

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГИБРИДНЫХ И КОМБИНИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ

А.Д. Погребняк, В.В. Понарядов*, Ю.А. Кравченко, Ш.М. Рузимов**

Сумский институт модификации поверхности

Украина

**Белорусский Государственный университет (Минск)*

Беларусь

***Национальный университет Узбекистана, кафедра физики (Ташкент)*

Узбекистан

Поступила в редакцию 24.11.2003

В обзоре анализируются результаты исследований самих авторов и других лабораторий. Рассмотрены результаты модификации гибридных покрытий на основе AISI 321/ $Al_2O_3/Cr/TiN$ сильноточным электронным пучком (СЭП). Отмечены особенности формирования рельефа поверхности и структурно-фазовых состояний порошковых покрытий на основе никеля, модифицированных СЭП и импульсными потоками плазмы. Обнаружена зависимость структурно-фазового состояния, распределения микротвердости по глубине поверхностного слоя и износа поверхности порошковых покрытий от методики их приготовления и особенностей облучаемого материала. Представлены результаты исследований физико-механических свойств титановых сплавов после модифицирования поверхности электронными и ионными пучками. На примере титановых сплавов показано, что двойная имплантация ионов и последующая обработка в режиме плавления СЭП приводит к изменению усталостной прочности, твердости, износа при трении и увеличению коррозионной стойкости. Указаны положительные качества использования импульсного упрочнения поверхности по сравнению с обработкой непрерывной плазменной струей.

ВВЕДЕНИЕ

Создание нового поколения машин и устройств, работающих на сверхвысоких скоростях при высоких давлениях, сильно ужесточают требования к конструкционным материалам нового поколения. Одним из путей решения этой проблемы являются комбинированные (дуплексные, триплексные) и гибридные методы обработки поверхности металлов и сплавов. Проведение целой серии международных конференций в разных частях света уже говорит о пристальном внимании к этой проблеме во многих странах Европы, Азии и США. Следует заметить, что традиционные методы обработки, которые широко использовались в прошлом столетии, такие как ионная имплантация, ионное осаждение пленок в вакууме, термодиффузия, обработка сильноточными электронными и мощными ионными пучками уже себя исчерпали, т.к. достигли максимальных успехов [1–5].

Поэтому в последнее время возрос интерес к применению новых высокоэффективных технологий, таких как использование высокоскоростных импульсных плазменных струй для нанесения покрытий из тугоплавких порошковых материалов, керамики и металлокерамики, а также использование импульсных плазменных струй просто для закалки и легирования поверхностных слоев металлов и сплавов, и деталей из них [6–7]. Несмотря на хорошее качество покрытий, полученных такими технологиями, имеются

скрытые резервы, которые позволяют улучшать свойства покрытий и поверхности подложки изделий. Поэтому используется вакуумно-дуговое осаждение пленок с последующей обработкой поверхности сильноточным электронным пучком в режиме плавления. Их комбинация и разная последовательность позволяют улучшить физико-механические свойства. В этом обзоре представлены первые положительные результаты, полученные в данном направлении, которые могут быть использованы в самом ближайшем будущем в производстве.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ $Al_2O_3/Cr/TiN$, НАНЕСЕННЫХ НА ПОДЛОЖКУ СТАЛИ 3 (0,3 ВЕС. %С), ДО И ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

В настоящее время представляют интерес защитные покрытия на детали для электрохимического и химического оборудования. Известно, что отдельные виды обработки, такие, например, как ионная имплантация, ионно-асситируемое осаждение тонких пленок, электронно-лучевая обработка, нанесение покрытий с помощью высокоскоростных плазменных струй и т.д. [1–3, 8], не могут напрямую привести к желаемому эффекту. Поэтому в последнее время для решения прикладных задач используют комбинированные методы обработки, которые позволяют решать

важные задачи в материаловедении. С другой стороны, известно также, что такие детали, как, например, лопатки кислотных насосов, требуют высокой адгезии покрытия к поверхности детали, низкой (малой) пористости и наличия пассивирующих элементов типа Cr, Ti и др. [9, 10].

Было проведено исследование структуры, элементного и фазового состава комбинированного покрытия на основе $Al_2O_3/Cr/TiN$, нанесенного на подложку из стали 3 (0,3 вес.% C), до и после облучения электронным пучком, а также исследование служебных характеристик гибридного покрытия. Особое внимание уделялось процессам диффузии и массопереноса.

На тонких образцах (толщина 0,3 мм) аустенитной нержавеющей стали 321 (состав: 18 вес.% Cr; 9 вес.% Ni; 1 вес.% Ti, остальное Fe) были получены защитные покрытия. Методика нанесения защитных гибридных покрытий заключалась в следующем. С помощью высокоскоростной импульсной плазменной струи на установке "Импульс-5" было нанесено базовое порошковое покрытие из оксида алюминия (порошок $\alpha-Al_2O_3$ размером $27 \div 56$ мкм) толщиной от 45 до 65 мкм. При нанесении покрытий рабочие параметры установки были следующими: частота детонации (число импульсов) – 4 Гц; расход электрической энергии на каждый плазменный импульс составлял $2,5 \div 3,5 \cdot 10^3$ Дж; дистанция от среза сопла плазматрона до подложки – 40 см, диаметр пятна 33 мм. Для улучшения коррозионных свойств поверхности в растворе серной кислоты, на покрытие из Al_2O_3 в вакуумно-дуговом источнике типа "Булаг-3Т" наносили слой нитрида титана (TiN) толщиной от 1,2 до 2 мкм. Для улучшения адгезии перед нанесением слоя нитрида титана на керамическую поверхность нанесли подслоя хрома (Cr) (толщина от 0,2 до 0,5 мкм).

После нанесения гибридного покрытия часть образцов была оставлена для исследований в исходном состоянии, а часть – использована для дальнейшей модификации [11].

Поверхность гибридного покрытия облучали сильноточным электронным пучком (СЭП) на установке "У-212", изготовленной в институте электросварки им. О.Е. Патона, г. Киев. Плотность энергии пучка электронов подбирали таким образом, чтобы оплавить полностью покрытие из $Al_2O_3/Cr/TiN$ и частично подложку. Ускоряющее напряжение 30 кВ, ток пучка 20 и 35 мА, амплитуда пучка – 15 мм, скорость сканирования поверхности серии № 2 – 30 м/час, серии № 3 – 15 м/час. Особенности обработки СЭП заключались в том, что диаметр пучка электронов составлял 3 мм при шаге развертки 0,9 мм. Это обеспе-

чивало образование на поверхности полосчатой микроструктуры, когда оплавленные участки покрытия чередовались с не оплавленными. Использовались 3 серии образцов: 1 серия – исходное покрытие $Al_2O_3/Cr/TiN$ без облучения; 2 серия – обработка СЭП (плотность тока 20 мА, частичное оплавление покрытия); 3 серия – обработка СЭП – с проплавлением покрытия и частично подложки (плотность тока 35 мА).

Для механических испытаний были проведены тесты на твердость, адгезию и коррозионную стойкость в серной кислоте при температуре $(200 \div 400)^\circ C$. Для анализа элементного состава использовали обратное рассеяние протонов с начальной энергией 1,55 МэВ на ускорителе "Сокол" ННЦ ХФТИ. Также проводили исследование на электронном сканирующем ожэ-спектрометре (Scanning Auger Multiprobe) PHI-660 фирмы Perkin Elmer USA. Распределение элементов по глубине получали путем ионного распыления слоев гибридного покрытия. Для распыления применялись ионы Ar^+ с энергией 3,5 кэВ. Исследование поверхности проводили на сканирующем электронном микроскопе РЭММА-102 (Selmi, Sumy, Ukraine). Микроанализ проводили на рентгеновском спектрометре с приставкой WDS-2, выполненном на базе полупроводникового Si (Li) детектора. Фазовый состав анализировался методом рентгеноструктурного анализа (XRD) с помощью установки DPON-2 в $Cu_K\alpha$ -излучении (S-Peterburg, Russia).

На рис. 1а, б представлены фотографии поверхности гибридного покрытия из $Al_2O_3/Cr/TiN$ до и после облучения СЭП. Анализ полученных результатов свидетельствует о большой шероховатости, так как осажденные в вакууме пленки из Cr и TiN повторяют рельеф покрытия, полученного с помощью импульсно-плазменной струи (рис. 1а). Отметим также, что образование "капельной" фракции, которая видна на поверхности гибридного покрытия (см. рис. 1б), обусловлено безсегрегационным осаждением TiN и Cr. Облучение гибридных покрытий СЭП приводит к образованию на поверхности "полосчатой" структуры (чередование светлых (исходное состояние покрытия) и темных полос (поверхность, оплавленная электронным пучком)). На этих полосках точками обозначены места, откуда проводился микроанализ.

На рис. 2 представлены спектры, снятые в разных областях поверхности покрытия. Спектры, полученные на округлых включениях (области капельной фракции), имеют в своем составе следующие элементы: Ti, Cr, Fe (см. рис. 2а). Доминирующим элементом является титан.

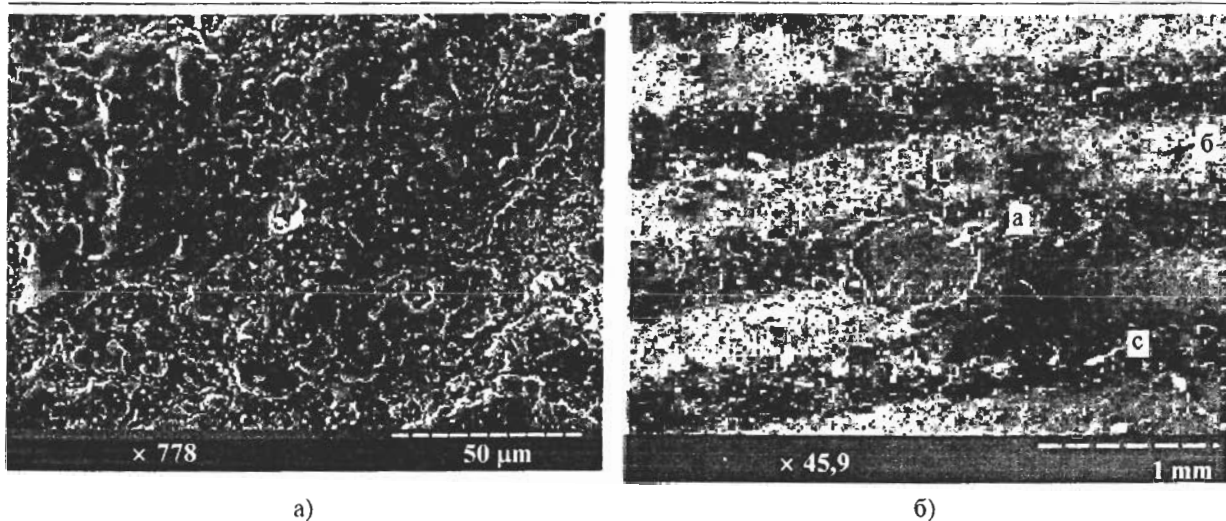


Рис. 1. Морфология поверхности гибридных покрытий $Al_2O_3/Cr/TiN$, нанесенных комбинированным способом: а) исходное состояние (без электронного облучения) (серия № 1); б) после электронного облучения (серия № 2).

Также установлено, что концентрация указанных элементов в области расплавленной капли в разных точках не постоянна. Дополнительно обнаружено присутствие Al. Участки, не подверженные облучению СЭП, содержат 13,9 вес. % Al; 48,2 вес.% Ti; 0,03 вес.% Cr; 0,42 вес.% Fe. В участках, оплавленных СЭП, находится около 55 вес. % Al; 0,5 вес. % Ti; 0,2 вес. % Cr и 0,8 вес.% Fe.

Более подробно элементный состав гибридных покрытий исследовался с помощью ОР протонов. Расшифровка спектра показана на рис. 3 (наличие на поверхности Al, Ti, кислорода и азота в гибридном покрытии, после облучения СЭП). Результаты ОР – анализа указывают также на увеличение концентрации кислорода в покрытии, вплоть до самой поверхности в образцах после облучения СЭП. В приповерхностных слоях покрытия без обработки СЭП концентрация кислорода значительно меньше. Согласно полученным данным, в покрытиях после электронно-лучевого плавления наблюдается уменьшение с глубиной содержания Ti (рис. 4) и одновременно уширяется профиль распределения. Учитывая теорию диффузии и хорошее совпадение формы распределения концентрации Ti с гауссовой кривой, был рассчитан эффективный коэффициент диффузии титана ($c = 2,4 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{с}$).

На этих же образцах мы проводили исследование фазового состава (XRD – анализ) гибридных покрытий $Al_2O_3/Cr/TiN$. Полученные результаты свидетельствуют о том, что основной элемент матрицы подложки $\gamma\text{-Fe}$ (ГЦК) с параметром решетки 3,592 Å. XRD анализ, дающий интегральную характеристику о слое толщиной в несколько мкм, указывает на то, что гибридное покрытие является многофазным соединением. Наряду с основной фазой порошка $\alpha\text{-Al}_2O_3$ на-

блюдается наличие $\gamma\text{-Al}_2O_3$, $\beta\text{-Al}_2O_3$, TiN и Cr. Проведена оценка процентного соотношения фаз в покрытиях с двумя режимами обработки (серия № 2, серия № 3). На рис. 5 представлены результаты приведенных расчетов. Видно, что модификация покрытия из $Al_2O_3/Cr/TiN$ с помощью СЭП приводит к полимерному превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\beta \rightarrow \alpha$ в Al_2O_3 . Из расчетов сделан вывод о существенном влиянии модификации поверхности с помощью СЭП на параметры решетки составляющих элементов покрытия.

Обнаружены изменения параметров решетки $\alpha\text{-Al}_2O_3$, которые связаны с формированием остаточных сжимающих напряжений (серия № 1 (без облучения СЭП): $a(\alpha\text{-Al}_2O_3) = 4,773 \text{ Å}$, $c(\alpha\text{-Al}_2O_3) = 13,581 \text{ Å}$, $c/a = 2,87$; серия № 2 (облучение СЭП в мягком режиме): $a(\alpha\text{-Al}_2O_3) = 4,773 \text{ Å}$; $c(\alpha\text{-Al}_2O_3) = 12,996 \text{ Å}$; $c/a = 2,72$; серия № 3 (облучение СЭП в жестком режиме) $a(\alpha\text{-Al}_2O_3) = 4,767 \text{ Å}$; $c(\alpha\text{-Al}_2O_3) = 12,878 \text{ Å}$; $c/a = 2,71$ [12].

В исходном состоянии, до облучения СЭП, например, параметр решетки нитрида титана равен 4,264 Å, а после воздействия СЭП (режим частичного оплавления) он составляет 4,221 Å. После обработки СЭП с полным проплавлением комбинированного покрытия параметр решетки равен 4,247 Å. Обнаружены изменения параметра решетки Cr (серия 1 – $a(\text{Cr}) = 2,879 \text{ Å}$; серия 2, 3 – $a(\text{Cr}) = 2,868 \text{ Å}$).

