron-microscopy image of the surface layer structure formed in VT1-0 samples subjected to electroexplosive carboborating.

<sup>19</sup> Fig. 18. Electron-microscopy image of cellular crystallization structure formed in a surface

---

layer of VT1-0 sample subjected to electroexplosive carboborating.

<sup>20</sup> Fig. 19. Electron-microscopy image of cellular crystallization, in which bulk carbide titanium particles are revealed; surface layer of VT1-0 sample subjected to electroexplosive carboborating.

<sup>21</sup> Fig. 20. Electron-microscopy image of dendritic crystallization structure formed in a surface layer of VT1-0 sample subjected to electroexplosive carboborating;  $a$ – $\epsilon$ —bright-field image;  $z$ —dark field image obtained in the  $(101)\alpha\text{-Ti} + (111)\text{TiC}$  reflection;  $\partial$ —microelectron-diffraction pattern (the arrows indicate the reflections, in which a dark field image is obtained).

<sup>22</sup> Fig. 21. Electron-microscopy image of the structure formed close to the interfacial area of the surface and intermediate layers of VT1-0 samples subjected to electroexplosive carboborating;  $a$ ,  $\delta$ —bright-field image;  $\epsilon$ —dark-field image obtained in  $(312)\alpha\text{-TiB}$  reflections;  $z$ —microelectron-diffraction pattern (the arrow indicates the reflection, in which a dark field is obtained).

<sup>23</sup> Fig. 22. Electron-microscopy image of the structure of an intermediate layer formed in VT1-0 sample subjected to electroexplosive carboborating (the layer is indicated by the arrows).

<sup>24</sup> Fig. 23. Electron-microscopy image of the structure of an intermediate layer of commercially pure VT1-0 titanium sample subjected to electroexplosive carboborating;  $a$ ,  $z$ ,  $\partial$ —bright-field image;  $\delta$ ,  $\epsilon$ —microelectron-diffraction patterns corresponding to ( $a$ ) and ( $z$ ), respectively.

<sup>25</sup> Fig. 24. Electron-microscopy image of the structure of a transition layer of commercially pure VT1-0 titanium sample subjected to electroexplosive carboborating;  $a$ ,  $\epsilon$ —bright-field images;  $\delta$ ,  $z$ —microelectron-diffraction patterns corresponding to ( $a$ ) and ( $\epsilon$ ), respectively.