Для более точной интерпретации результатов об элементном составе покрытий методом оже-электронной спектроскопии были проведены дополнительные исследования. На рис. 6а представлен спектр $dN(E)/dE$, полученный вблизи поверхности гибридного покрытия $Al_2O_3/Cr/Ti$ после СЭП обработки. Если атом находится в

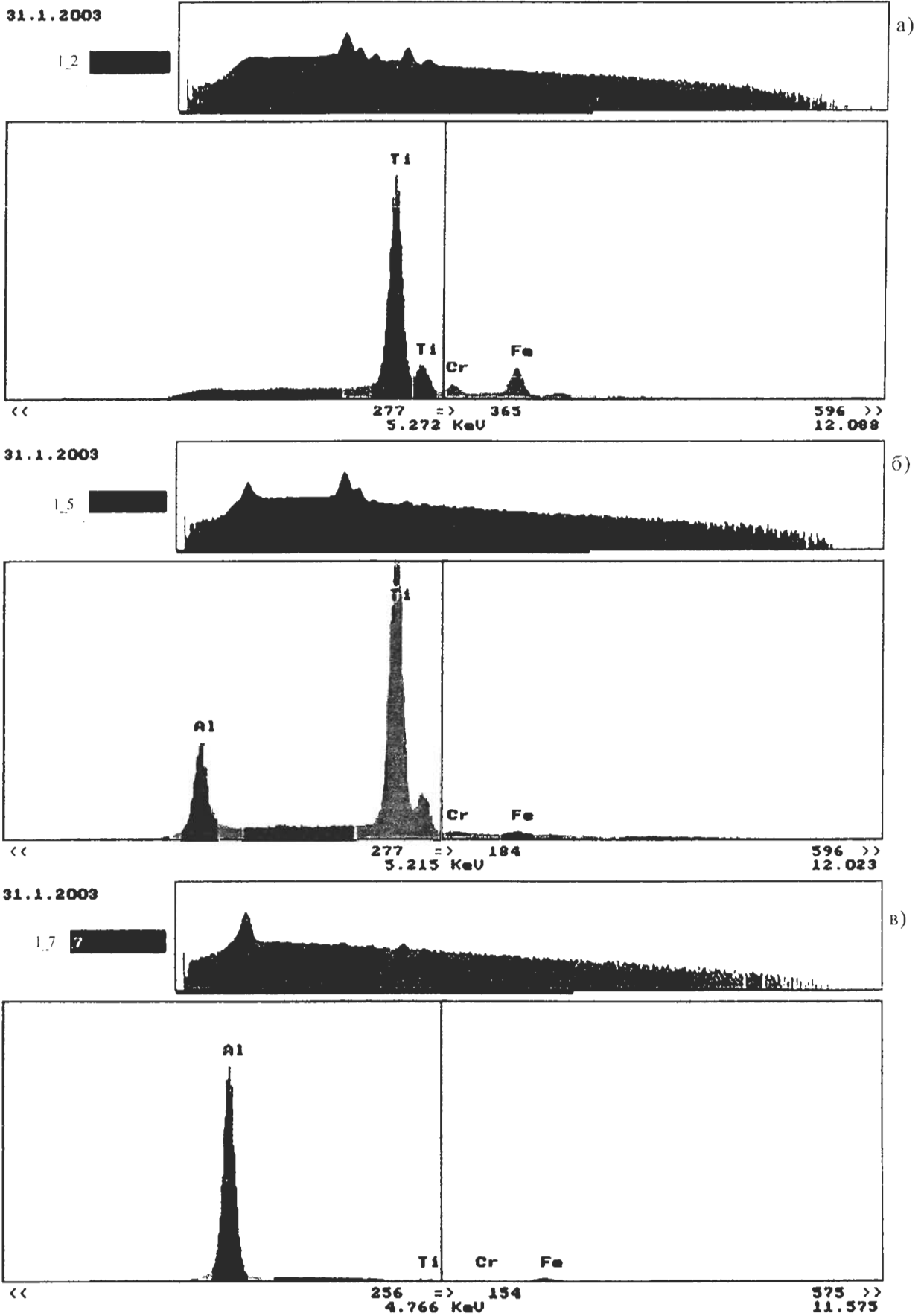


Рис. 2. Спектры элементного анализа состава гибридных покрытий, полученные в точках, указанных на рис. 1: а) – область капельной фракции на дне кратера поверхности; б) – светлый участок покрытия, не оплавленный СЭП; в) – темный участок покрытия, оплавленный СЭП.

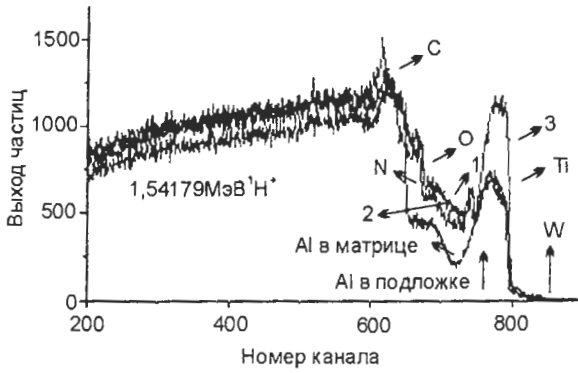


Рис. 3. Энергетический спектр обратного рассеяния протонов с начальной энергией 1,55 МэВ, полученный с поверхности гибридных покрытий: 1 – исходное состояние; 2 – серия № 2; 3 – серия № 3.

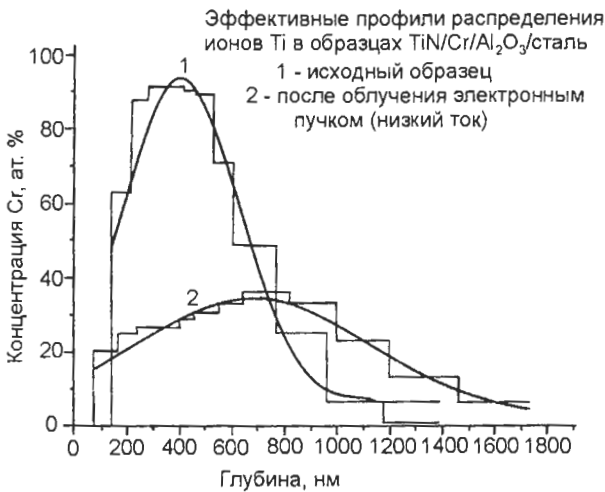


Рис. 4. Эффективные профили распределения по глубине ионов Тi (профиль был рассчитан из спектра ОР-протонов с использованием DVBS кода).

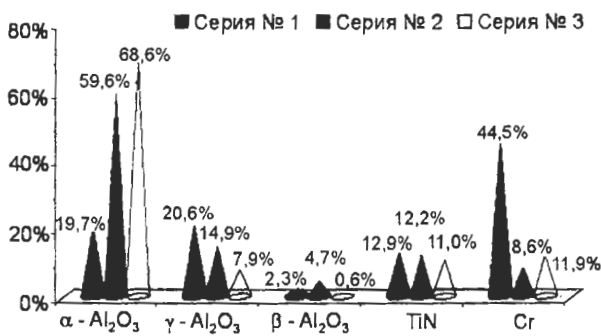


Рис. 5. Результаты расчета процентного соотношения фаз на поверхности гибридных покрытий.

связанном состоянии, энергия ожэ-электронов несколько отличается от исходного состояния элемента и на спектре появляются дополнительные пики [2]. На рис. 6б приведены полученные профили концентрации элементов покрытия по глубине гибридного покрытия. Примерная оценка глубины показывает, что после распыления ионами Ag⁺ в течении 30 мин. толщина слоя соответствует 2,5 ÷ 3 мкм. Следует отметить, что в покрытии обнаружен широкий спектр элементов и их

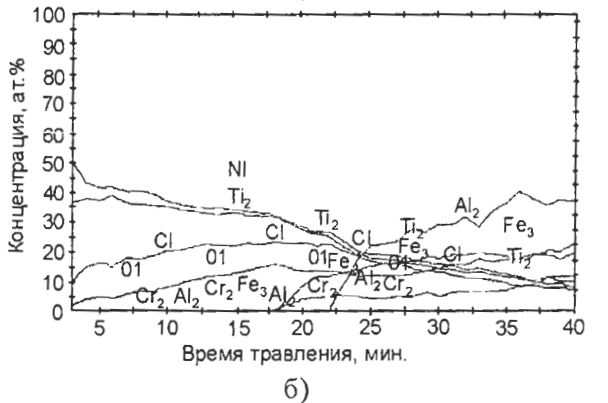
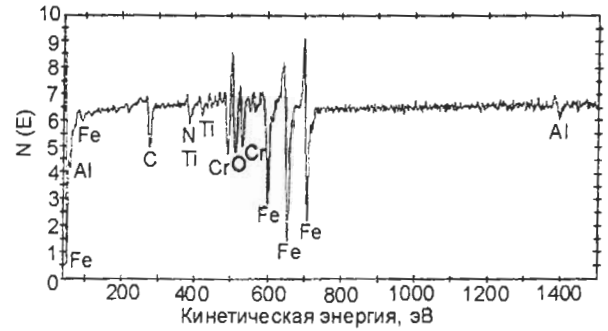


Рис. 6. Элементный состав поверхности гибридного покрытия (серия 1) после 40 минут травления ионами Ar⁺: а) – ожэ-спектр, снятый с поверхности гибридного; б) – распределение составных элементов покрытия по глубине.

композиций (соединений или кластеров). Вблизи поверхности мы видим высокую концентрацию Ti и N, затем при увеличении времени травления появляются пики Cr и Al, а также кластеры Cr₂, Cr₂Fe₃.

В табл. 1 представлены некоторые данные по коррозионным испытаниям. Уменьшение потенциала коррозии E , также как и уменьшение токов коррозии $\tau_{кор}$ и пассивации $\tau_{пас}$ в случае электронного воздействия на покрытие Al₂O₃/Cr/TiN, говорят о хорошей коррозионной стойкости в серной кислоте гибридного покрытия. Можно предположить, что данное увеличение стойкости к коррозии связано с уменьшением сквозных пор в Al₂O₃, с увеличением толщины покрытия за счет TiN и Cr и его перемешивания со слоем керамики [13].

Таблица 1

Данные по электрохимической коррозии

№	Образец	E (mV)	τ_{pas} (mA)	τ_{pas} (mV)	E_{pas} (mV)	E_{rep} (mV)
1	Серия 1 (Al ₂ O ₃ +TiN)	-425	3,8	1,15	1015	1012
2	Серия 2 (Al ₂ O ₃ +TiN)	-360	0,15	0,14	970	935
3	Серия 3 (Al ₂ O ₃ +TiN) Оплавленный НСЭП	-265	0,95	0,5	985	970

Следует также отметить то, что плотность покрытия Al_2O_3 в исходном состоянии составляет $3,9 \text{ г/см}^3$, в то время, как из литературы известно, что $\alpha-Al_2O_3$ имеет плотность $3,98 \text{ г/см}^3$, а адгезия покрытия из Al_2O_3 к подложке (без обработки электронным пучком) составляет $(40 - 65) \text{ МПа}$ [7]. Однако облучение поверхности СЭП с ее полным проплавлением приводит к значительному увеличению адгезии до $140 \div 160 \text{ МПа}$ (что также связано с плавлением и перемешиванием в "жидкой" фазе) [7, 14].

Твердость покрытия без облучения электронами составляла от $1,3 \cdot 10^4 \text{ Н/мм}^2$ до $1,42 \cdot 10^4 \text{ Н/мм}^2$, а после облучения в мягком режиме (серия 2) $\approx 1,6 \cdot 10^4 \text{ Н/мм}^2$, в жестком режиме (серия 3) $1,78 \cdot 10^4 \pm 0,8 \text{ Н/мм}^2$. Таким образом, видно, что происходит увеличение твердости после обработки СЭП.

Нанесение гибридных покрытий из $Al_2O_3/Cr/TiN$ с последующей обработкой СЭП в двух режимах приводит к изменению фазового состава покрытия (результаты XRD), массопереносу элементов, в частности, Ti (результаты AES, BS и микроанализ), а также к значительному изменению служебных характеристик, таких как адгезия, твердость и коррозионная стойкость в серной кислоте.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ПОКРЫТИЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДО И ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Одним из наиболее современных методов получения коррозионно-стойких материалов, с высокими эксплуатационными характеристиками являются комбинированные (дуплексные, триплексные) методы обработки поверхности [15 - 16]. Последнее время для получения покрытий из порошковых материалов применяют высокоскоростную импульсно-плазменную струю [17 - 22]. Однако такие покрытия имеют ряд недостатков: образование на поверхности тонких оксидных слоев и наличие в покрытии пор (от 0,5 до 1,8 %) [17-19]. С целью снятия проблем, указанных выше, и улучшения адгезии в области покрытия - подложка, используется комбинированная обработка поверхности покрытий потоками импульсной плазмы и электронными пучками высокой плотности энергии [7, 18, 23]. Такое воздействие на поверхность твердого тела концентрированных потоков энергии приводит к поглощению части падающей энергии, которая, в свою очередь, обуславливает протекание разнообразных физико-химических явлений в поверхностном слое материала и в глубине покрытия (нагрев,

структурно-фазовые переходы с изменением агрегатного состояния, изменение фазового состава поверхности, плазмохимические реакции, интенсификация практически всех механизмов диффузии и т.д.) [24].

Известно также, что одним из основных классов порошковых материалов для получения коррозионно-стойких покрытий являются сплавы на основе никеля. Плазменные покрытия из никелевых сплавов широко используются для защиты поверхности от коррозии и износа [18, 23].

Таким образом, в работе [23] авторы решали задачу получения порошковых покрытий на основе Ni на подложке из малоуглеродистой стали, нанесенных плазменно-детонационным методом с последующим оплавлением поверхности и части подложки сильноточным электронным пучком, а также исследование их структуры, фазового состава, микротвердости, твердости и коррозионной стойкости полученных покрытий.

С целью получения износостойких и коррозионно-стойких твердых покрытий нами был проведен ряд следующих исследований. На подложку из малоуглеродистой стали с помощью установки «Импульс-5» были нанесены порошковые покрытия из никелевого сплава (толщина от 60 до 110 мкм). Материалом для получения коррозионно-стойких покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками служили 2 вида порошка: ПГ-10Н-01 стандарт Russia (основа Ni, В - 3,3 %; С - 0,8%; Si - 4,3%; Cr - $14 \div 20\%$; Fe - до 7%); и ПГАН-33 (основа Ni, Cr - 24%; Mo - 4%; Si - 2%; W - 1 %; В - 2 %). Следует отметить, что такие добавки как Si и В были введены в состав поверхности порошка с целью уменьшения силы поверхностного натяжения расплавленного покрытия в период его модификации концентрированными источниками энергии. Mo и W выступают в роли легирующих элементов, дающих возможность увеличить твердость полученных покрытий.

При напылении никелевых порошковых покрытий режимы работы плазмотрона были следующими: емкость конденсаторной батареи - 800 мФ; частота следования импульсов 3 Гц, скорость плазменной струи достигала $7,5 \div 8 \text{ км/с}$ при температуре плазменного потока $3 \cdot 10^4 \text{ К}$, полное погребление компонентов смеси сгорания составляло $2 \text{ м}^3/\text{час}$, эродированный электрод сделан из молибдена, дистанция, с которой наносились покрытия - 40 мм.

Далее, часть образцов была оставлена в исходном состоянии, а часть оплавляли сильноточным электронным пучком (СЭП) (источник «У-212»). Обработка поверхности СЭП проводилась при

двух режимах: мягком – проплавление покрытия, и жестком – полное проплавление покрытия и оплавление поверхности подложки толщиной в два раза больше, чем само покрытие (плотность мощности пучка соответственно равна 980 Вт/см^2 и 1960 Вт/см^2). При этом скорость перемещения электронного пучка составляла 80 м/с , а ширина обработанной дорожки – $10 \div 12 \text{ мм}$. Следует отметить, что величина количества энергии, попавшей на единицу площади поверхности, сильно влияет на значение силы поверхностного натяжения материала. Это последствие модификации поверхности покрытий СЭП, сопровождающейся большими скоростями отвода тепла вглубь поверхности материала [7, 20].

Исследование микроструктуры поверхности порошкового покрытия проводилось на сканирующем электронном микроскопе (SEM) PEMMA – 102 и микроскопе High Resolution Scanning Electron Microscope S-806, Hitachi, Japan. Качественный и количественный микроанализ поверхности проводили на рентгеновском волновом спектрометре WDS-2 [25]. (Следует заранее оговорить, что данные о процентном соотношении элементов в поверхности могут быть немного завышены из-за неровности поверхности сформированных покрытий).

Исследование фазового состава покрытия проводилось методом рентгеноструктурного анализа (XRD) при помощи рентгеновского дифрактометра DRON-2 [26].

Измерение микротвердости проводилось на приборе ПМТ-3 с алмазной пирамидкой Виккерса при нагрузке на индентор 20, 50 и 100 гр. Иссле-

дование проводилось на поперечных шлифах вглубь поверхности покрытия [14].

Испытания на износостойкость проводилось на установке СМЦ-2 по схеме плоскость-цилиндр в среде технического вазелина. Измерялись параметры (длительность и ширина) площадки износа, возникающие при соприкосновении контртела с тестируемыми образцами в зависимости от числа оборотов N контртела известного диаметра. Затем рассчитывался объем материала, унесенного в зоне трения. Эксперименты проводились как на материале основы, так и на поверхности покрытий [27].

Испытания на коррозионную стойкость в модифицированном покрытии проводили с помощью электрохимического оборудования. Использовали Bank-Wenking Potentio-Galvanostat PGS 81R и ячейки Princeton Applied Research corrosion test. Испытания проводили в растворе серной кислоты $0,5 \text{ М}$. На электроды установки прикладывали потенциал от 1 до $1,5 \text{ В}$. Площадь корродируемого пятна равна $0,8 \text{ см}^2$. Скорость сканирования поверхности материала – 15 мВ/с . Результаты проведенных исследований микроструктуры поверхности свидетельствуют о разных морфологических особенностях поверхности покрытий, формирующихся под действием потока импульсной плазменной струи (с оплавленным и расплавленным порошком) и электронного пучка.

На рис. 7 представлены изображения общего вида покрытий ПГАН-33 после импульсно-плазменной обработки, полученные при разных увеличениях.

Судя по характеру микрорельефа поверхности, модифицированной импульсно-плазменной

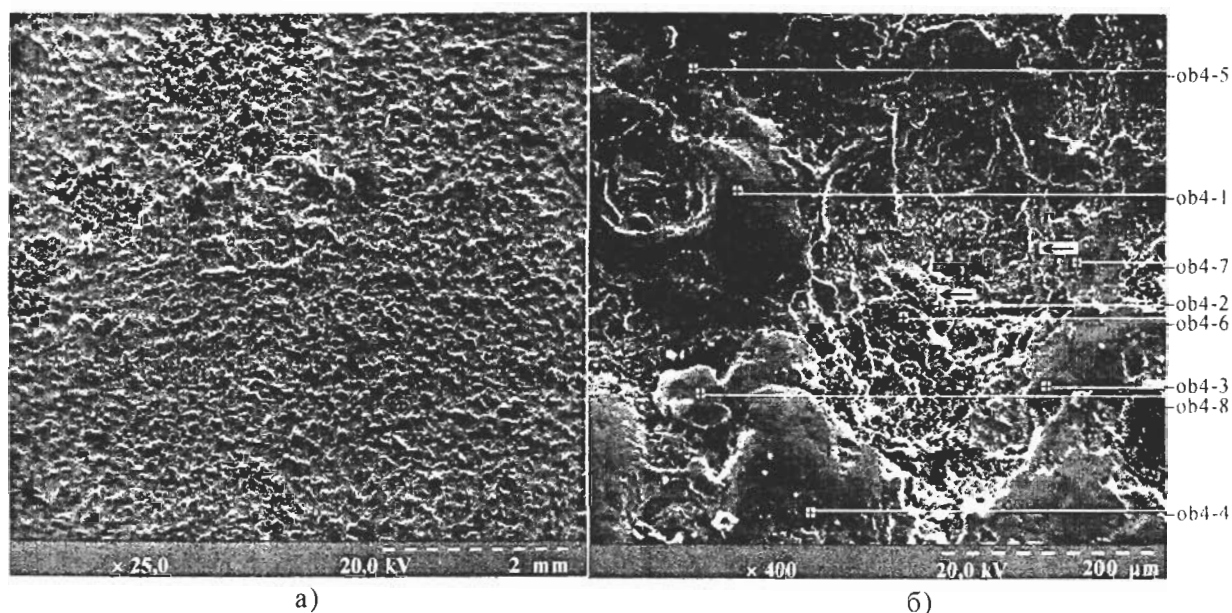


Рис. 7. Структура поверхности порошкового покрытия ПГАН-33 после воздействия высокоскоростной импульсной плазменной струи (скорость струи $v = 7,5 \text{ км/с}$; температура $1,5 \cdot 10^4 \text{ К}$): а) – общий вид поверхности; б) – участок покрытия, на котором проводился элементный анализ.

струей, даже при столь малых увеличениях (рис. 7а), можно отметить наличие очень высокой шероховатости. Частичное оплавление некоторых частичек порошка в импульсно-плазменном потоке и их последующее высокоскоростное деформирование на поверхности подложки является причиной формирования поверхности в виде застывшей лавы.

В некоторых местах вообще можно увидеть явное очертание застывших деформированных частичек (обозначение стрелкой на рис. 7б). На поверхности также четко видны отдельные ровные темные участки покрытия, имеющие явную зернистую структуру. Наблюдается также присутствие впадин с сильно рельефным дном и чередующимися темными и светлыми участками.

На рис. 8 приведены спектры, снятые в разных областях поверхности покрытия после импульсно-плазменного оплавления. Интегральная характеристика участка поверхности покрытия, представленного на рис. 8б, указывает на то, что его основными составляющими являются Ni (52 вес. %), Fe (9 вес. %), Cr (12,5 вес. %) и Mo (21 вес. %). Наблюдаются также небольшие концентрации (до 10 вес. %) Al, Si и Ti (рис. 8а). Локальный элементный анализ наводит на мысль о неоднородном перераспределении элементов, входящих как в исходный состав порошка, так и в газовую атмосферу плазмотрона. Для наглядности на рис. 8б, в представлены спектры элементного состава поверхности, снятые в разных точках покрытия. Нами были обнаружены области, в которых максимальная концентрация Ni составляла порядка 75 %, а минимальная – порядка 3 %. При этом концентрация молибдена на участках с минимальным составом никеля достигает 84 %. Учитывая то, что молибден является составляющим элементом порошка ПГАН-33 и то, что при нанесении покрытий использовали эродированный электрод из молибдена, считаем, что такое локальное увеличение концентрации элемента вполне возможно [10, 18].

Исследования фазового состава исходного порошка показали, что он являет собой ГЦК-структуру, подобную твердому раствору никеля с замещенными атомами хрома. Порошковое покрытие после импульсно-плазменной обработки является многофазным соединением. На рис. 9 представлен фрагмент рентгенограммы, полученной с поверхности порошкового покрытия. Согласно проведенным расчетам, основу матрицы составляют такие элементы как Ni (48 %) и Mo (20 %). Согласно расчетам, решетка Ni претерпевает некоторые изменения. Наблюдается возникновение растягивающих напряжений с последующим

увеличением его параметра решетки: $a(\text{Ni}) = 3,53 \text{ \AA}$ ($a_{\text{таб}}(\text{Ni}) = 3,524 \text{ \AA}$ [26]). Оплаваясь, исходный порошок образует соединение FeCr, массовая доля которого может составлять 15 %. Кроме того, в покрытии образуется интерметаллическое соединение Fe_7Mo_6 и, возможно, FeMo (явное поднятие области фона на рентгенограммах в районе $2\theta - ((42 - 50)^\circ)$). Они составляют, соответственно, 12 и 4 % от общего состава поверхности покрытия [18, 19].

На рис. 10 а приведен общий вид морфологии поверхности порошкового покрытия ПГ-10Н-01, оплавленного электронным пучком в мягком режиме. Следует отметить, что обработка поверхности СЭП влечет за собой формирование волнистого микрорельефа. На поверхности в некоторых областях наблюдаются мелкие впадины. Исследование рельефа поверхности этих впадин (рис. 10 б) показало, что они являются центрами скопления мелких включений. Согласно данным элементного анализа, в их состав входят значительные доли S, Al и Ta. Их основным составным элементом является железо. На поверхности покрытия обнаружены неравномерно распределенные темные области, основным компонентом которых является железо, максимальная концентрация которого на таких участках достигает порядка 94 %.

На рис. 11а приведен спектр, снятый в одной из таких точек покрытия. Интегральная характеристика элементного состава поверхности после электронного оплавления (рис. 11б) указывает на увеличение концентрации железа почти в 6 раз относительно его доли в исходном материале порошка. Вероятнее всего, что в процессе оплавления поверхности электронным пучком происходит полное проплавление порошкового покрытия, с частичным оплавлением поверхности подложки и локальное перемешивание компонентов подложки и покрытия. Кроме этого, в состав покрытия входит около 15% Cr и 40,5% Ni.

Зафиксировано сильное влияние оплавления поверхности покрытия электронным пучком на его формирующийся состав. По проведенным расчетам рентгенограмм, в состав исходного порошка ПГ-10Н-01 входят 72 % Ni, 20 % FeCr и 8 % CrV. Оплавление поверхности СЭП приводит к тому, что основными составляющими покрытия являются Ni и Fe. Они составляют около 65 и 6 % соответственно от общего фазового состава поверхности. Решетка Ni сильно растянута: $a(\text{Ni}) = 3,55 \text{ \AA}$, а параметр решетки $\alpha\text{-Fe}$ равен $2,86 \text{ \AA}$. Одновременно модификация покрытия приводит к образованию на поверхности оксидных соединений Ni_2O_3 (9 %), NiO

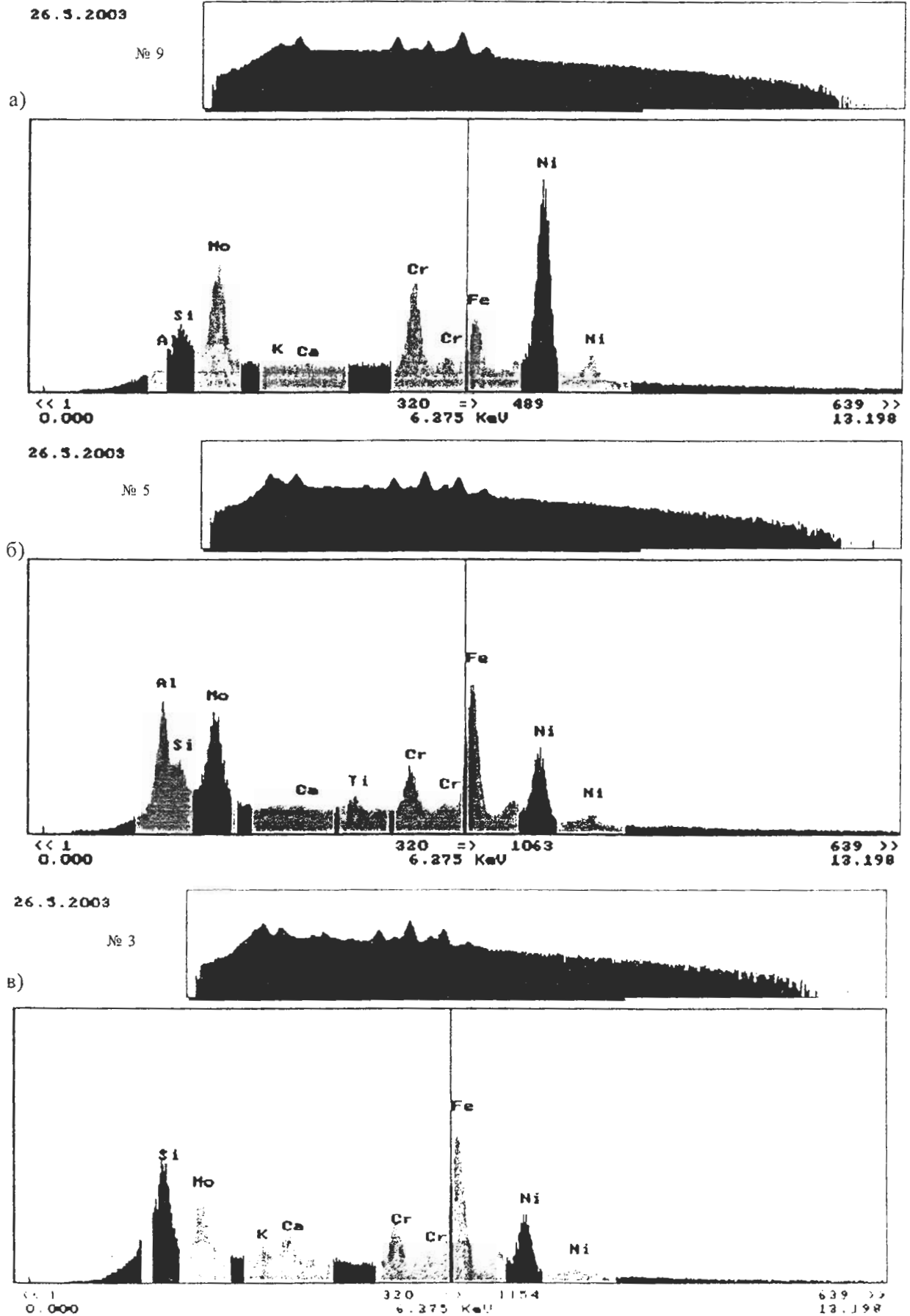


Рис. 8. Спектры элементного анализа состава порошковых покрытий ПГАН-33: а) – интегральная характеристика участка покрытия (рис. 7б); б) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точках 4 – 5; в) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точках 4 – 3.

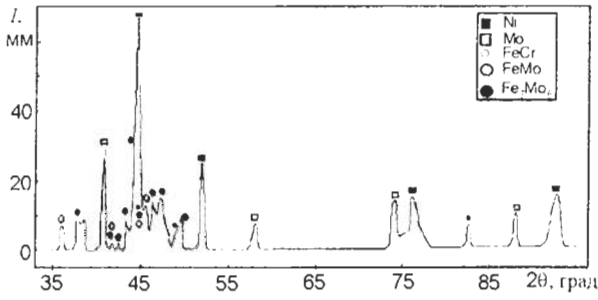


Рис. 9. Фрагмент рентгенограммы поверхности порошкового покрытия ПГАН-33.

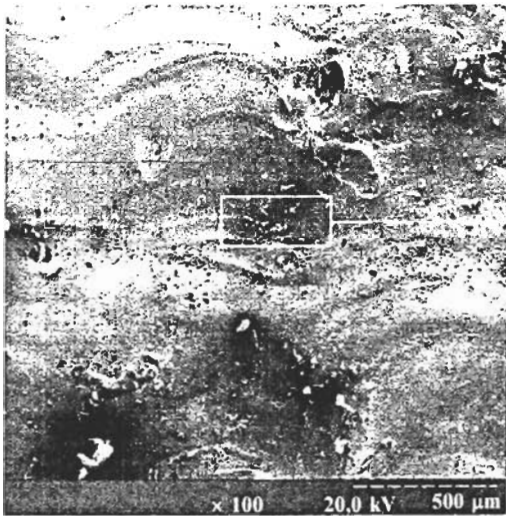


рис. 10 б

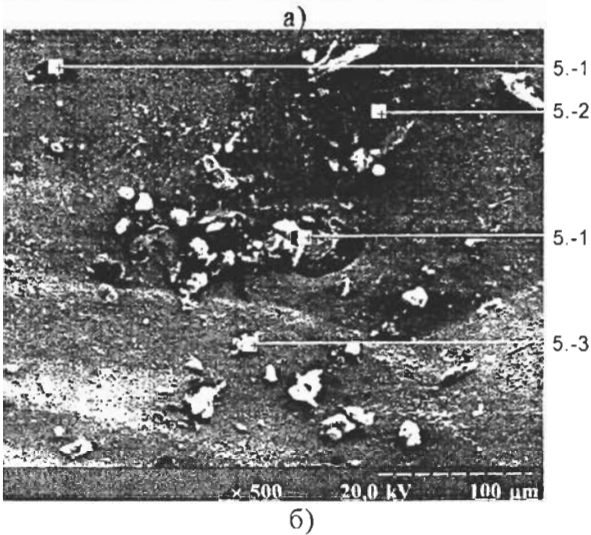


Рис. 10. Структура поверхности порошкового покрытия ПГ-10Н-01, оплавленного электронным пучком (напряжение $E = 30$ кВ; плотность мощности около $6 \cdot 10^6$ Вт/см²): а) – общий вид поверхности; б) – рельеф поверхности впадины покрытия.

(4 %) и Fe₂O₃ (9 %). В состав поверхности покрытия входит также около 6,5 % Cr.

На рис. 12 приведены фотографии поверхности покрытий ПГ-10Н-01 после ее обработки СЭП в жестком режиме и после импульсной плазменной обработки. Структура поверхности покрытий была рассмотрена на больших увеличениях. Судя по характеру микрорельефа, плазмен-

но-детонационное напыление сопровождается образованием зернистой структуры. Обработка поверхности СЭП приводит к сплавлению этих зерен и делает ее более однородной. Следует отметить, что в покрытии выявлено присутствие незначительного количества маленьких пор (круглые или овальные участки). Размер и количество этих пор в покрытии после импульсно-плазменной модификации увеличено по сравнению с результатами, полученными после модификации поверхности СЭП. Но в таких покрытиях более наглядно формирование четкой зернистой структуры. Проведенные исследования фазового состава покрытий, обработанных СЭП в жестком режиме, дали следующие результаты. В состав поверхности покрытия входят 50 % Ni ($a(\text{Ni}) = 3,54 \text{ \AA}$) и 11 % Cr ($a(\text{Cr}) = 2,88 \text{ \AA}$) [26].

Увеличение плотности мощности СЭП при облучении покрытия явилось причиной увеличения на поверхности концентрации основного компонента матрицы подложки – железа и образования интерметаллидных соединений между составляющими элементами порошка. На рентгенограмме (рис. 13) четко видно наличие пиков, соответствующих соединениям CrV и FeCr. Массовая доля этих соединений в покрытии толщиной около 1 мкм составляет соответственно 13 и 26 %.

На рис. 14 представлены зависимости микротвердости по глубине покрытия и подложки для разных режимов обработки. Самое большое увеличение микротвердости наблюдается у образцов, облученных электронным пучком при наибольшей плотности мощности. Относительно исходного материала подложки микротвердость поверхности после оплавления увеличилась в 4,5 раза. Четко наблюдается прирост микротвердости на глубине свыше 300 мкм. В тоже время облучение покрытия электронным пучком с частичным оплавлением подложки увеличивает твердость только в 3 с лишним раза и, соответственно, максимальная глубина упрочненного слоя составляет всего около 100 мкм, т.е. примерно на глубину самого порошкового покрытия. Значения микротвердости у покрытия без обработки электронным пучком (сразу после нанесения высокоскоростной импульсной плазменной струей) значительно меньше от результатов, полученных после термического отжига поверхности электронным пучком. Установлено, что протяженность области термического влияния плазменной струи достигает приблизительно 200 мкм, а электронного пучка в жестком режиме оплавления – 500 мкм.

На рис. 15 представлены кривые износа в зависимости от числа оборотов и времени их стира-

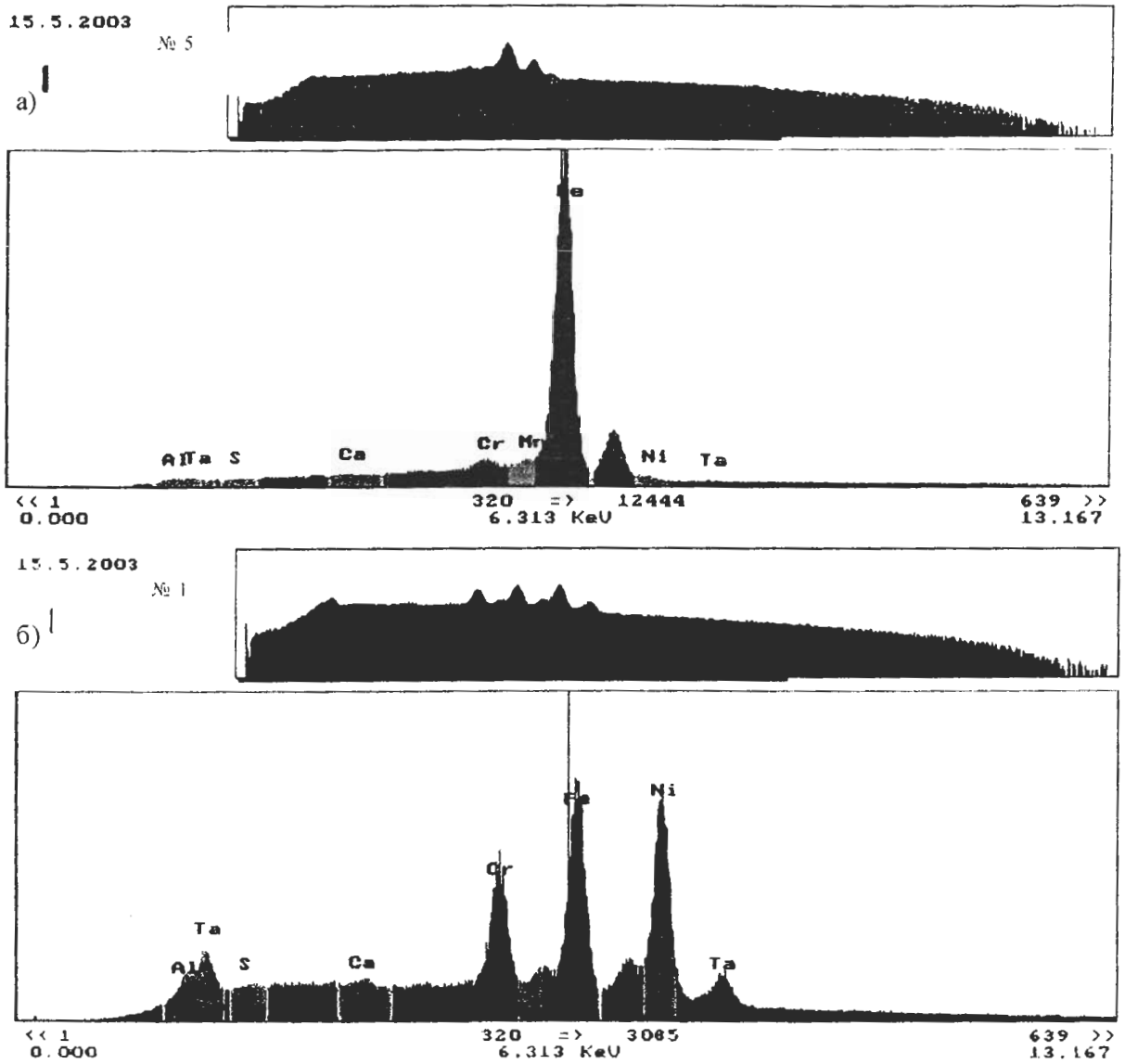


Рис. 11. Спектры элементного анализа состава порошковых покрытий ПГ-10Н-01, оплавленных СЭП (980 Вт/см²): а) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точке 5 – 1; б) – интегральная характеристика участка покрытия.

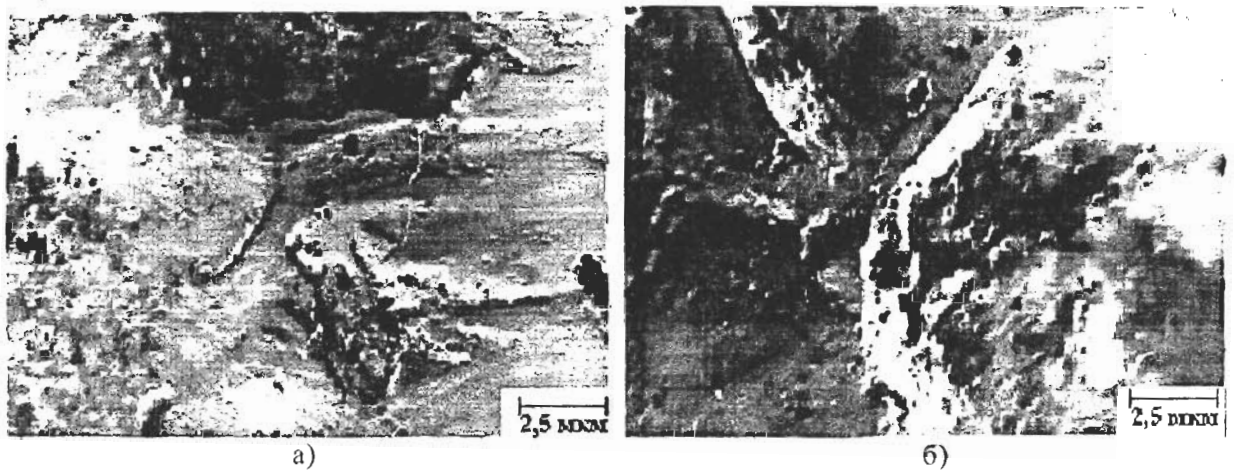


Рис. 12. Структура поверхности порошкового покрытия ПГ-10Н-01, обработанного: а) – СЭП (1960 Вт/см²); б) – импульсно-плазменным потоком.

ния. Анализ экспериментальных данных показал, что эффективность плазменно-детонационного напыления покрытия составила приблизительно 2 раза, а электронно-лучевой технологии 9 раз для

мягкого режима и 90 раз для жесткого режима. Это можно объяснить тем, что после обработки СЭП в мягком режиме происходит уменьшение пористости поверхности покрытия из Ni-сплава,

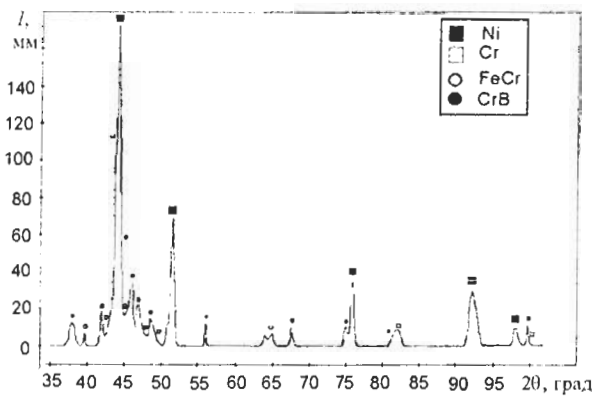


Рис. 13. Рентгенограмма, полученная с поверхности порошкового покрытия ПГ-10Н-01, после ее модификации сильно-точным электронным пучком (1960 Вт/см²).

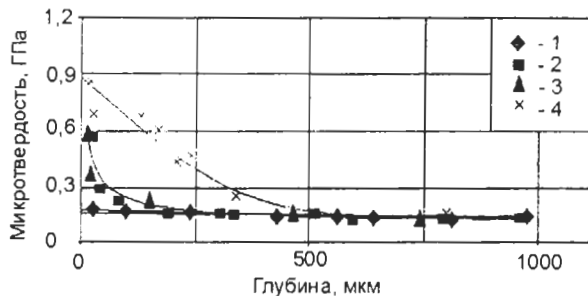


Рис. 14. Зависимость микротвердости по глубине поверхностного слоя покрытия из сплава на основе Ni: 1 – подложка; 2 – материал покрытия в исходном состоянии (после плазменно-детонационного напыления); 3 – покрытие, облученное СЭП (980 Вт/см²); 4 – покрытие, облученное СЭП (1960 Вт/см²).

а после обработки в жестком режиме происходит оплавление покрытия и перемешивание поверхностного слоя покрытия с основой. Кроме этого, увеличение износостойкости поверхности образцов после ПДО и СЭП можно объяснить изменением структурно-фазового состояния поверхности.

Здесь можно также отметить, что минимальное значение износа соответствует режиму обработки электронным пучком при проплавлении покрытия и оплавлении поверхности подложки на глубину примерно такую же, как и само покрытие.

Как видно из табл. 2, наилучшие результаты по коррозионным испытаниям получены у образцов с покрытием, модифицированным электронным пучком (наименьший потенциал коррозии E_p и токи коррозии и пассивации). Такая стойкость к коррозии объясняется тем, что поверхность оплавлена, измельчены зерна, уменьшена пористость и, самое главное, происходит перераспределение элементов вблизи поверхности покрытия.

На рис. 16 представлено изображение поверхности покрытия после двойной обработки, в районе “тройной точки”, полученной с помощью РЕМ.

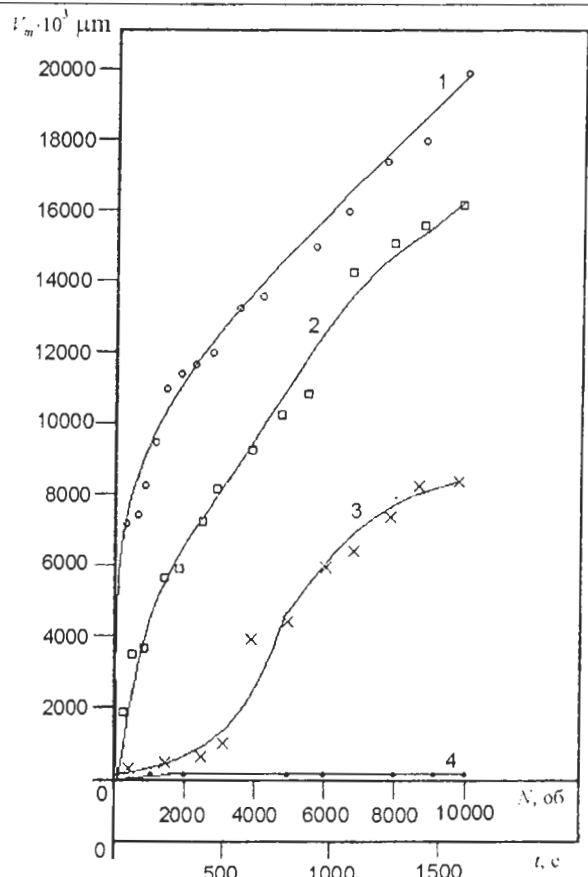


Рис. 15. Зависимость износа поверхности порошковых покрытий на основе Ni при сухом трении от времени: 1 – материал подложки; 2 – поверхность, модифицированная импульсно-плазменным потоком; 3 – покрытие, облученное СЭП (980 Вт/см²); 4 – покрытие, облученное СЭП (1960 Вт/см²).

Таблица 2
Результаты тестов на стойкость к коррозии
в 0,5 м Н₂SO₄

Образцы	E_p (mV)	i_{kor} (mA)	i_{pas} (mA)	E_{pas} (mV)
Подложка без обработки	-685	5,7	2,52	1352
Нанесение покрытия из порошка	-330	0,78	1,1	1035
Покрытие из порошка с последующей обработкой электронным пучком	-278	0,59	0,82	984

Как мы видим, шероховатость уменьшилась по всей облученной части образца, однако есть участки с очень большой шероховатостью, образованной за счет расплава. Есть участки с нерастворенными полностью частичками порошка (скорее всего это участки из тугоплавких элементов и их карбидов).

Таким образом, проведение исследований элементного состава порошковых покрытий указывают на то, что основной составляющей поверхности покрытий после электронно-лучевой

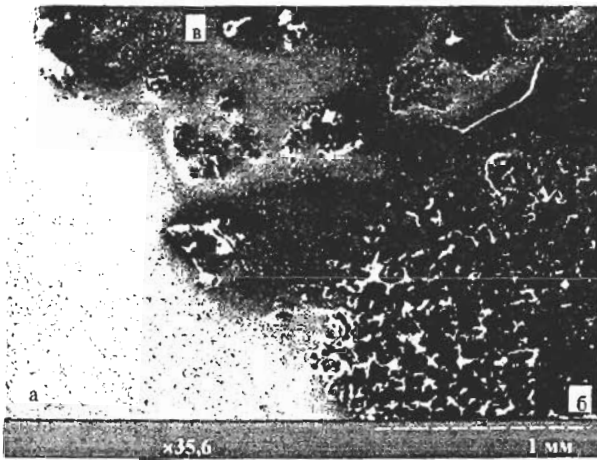


Рис. 16. Снимок, полученный с помощью РЕМ в районе "тройной точки": а – косой шлиф; б – поверхность после нанесения покрытия; в – поверхность покрытия, оплавленная электронным пучком.

обработки является Ni. Облучение электронным пучком с последующим перемешиванием компонентов влечет за собой появление в никелевой матрице покрытия составных компонентов подложки. Установлена связь между фазовым, химическим составом и морфологией поверхности покрытий при обработке электронным пучком с механическими характеристиками: микротвердостью, износом при трении и стойкости к коррозии в растворе серной кислоты и кислых средах.

Основой для изменения служебных характеристик является измельчение размеров зерна с десятков микрон до единиц микрон (и сотен нанометров), залечивание пор, увеличение адгезии покрытия к подложке и, возможно, уменьшение размеров шероховатости за счет оплавления электронным пучком.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОННЫМИ И ИОННЫМИ ПУЧКАМИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Титан и его сплавы широко используются в различных отраслях промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости, коррозионно-механической прочности. Однако из-за низкого модуля упругости, склонности к повышенному абразивному изнашиванию и образованию впадин при эрозионном воздействии, чувствительности к концентраторам напряжений, которыми являются поверхностные дефекты (впадины, микронадрезы, царапины и т.д.) [27, 28] в некоторых случаях от применения титана приходится отказаться. Перспективным способом модификации приповерхностных слоев металла с целью улучшения свойств является облучение его пучками заряженных частиц [29].

Влияние интенсивных ионных и электронных пучков на твердые тела [3, 21, 30, 31] сопровождается процессами фазовых переходов, изменением элементного состава, дефектной структуры, морфологии поверхности, приводит к формированию в материале новых структурно-фазовых состояний [4, 32], что в конечном итоге влияет на физико-механические свойства обрабатываемого материала.

ДВОЙНАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ В ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ

Прикладные исследования по модификации свойств материалов ионными пучками ведутся в двух направлениях: ионная имплантация (ИИ) и воздействие на металл мощными ионными пучками (МИП).

Прохождение ионов через твердые тела сопровождается рассеянием [33], столкновениями с частицами среды, которые приводят к торможению и изменению направления движения ионов, смещению атомов кристалла из узлов решетки [30], накоплению примеси в мишени [31], распылению поверхности материала, атомному перемешиванию, формированию профиля распределения имплантированных элементов, образованию новых фаз [31, 34 – 36], что оказывает существенное влияние на свойства.

Исследования [37] свидетельствуют об уменьшении коэффициента трения с ростом дозы легирования ионов N^+ с энергией 40 кэВ для систем Ti – Al, Ti – Mo, Ti – Ni. Для Ti – Au облучение дозой $1 \cdot 10^{17}$ ион/см² приводит к незначительному увеличению коэффициента трения, однако обработка дозой $3 \cdot 10^{17}$ ион/см² уменьшает его примерно на 40 % по сравнению с исходным (рис. 17). Изменение коэффициента трения связано с упрочнением материала и снижением величины адгезионного взаимодействия.

А в работе [38] обнаружено, что имплантация азота в сплав Ti-6%Al-4%V ($D = (0,5 - 4) \cdot 10^{17}$ ион/см²) не только уменьшает скорость изнашивания почти на два порядка, но и вызывает изменение механизма изнашивания с абразивного – для исходных образцов, на нормальный окислительный – для облученных дисков (рис. 18). При имплантации титановых сплавов VT6 и OT4 медью обнаружено уменьшение износа в (2 – 3) раза при дозе облучения $4 \cdot 10^{17}$ ион/см² [39]. В работе [40] обнаружено увеличение микротвердости сплава Ti-V-Al при имплантации ионов Cu^+ ($D = 2 \cdot 10^{17}$ ион/см²) на 22 %, а при имплантации ионов Fe^+ дозой $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² – на 41%. Увеличение микротвердости авторы связывают с упрочнением поверхностных слоев за счет образования

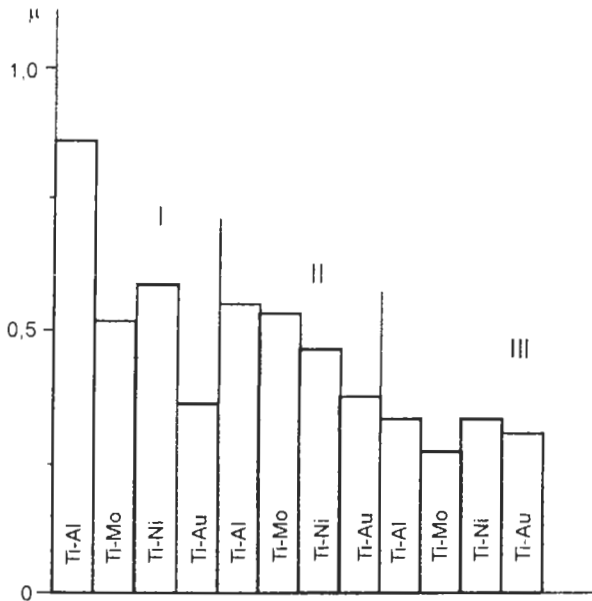


Рис. 17. Коэффициенты трения исследуемых систем, подвергнутых ионно-лучевой обработке: I – исходное состояние; II – доза облучения $1 \cdot 10^{17}$ ион/см²; III – доза облучения $3 \cdot 10^{17}$ ион/см².

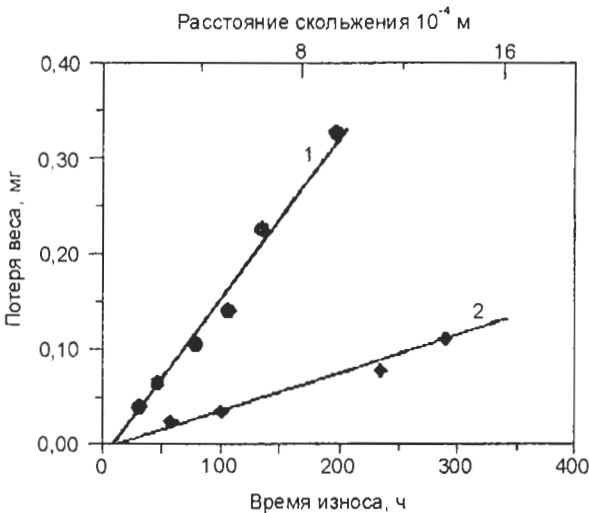


Рис. 18. Потеря веса как функция расстояния для сплава Ti_6Al_4V : 1 – исходное состояние; 2 – после имплантации азотом ($E = 10$ кэВ, $D = 2 \cdot 10^{17}$ ион/см²).

мартенситных фаз и мелкодисперсных карбидов и оксикаридов. Для титана [41] была установлена зависимость микротвердости от дозы облучения, представленная на рис. 19.

Однако при имплантации возможно и ухудшение свойств. Например, в работе [42] обнаружено увеличение коэффициента трения f при сухом скольжении шарика из стали ШХ-15 в имплантированных титаном образцах из сплавов ВТ6 и ВТ8 на $Df = (0,03 - 0,06)$ по сравнению с исходным материалом.

Эрозионные свойства ионно-легированных образцов из сплава ВТ18У исследовались в работе [43]. В качестве эродирующего материала испо-

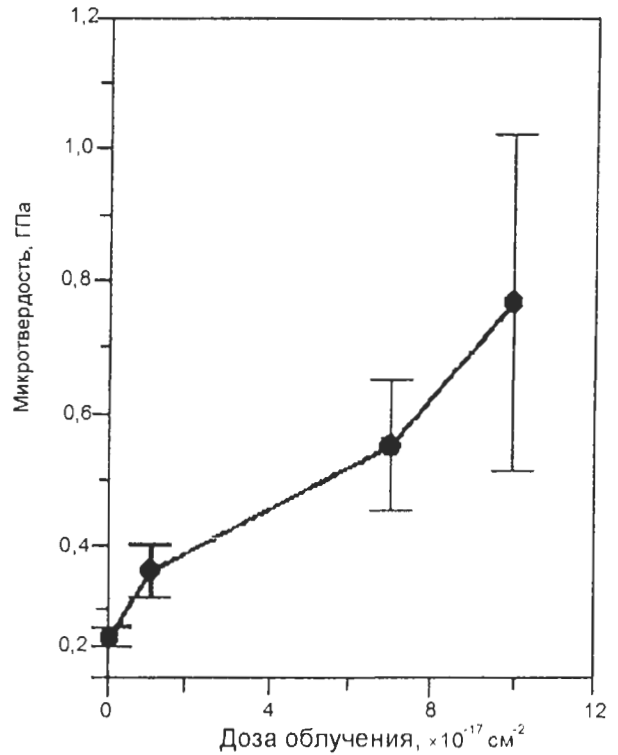


Рис. 19. Зависимость микротвердости от дозы облучения для титана.

льзовали электрокорунд (диаметр частиц 80 ± 120 мкм), конгломератами которого бомбардировали поверхность образцов при нормальном столкновении со скоростью приблизительно 200 м/с. Степень изнашивания определяли по уменьшению массы образца на единицу площади поверхности. Было показано [38], что даже при таких жестких условиях испытаний имплантированные палладием образцы имеют повышенные эрозионные свойства.

Ионная имплантация Hf^+ в титановые сплавы привела к увеличению усталостной прочности почти на 80 % по сравнению с исходными образцами [32]. В работах [38, 44] было показано, что с помощью имплантации C^+ , N^+ , Va^+ удается также повысить циклическую долговечность сплава $Ti-6\%Al-4\%V$ в (4 – 5) раз. Положительный эффект при этом обусловлен изменением механизма зарождения трещины. Если для исходных образцов зарождение трещины происходит непосредственно на поверхности, то для облученных – на расстоянии (25 – 150) мкм от нее.

Исследования [45] свидетельствуют о высокой эффективности использования метода ионной имплантации для повышения коррозионных характеристик металлов. В работах [46-48] приведены результаты исследования пассивируемости и электрохимических свойств титановых электродов после имплантации в них ионов палладия.

Установлено, что время сохранения пассивного состояния поверхности Ti-Pd-сплава, формирующегося на стадии ионного легирования Pd чистого Ti, зависит не только от общего количества внедренного элемента, но также и от характера распределения его в поверхностном слое. В работе [48] сделаны выводы о том, что для поддержания поверхности Ti, облученной ионами Pd⁺, в пассивном состоянии в коррозионной среде продолжительное время необходимо создать условия, при которых имплантированные атомы палладия выполняли бы не только функцию катализатора катодной реакции выделения водорода, но также и функцию доноров электронов в полупроводниковом пассивирующем оксиде TiO₂. Дальнейшие исследования [47] показали, что увеличение концентрации и глубины проникновения Pd в матрицу обеспечивает быстрое установление пассивного состояния и повышает продолжительность защитного эффекта.

Ионная имплантация также положительно влияет на прочность сплавов при повышенных температурах. В работе [38] обнаружено значительное увеличение жаростойкости чистого титана после имплантации бария дозами (6·10¹⁵ ÷ 2·10¹⁶ ион/см²). А после имплантации ионов Ti⁺ в сплавы BT6 и BT8 обнаружены немонотонные изменения размера микродеформации, размера блоков, количества дислокаций на границе и в объеме субзернистых блоков [42].

Облучение титана и его сплавов (Ti – марки 2 (чистый α-Ti); Ti марки 12 (Ti-0,3Mo-0,8Ni); Ti марки 5 (Ti-6Al-4V), a + b – сплав) мощными ионными пучками исследовалось в работе [4]. Обработка вызывала превращение тонкой окисной пленки, формируемой на поверхности и в воздухе, в термически окисную пленку, которая способствовала сглаживанию и полированию поверхности, что подтверждалось изменениями ее шероховатости (табл. 3).

При этом наблюдалось также увеличение локальной коррозионной стойкости титана (рис. 20).

Увеличение коррозионной стойкости обнаружено и в работе [4] при облучении МИП титановых сплавов BT8M, BT9, BT25Y и BT18Y (табл. 4).

Обнаружено, что износ материала снижается в 1,9 раз, микротвердость увеличивается в 1,4 раза после имплантации титанового сплава BT16 ионами бора с энергией 40 кэВ и ионами азота и кислорода с энергией 6 кэВ [50].

Авторы [51] исследовали сплав Ti-V-Al при имплантации ионов меди (D = 2·10¹⁷ ион/см²) и никеля (D = 5·10¹⁶ ион/см²). Такая обработка при-

Таблица 3

Шероховатость поверхности для различных марок титана, облученных МИП в различных режимах

Обработка	Средняя шероховатость, нм		
	Ti-2	Ti-5	Ti-12
Необработанные	263–273	413–456	675–852
1 импульс	250	413	786
5 импульсов	194	337	403
10 импульсов	231	209	283

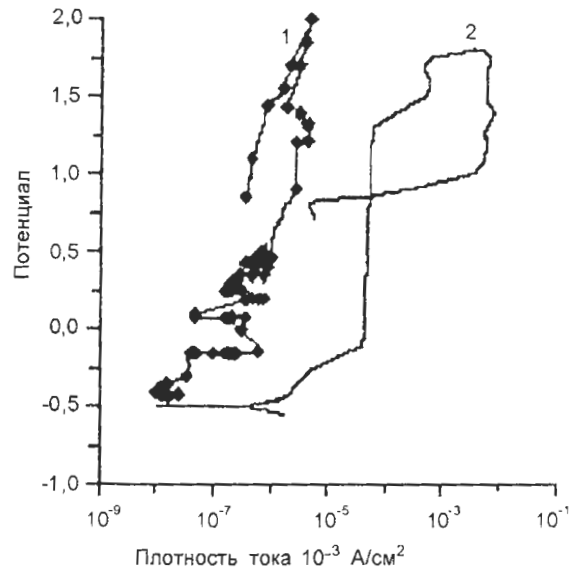


Рис. 20. Анодные поляризационные кривые для облученного ионами сплава Ti (1) и исходного в 1,0 М растворе NaBr.

Таблица 4

Результаты испытания титановых сплавов на коррозионную стойкость

№ п/п	Сплав	Условия облучения		Унесенный вес, мг/мм ²
		j, А/см ²	Количество импульсов n	
1	BT8M	–	–	0,62 ± 0,05
2	BT9	–	–	0,51 ± 0,05
3	BT18Y	–	–	0,48 ± 0,05
4	BT25Y	–	–	0,47 ± 0,05
5	BT8M	60–80	20	0,07 ± 0,01
6	BT9	60–80	15	0,09 ± 0,02
7	BT18Y	120–150	3	0,11 ± 0,02
8	BT25Y	120–150	3	0,12 ± 0,03

вела к увеличению усталостной прочности и микротвердости от 1760 МПа до 2370 МПа, уменьшению объемного износа на ~34% по сравнению с исходным состоянием даже после 3 часов испытаний. Двойная имплантация ионов железа дозой 5·10¹⁷ см² и циркония дозой 5·10¹⁶ ион/см² в этот же сплав [52] способствовала увеличению износостойкости и микротвердости (рис. 21) и уменьшению коэффициента трения от 0,8 в ис-

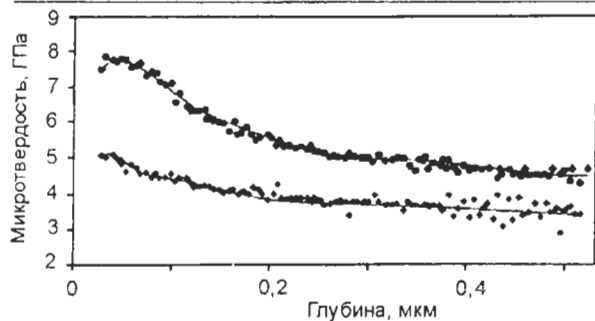


Рис. 21. Распределение микротвердости по глубине сплава Ti-V-Al после двойной имплантации ионов Fe ($5 \cdot 10^{17}$ ион/см²) и Zr ($5 \cdot 10^{16}$ ион/см²): 1 – исходное состояние; 2 – после имплантации Zr/Fe.

ходном состоянии до 0,4 после двойной имплантации.

Влияние ионного легирования на жаростойкость сплава VT18U в условиях циклических нагрузок при высоких температурах исследовалось в работе [38]. Было зафиксировано повышение жаростойкости сплава, легированного Pd и La большими дозами облучения ($D = (1 - 5) \cdot 10^{17}$ ион/см²). Так, после выдержки в течении 90 мин. на воздухе при 500°С и напряжении 370 Н/мм² концентрация кислорода в сплаве, облученном ионами Pd и La, на расстоянии от поверхности приблизительно 0,1 мкм не превышала 0,6 ат.%, а для исходных образцов, испытанных в таких же условиях, его содержание достигало приблизительно 10 ат.%. Причиной повышения жаростойкости в данном случае явилось образование барьерных слоев на основе La (вероятно, La₂O₃) и Pd, концентрация которых на расстоянии от поверхности, равной длине проективного пробега, составляла 32 и 54 ат.%, соответственно.

ИИ влияет и на многоцикловую усталость при температуре испытаний 500°С [38, 53]. Было показано, что совместное облучение образцов титановых сплавов азотом, бором, азотом и бором позволяет увеличить циклическую долговечность в 8 и 4 раза, соответственно. Фактографические исследования поверхности изломов подтвердили данные работы [44] о зарождении усталостной трещины в легированных азотом и бором деталях из сплавов VT9 и VT18U на расстоянии от поверхности (20 ÷ 40) мкм.

Несмотря на преимущества ионной имплантации, недостатком этого метода является маленькая толщина модифицированного слоя. Во всех рассмотренных работах она не превышает сотен нанометров. Кроме того, влияние термических процессов на изменения структуры и фазообразование незначительно. Также следует отметить, что для деталей из титановых сплавов после имплантации для стабилизации физико-

химического состояния поверхности изделия необходим отжиг [38, 44]. При финишной термической обработке химический состав поверхностных слоев титановых сплавов испытывает не только количественные, но и качественные изменения, обусловленные диффузией компонент и химическими реакциями.

КОМБИНИРОВАННАЯ ИЛИ ГИБРИДНАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Использование комплексной или комбинированной обработки, т.е. воздействие на металлы и сплавы двумя и более методами модификации поверхности позволяет получить необходимое улучшение физико-механических свойств обрабатываемых материалов.

На титановые сплавы VT8, VT-25 и VT-9 в работе [4] наносили детонационные покрытия WC + Ni(VN15), WC + Co (VK25H) толщиной от 0,4 до 1,8 мкм, а затем подвергали воздействию сильноточным электронным пучком (СЭП) с параметрами: энергия частиц 6 – 20 кэВ, длительность импульса облучения 2 – 6 мкс.

Такая обработка привела к изменению микротвердости, адгезионной прочности. По мере протекания диффузионных процессов, вызванных обработкой электронным пучком, изменения микротвердости покрытия по глубине становятся менее выраженными. В слое покрытия, который нагревался до 1100 – 1200°С, микротвердость увеличилась от 1 до 2 ГПа, а когда слой нагревался до более высоких температур, она снижалась, что вызывалось уменьшением содержания карбидов в покрытии. Анализ влияния обработки НСЭП на адгезионную прочность (рис. 22) показал, что при увеличении температуры покрытия до 1500°С адгезионная прочность возрастает от 40 до 60 МПа. При этом адгезионный характер разрушения изменяется на когезионный, а разрушение происходит вдоль границы модифицированного расплавленного и нерасплавленного слоя.

В работе [51] исследовался сплав Ti-V-Al после ионной имплантации ионов Cu⁺ ($D = 2 \cdot 10^{17}$ см⁻²) и Ni⁺ ($D = 5 \cdot 10^{16}$ см⁻²) с последующим воздействием НСЭП. Облучение электронным пучком проводилось с использованием электронного источника “Надежда-2” с параметрами: энергия (10 ÷ 20) кэВ, длительность импульса 2,5 мкс, плотность энергии 6 Дж/см². Такая комплексная обработка повлияла на уменьшение коэффициента трения в 1,8 раза от 0,9 (в исходном состоянии) до 0,5 (после комплексной обработки), объемного износа и усталостной прочности на 60 %, увеличение микротвердости. Авторы считают, что

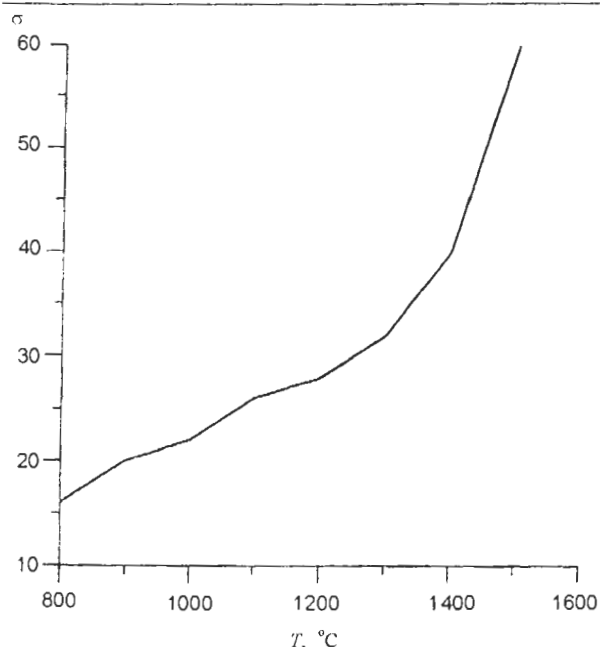


Рис. 22. Адгезионная прочность покрытия WC + 25%Co на сплаве ВТ-25 после облучения НСЭП (флюенс 2,4 Дж/см²/имп).

увеличение микротвердости на 67 % после ком-плексной обработки по сравнению с исходным образцом связано с измельчением зерен за счет образования в поверхностном слое частиц Ti₂Cu и Ti₂Ni, повышения плотности дислокаций до $2 \cdot 10^{10}$ см⁻², значительной глубиной проникновения углерода и кислорода (3000 и 2500 нм, соответственно) и их переходом в связанное состояние — карбиды и оксикарбиды.

При комбинированном воздействии (рис. 23) в начальный период наблюдается переход от сильного к слабому износу, причем уменьшение трения обусловлено образованием на поверхности оксидных и аморфных пленок. Даже после испытания образцов в течении 3 часов объемный унос материала составляет $\sim 1517 \cdot 10^3$ мм³, что \sim на 52 % меньше, чем в исходном состоянии [54]. Значительно меньшее значение уноса при испытании в течении 2,25 часа связано с большой глубиной проникновения во время имплантации углерода (до 3 мкм) из остаточной атмосферы камеры имплантера.

Аналогичное влияние на износостойкость получены также в случае имплантации ионов железа различными дозами и циркония дозой $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² в титан-ванадий-алюминиевые образцы [52]. В этом случае установлено, что с увеличением дозы имплантации ионов Fe⁺ объем унесенного материала уменьшается, что связано с увеличением толщины модифицированного слоя. При этом также наблюдалось увеличение микротвердости, измеренной по Виккерсу, и умень-

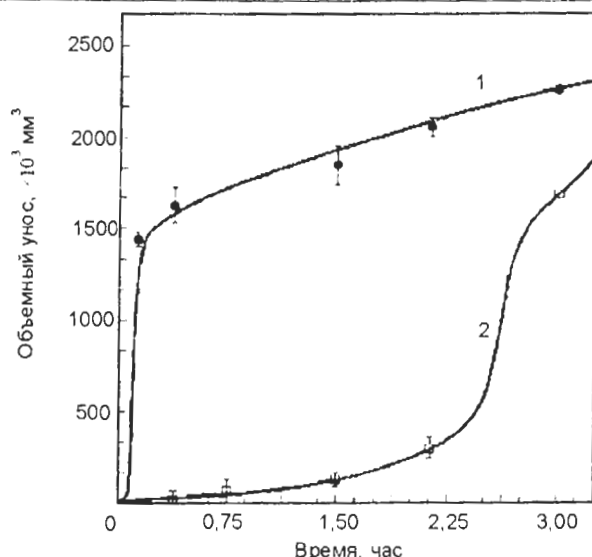


Рис. 23. Зависимость износа материала от времени трения стального 100 Сгб шарика на поверхности образца из сплава Ti-V-Al: 1 — исходное состояние; 2 — после имплантации ионов Cu ($5 \cdot 10^{16}$ см⁻²), Ni ($5 \cdot 10^{16}$ см⁻²) с последующим облучением НСЭП (плотность энергии 6 Дж/см², $\tau_{\text{имп}} = 2,5$ мкс, $E_{\text{cp}} = (10 - 20)$ кэВ).

шения коэффициента трения за счет образования аморфного слоя Fe-Ti-C, выделения частиц Ti₂Fe.

Исследование сплава ВТ-6 с микрокристаллической (МК) и субмикрокристаллической (СМК) структурой. Он подвергался термической обработке (отжиг или закалка со старением), двойной ионной имплантации ионами аргона ($E = 300$ эВ, $D = 10^{19}$ см⁻², $I = 5$ мА/см²) и азота ($E = 300$ эВ, $D = 2 \cdot 10^{19}$ см⁻², $I = 10$ мА/см²), вакуумному отжигу ($p \leq 3 \cdot 10^{-4}$ Па) при температуре 540° С на протяжении 2 часов. Такая обработка привела к улучшению механических свойств (табл. 5) и увеличению микротвердости в $2,8 \div 3$ раза по сравнению с исходным состоянием при нагрузке на индентор 0,1 Н.

Из табл. 5 видно, что на изменение свойств влияет исходная структура материала. Образцы, имеющие СМК структуру после комплексной обработки, имеют более высокие показатели механических свойств.

На поверхность титанового сплава ВТ-20 наносили покрытие хрома толщиной $1,2 \div 1,5$ мкм, а затем обрабатывали НСЭП [4]. При сильно-точном облучении электронным пучком Сг диффундировал в сплав, а также одновременно Ti диффундировал от подложки в покрытие. При облучении покрытия высокими флюэнсами (температура поверхности превышала 1500° С) однородность покрытия ухудшалась. Этот процесс начинался вдоль границ зерен титановой подложки, где вследствие наиболее интенсивной пограничной диффузии почти весь хром растворялся в ти-

Таблица 5
Механические свойства титанового сплава ВТ – 6

Состояние сплава	σ_{B^*} МПа	$\sigma_{0,2^*}$ МПа	δ , %	ψ , %	σ_{-1^*} МПа
Оттоженный с МК структурой	1064	950	19	43	527
Оттоженный с МК структурой + ИИ	1079	971	17	42	560
Закалка и старение с МК структурой	1257	1135	8	41	567
Закалка и старение с МК структурой + ИИ	1267	1159	8	39	613
СМК структурой	1306	1178	8	60	688
СМК структурой + ИИ	1478	1243	7	50	720

тане. При кристаллизации после плавления формировалась ячеистая структура. Размер ячеек составлял от 0,8 до 2 мкм. В случае плавления сплава без покрытия ячеистая структура образовывалась в пределах относительно узкой области в расплаве вне зависимости от уровня флюэнсов облучения, за исключением случая очень высоких флюэнсов, когда происходило прямое испарение (абляция) без плавления.

Для определения ударной вязкости выполнялись сравнительные испытания для образцов сплава ВТ-20 с покрытием и без него после воздействия НСЭП. Как видно из рис. 24, сплав без хромового гальванического покрытия имел наилучшую вязкость при разрушении, когда он был прогрет в фазах $\alpha + \beta$. При нагреве β -фазы, когда линейные размеры структурных компонент возрастали и, следовательно, увеличивалась длина разрушающей трещины, а ударная вязкость в

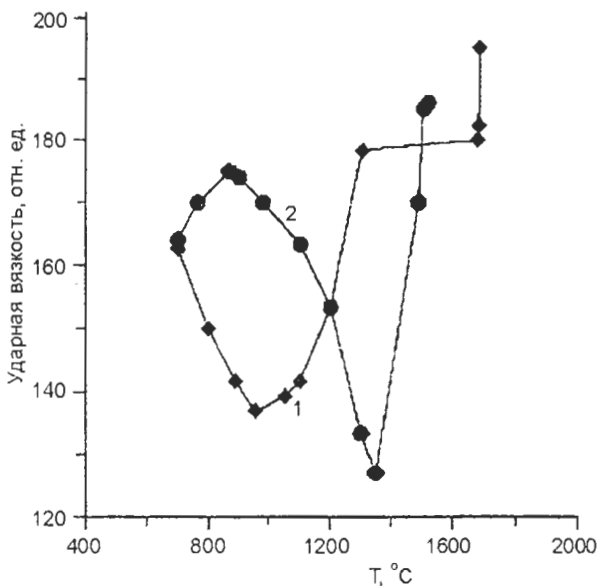


Рис. 24. Зависимость ударной вязкости образцов от температуры подложки (флюэнс изменяется от 0,6 до 2 Дж/см²/имп, 1,8 мкс): 1 — исходный материал; 2 — образцы с покрытием из Сг.

относительных единицах измерялась от 140 до 200. Она достигала значений 170 – 180 ед., когда при облучении поверхность образца с гальваническим покрытием расплавлялась. При сравнительных испытаниях на износостойкость (при использовании стали 45 в качестве контртела) коэффициент трения для обработанного сплава с покрытием снижался до 0,06 ÷ 0,07. В случае сплава без покрытия он составлял 0,18 ÷ 0,2.

Возрастание адгезиозной прочности покрытия позволило увеличить удельную нагрузку в 3 ÷ 5 раз до 10 ÷ 15 МПа при испытаниях без смазки. При испытаниях со смазкой при нагрузке 20 МПа уменьшение эксплуатационной надежности покрытия не обнаружено.

Улучшение механических характеристик обнаружено также при воздействии МИП на титановые сплавы с последующим вакуумным отжигом (табл. 6). При этом наблюдается увеличение толщины поверхностного оксидного слоя, что привело к увеличению коррозионной стойкости.

Таблица 6
Механические свойства титановых сплавов после облучения МИП ($E = 300$ кэВ, $\tau = 50$ нс), вакуумного отжига ($T = 550^\circ$ С, $t = 2$ ч) и термической выдержки * на протяжении 100 ч при $T = 550^\circ$ С

№ п/п	Сплав	Условия облучения		σ_{B^*} МПа	ψ , %	δ , %
		j , А/см ²	Количество импульсов n			
1	ВТ18У	—	—	1018±2	27,5±0,2	9,2±0,5
2	ВТ18У*	—	—	1062±3	9,8±0,2	3,1±0,6
3	ВТ18У	60 – 80	20	1014±2	25,4±0,2	17,7±1,4
4	ВТ18У*	60 – 80	20	1043±7	15,6±1,4	6,6±1,2
5	ВТ25У	—	—	1115±4	47,7±0,3	15,1±0,6
6	ВТ25У*	—	—	1148±6	26,5±0,4	5,7±0,7
7	ВТ25У	60 – 80	15	1185±5	46,7±4,1	11,8±0,8
8	ВТ25У*	60 – 80	15	1185±5	45,0±3,1	11,3±0,3

ДУПЛЕКСНАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Современное машиностроение, металлургическая, инструментальная и добывающие отрасли промышленности предъявляют к поверхности изделий повышенные и, зачастую, противоречивые требования, которые не могут быть выполнены в рамках осуществления одной технологии.

Для выполнения этих требований наиболее эффективно применение технологий, которые оказывают на поверхность функционально раз-

личное действие. Например, после оптимизации микрорельефа поверхности с применением вибрационного накачивания, вибрационного выглаживания, плосковершинного хонингования и др. [27, 55 – 57], проводится упрочнение рельефа высокоэнергетическими методами [58], например, импульсной плазмой.

С целью упрочнения в промышленности применяют обработку пучками ионов [59], лазерную плазму [60 – 65], электронные лучи [7, 66], импульсную плазму [59] и другие высокоэнергетические методы.

Обработка высокоэнергетическими методами сопровождается преобразованием энергии в тонком поверхностном слое. Эффективность определяется результирующим действием от полей: температурного, электромагнитного, деформационного от ударной волны и изменений в результате структурных превращений. Изменение кристаллической и электронной структуры сплава в поле излучения зависит от совокупности процессов трансформации энергии, связанных с образованием дефектов и исходной структуры материала. При этом повышается [58 – 66]: усталостная прочность (до 40 %), коррозионная стойкость (до 200 %), износостойкость (до 1000 %) и теплоустойчивость (до 200 %).

ОПТИМИЗАЦИИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ

Исследования показывают [27, 55 – 57], что формирование на изнашиваемых поверхностях для расчета оптимальных характеристик рельефа (рис. 25), который позволяет обеспечивать жидкостный режим трения и, соответственно, снизить потери на трение и температуру в зоне контакта.

Для расчета оптимальных характеристик рельефа [56 – 57], рассмотрим изотермическое движение вязкой несжимаемой жидкости в зазоре с

периодически изменяющимся сечением (рис. 26). Изменение сечения обусловлено формой и периодичностью размещения неровностей на поверхности изделия. Противоположная поверхность (контр тело) предполагается гладкой.

В данном случае, движение жидкости в зазоре записываем системой нелинейных дифференциальных уравнений в частных производных второго порядка [57]. Учитывая, что на вершинах неровностей толщина смазочного слоя мала ($5 \div 15$ мкм), то при расчете мы пренебрегали током жидкости поперек слоя, $V_z = 0$. Из расчета исключали объемные силы, что обусловлено их малостью по сравнению с силами вязкости. Уравнение движения жидкости записывали в частных производных с учетом гидродинамического давления в слое жидкости p (Па); динамического коэффициента вязкости μ (Па); составляющих скорости движения жидкости по оси X, Y, Z , это V_x, V_y, V_z . Интегрируя уравнение и подставляя в его решение значения толщины смазочной пленки h_0 и линейной скорости V , было найдено выражение для гидродинамического давления на поверхности каждой микронеровности [56]:

$$P_{x,y} = \frac{\mu V B^2}{h_0^2 L} \left[\pi \beta^2 \sqrt{\frac{\alpha(1+2\alpha)}{1+\alpha}} - 4\alpha \right], \quad (1)$$

где $\alpha = h_0/R_z$ – относительная толщина смазочного слоя; R_z – высота неровностей, мкм; $\beta = L/B$ – относительная ширина гидродинамического микроклина; B, L – продольное и поперечное расстояние между неровностями.

Анализ уравнения (1) показывает, что если α может изменяться в пределах $0,1 \div 1$, то β изменится в пределах $1 \div 100$. Параметр $\alpha = h_0/R_z$ гидродинамический, отражающий комплексное взаимодействие вершины шероховатости, смазки и контр тела. На основе экспериментальных данных этот параметр задается в пределах $0,5$.

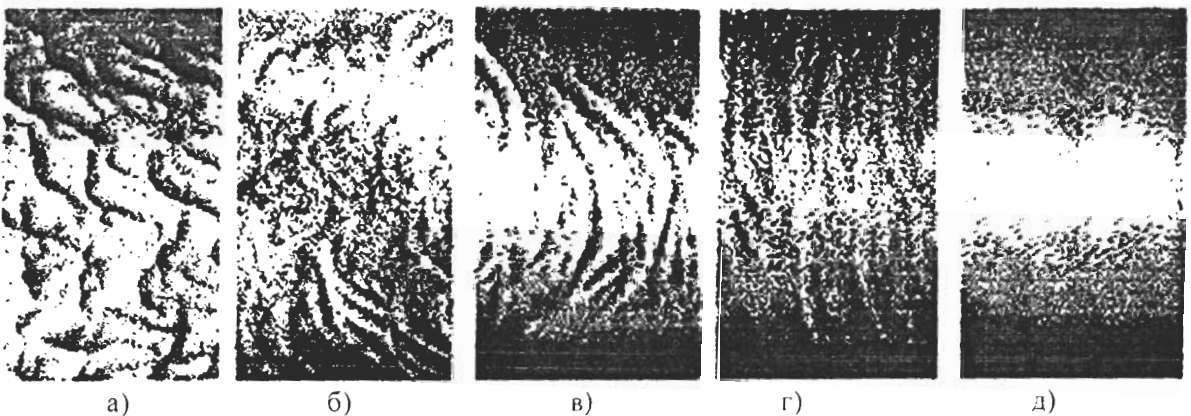


Рис. 25. Вид микрорельефа поверхности: а), б), в), г) – полученный вибрационным накачиванием; д) – шлифованием. После вибрационного накачивания высота неровностей (R_z) равна: а) – $R_z = 16$ мкм, б) – $R_z = 12$ мкм, в) – $R_z = 8$ мкм, г) – $R_z = 4$ мкм. После абразивной обработки (шлифования) д) – $R_z = 0,6$ мкм.

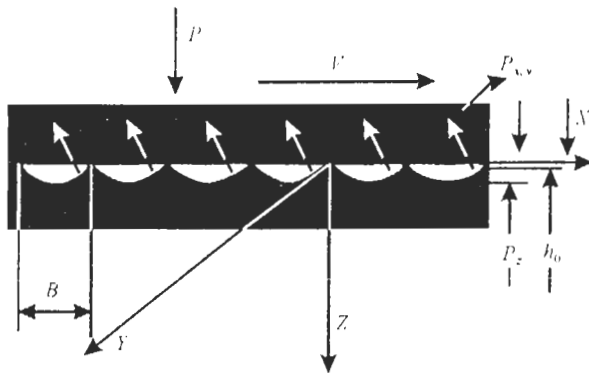


Рис. 26. Схема для моделирования и расчета гидродинамической смазки пары трение-скольжение.

Параметр $\beta = L/B$ характеризует метод получения неровностей. Для вибрационного накатывания этот параметр имеет величину $10 \div 20$.

Суммарная гидродинамическая сила

$$F = \sum_1^n F_{x,y}, \quad (2)$$

где n – количество микронеровностей.

Площадь микронеровности, где развивается гидродинамическое давление, определяется по формуле $S = BL/2$.

Уравнение (1) решается для конкретного узла трения скольжения, где известно контактное давление и номинальная площадь контакта. Принимается, что суммарная гидродинамическая сила F должна быть равна нагрузке или произведению контактного давления на площадь контакта. Задаются значения динамического коэффициента вязкости, минимально допустимой толщины смазочной пленки и значения скорости скольжения. Уравнение решается относительно параметров микрорельефа: высоты неровностей, продольного и поперечного расстояния между неровностями.

Для формирования на поверхности изделия микрорельефа, разработано приспособление для многошарикового вибрационного накатывания, (рис. 27). В его состав входят: электромеханический привод 1, вибратор 2, ось 3, на которой закреплен вибратор, многошариковый накатник 4 и кронштейн 5, закрепляющий накатник к вибратору.

Формирование рельефа осуществляется следующим образом. Приспособление устанавливается на суппорте токарного станка. Обрабатываемая поверхность изделия 6 вводится внутрь многошарикового накатника 4. Включается электромеханический привод 1. Вращательное движение преобразуется вибратором 2 в колебательное движение накатника 4 относительно оси 3. Шарики в накатнике совершают сложное

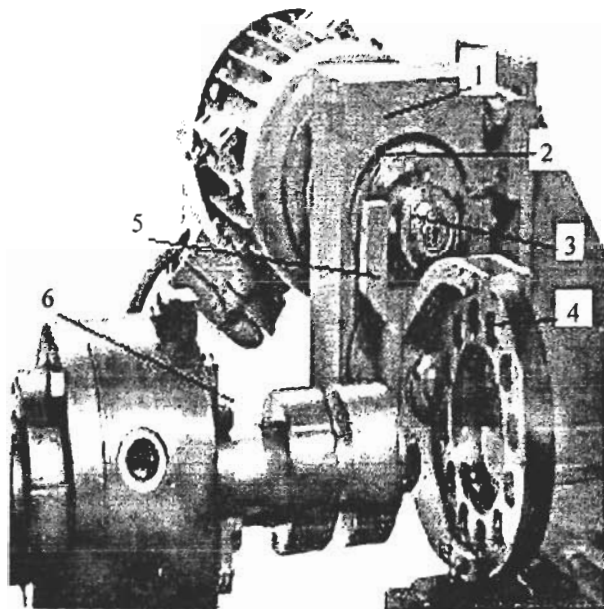


Рис. 27. Приспособление для многошарикового вибрационного накатывания.

движение относительно образующей поверхности изделия. Это движение обусловлено величиной амплитуды колебания, частотами колебания накатника, вращением изделия и скоростью перемещения. Для получения прогнозируемых характеристик микрорельефа поверхности рассчитываются режимы обработки и параметры накатника по специальной методике, изложенной в работе [55].

Триботехнические характеристики микрорельефа поверхности, полученного вибрационным накатыванием, исследовались на машине трения, при скорости скольжения от 0 до 14 м/с. Основной характеристикой рельефа поверхности была принята его высота – R_z . Относительная ширина гидродинамического микроклина принималась равной в пределах 10. Смазывание поверхностей осуществлялось минеральным маслом “Индустриальное – 45”.

Исследования по измерению толщины смазочного слоя показали (рис. 28) [57], что в зависимости от скорости скольжения и высоты R_z неровностей рельефа, между трущимися поверхностями образуется разделительный смазочный слой. Толщина слоя достигает 16 мкм. Смазочный слой увеличивается с ростом скорости скольжения (см. рис. 28).

Поверхность, которая была получена шлифованием, не создает условий для образования смазочного слоя. Смазочный слой отсутствует и не увеличивается до $v = 4$ м/с. Образование смазочного слоя в диапазоне скоростей $4 \div 10$ м/с объясняется гидродинамическими эффектами от бисиния образца (см. рис. 28). Наибольшая толщина

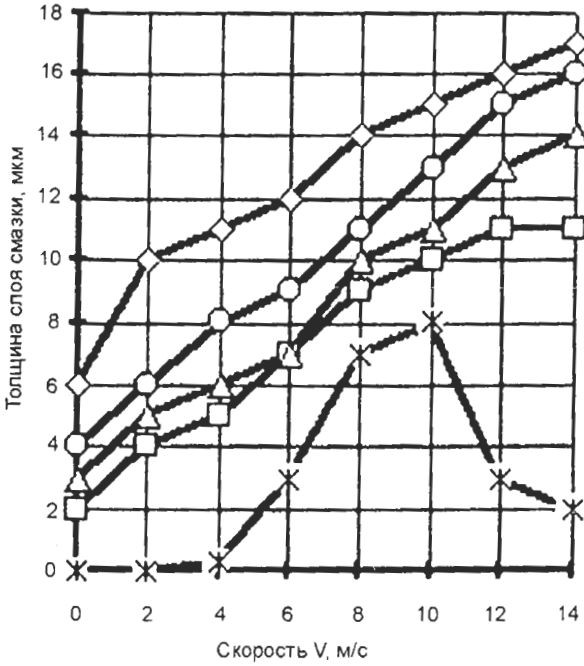


Рис. 28. Толщина смазочного слоя между трущимися поверхностями с рельефом, имеющим параметры: 1 - $R_z = 0,6$ мкм; 2 - $R_z = 4$ мкм; 3 - $R_z = 8$ мкм; 4 - $R_z = 12$ мкм; 5 - $R_z = 16$ мкм.

смазочного слоя составляет 8 мкм при скорости скольжения $v = 10$ м/с. При более высокой скорости трения, толщина смазочного слоя h уменьшается, что обусловлено нагревом поверхности и снижением вязкости смазочного материала.

При скольжении образца по поверхности, которая имеет микрорельеф (рис. 25), смазочный слой образуется во всем диапазоне исследуемых скоростей (рис. 28).

Соответственно, потери на трение в 2 ÷ 3 раза ниже, чем при трении о гладкую поверхность (рис. 29).

Относительная величина смазочного слоя $\alpha = h_0/R_z$ на вершинах неровностей рельефа поверхности зависит от скорости и изменяется в пределах $0,5 \div 2$. Исследования показывают, что форма неровностей рельефа, которая характеризуется величиной β , имеет решающее влияние на триботехнические характеристики. Для шлифованной поверхности величина β , имеет значение в пределах $0,01 \div 0,001$. Микрорельеф поверхности, который был получен шлифованием ($R_z = 0,6$ мкм), имеет $\beta < 0,01$, что отрицательно влияет на условия для образования смазочного слоя. Смазочного слоя нет до $v = 4$ м/с. Дальнейшее увеличение скорости вызывает образование смазочного слоя, но это обусловлено динамикой вращающегося вала.

Опыт промышленного использования изделий, которые имели оптимальные рельефы показал, что работоспособность изделий повышается в 2

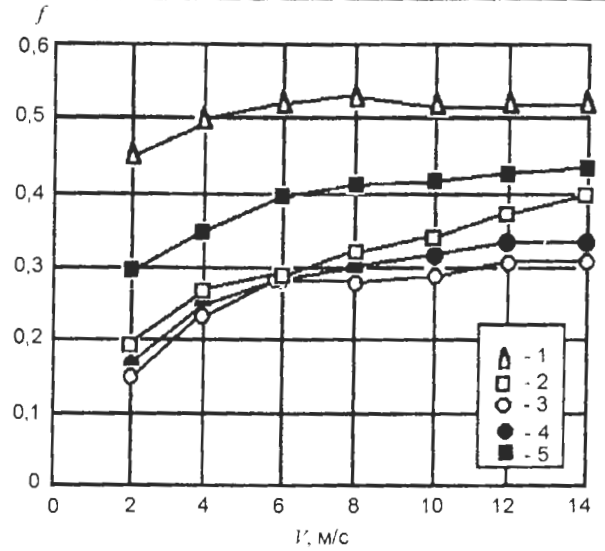


Рис. 29. Зависимость коэффициентов трения от скорости скольжения для поверхностей с разным рельефом: 1 - $R_z = 0,6$ мкм; 2 - $R_z = 6$ мкм; 3 - $R_z = 12$ мкм; 4 - $R_z = 17$ мкм; 5 - $R_z = 20$ мкм.

÷ 3 раза, но длительная эксплуатация изнашивает и сглаживает рельеф.

УПРОЧНЕНИЕ РЕЛЬЕФА

Исследования показали [61 - 62], что эффективность упрочнения при импульсной обработке выше, чем при обработке непрерывной струей, что обусловлено на 1 ÷ 2 порядка большей скоростью нагрева и охлаждения, а также воздействием ударной волны.

Модифицирование рельефа поверхности изделия можно осуществлять импульсно-плазменным устройством (рис. 30) [58]. Устройство для импульсно-плазменной обработки (ИПО) содержит камеру сгорания 1, электрод-анод 2, закрепленный по оси камеры сгорания. Детонационную пушку 3, соединенную с камерой сгорания. Стенки камеры являются катодом, включенным в электрическую цепь преобразователя 4. Напряженность электрического поля в между электродном зазоре составляет 350 кВ/м. В устройстве, являющимся фактически МГД-двигателем, происходит увеличение скорости и температуры продуктов детонационного сгорания горючих газовых смесей.

Изменение электрической энергии, а также длины межэлектродного участка в камере позволяет управлять плотностью энергии, длительностью кратковременностью и локальностью воздействия плазмы на модифицируемую поверхность.

Температура, скорость и плотность плазменной струи зависят от длины камеры, угла конусности, величины зазора между электродами и на-

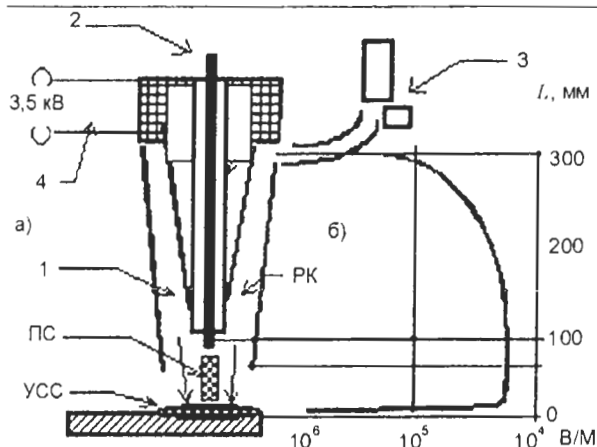


Рис. 30. Импульсный плазмотрон и распределение напряженности электрического тока по струе плазмы: а) схематическое изображение плазмотрона, где 1 – междуэлектродная камера, 2 – испаряемый электрод, 3 – детонационная пушка, 4 – преобразователь электрического тока, ПС – плазменная струя, УСС – ударноожатый слой, РК – реакционная камера; б) изменение напряженности электрического поля между электродами, L – длина камеры.

пряженности электрического поля. Наиболее эффективным параметром, влияющим на энергетические характеристики плазмы, является длина камеры.

Изменяя ее длину можно получать потоки плазмы, имеющие плотность мощности в диапазоне от 10^3 до 10^7 Вт/см², температуру от $2 \cdot 10^3$ до $3 \cdot 10^4$ К, скорость от $2 \cdot 10^3$ м/с до $8 \cdot 10^3$ м/с. Максимальные значения параметров плазмы получают при длине реакционной камеры 500 мм.

При ИПО поверхность испытывает комплексное воздействие, а именно: ударное, электромагнитное, термическое и звуковое. Каждое из них в отдельности играет роль инициатора диффузионных процессов, что резко ускоряет массоперенос атомов внедрения и оказывает на поверхностный слой изделия термохимическое воздействие, стимулируя протекание химических реакций [24, 66 – 68].

ИПО является методом обработки и может быть использована для обработки изделий из различных сплавов (рис. 31), имеющих сложную конфигурацию. Например, обработка сплава на основе титана позволяет получить модифицированный слой, толщиной $\cong 60$ мкм и твердостью $\cong 9$ ГПа (рис. 31а). На поверхности изделий из углеродистых сплавов на основе железа можно получить слой толщиной $\cong 100$ мкм и твердостью $\cong 20$ ГПа (рис. 31б); из чугунов или железа $\cong 9 \div 14$ ГПа (рис. 31а, г).

Использование углеводородных газов для создания плазмы позволяет создать и конденсировать пары углерода на поверхности образца. После 20 импульсов обработки на поверхности была получена углеродная пленка толщиной $\cong 20$ мкм.

Рентгенографический анализ показал, что эта пленка состоит, преимущественно, из аморфного углерода.

Исследования показали, что модифицирование поверхности достигается при частичном растворении исходных карбидов и образовании в облученном слое большого количества зон с микрхимической неоднородностью твердых растворов. Особое влияние оказывает длительность плазменного импульса и структурное состояние перед облучением. Чем меньше время облучения, тем более дисперсная растворимая фаза и больше эффект упрочнения. Характерной особенностью структуры после импульсной плазменной закалки является ее способность сохранять твердость при нагреве в процессе трения.

Это объясняется формированием в процессе скоростного затвердевания участков в виде тонких аморфных пластинок. Оптимальное значение плотности мощности импульсов плазменного излучения следует выбирать по структуре стали в облученной зоне, которая должна представлять собой смесь мартенсита и карбидов, образующуюся в результате вторичной закалки, происходящей под воздействием плазменного импульса.

Наибольший эффект при модифицировании углеродистых сталей достигается при плотности мощности $1,8 \cdot 10^5$ Вт/см², что обеспечивает температуру поверхности, близкую к температуре ее плавления.

Величина упрочнения и толщина упрочненного слоя возрастают при увеличении интенсивности ПДО (уменьшении D и h , увеличении N), а также зависят от количества и типа элементов, входящих в плазму (рис. 32).

Это объясняется упрочняющим эффектом от внедрения легирующих элементов. На степень модификации влияет также и количество импульсов N обработки. Эффективность модифицирования, при сравнимых режимах ПДО, сильнее проявляется в стали с более высоким содержанием углерода.

Проведенные эксперименты подтверждают большую эффективность ИПО по сравнению с лазерной технологией. Это можно объяснить тем, что влияние одновременно нескольких видов импульсного воздействия приводит к значительному увеличению массопереноса. Совмещение циклов действия теплового, деформационного и электромагнитного полей оказывает существенное влияние на миграцию атомов внедрения.

На поверхности образуется слой повышенной твердости (до 20 ГПа), имеющий толщину от 10 до 100 мкм. Характеристики слоя зависят от технологических режимов (рис. 32).

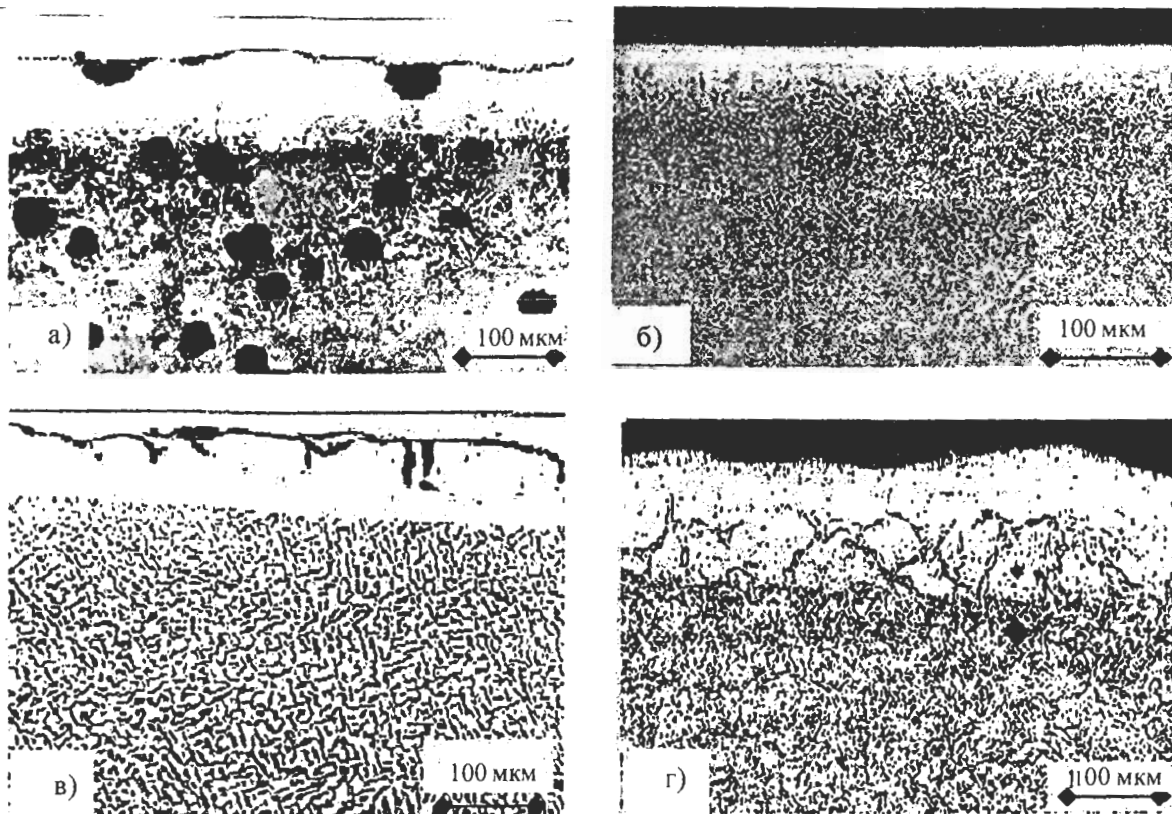


Рис. 31. Вид износостойкого слоя на рельефе, который формируется на поверхности изделий, изготовленных из сплавов: а) чугун; б) сталь У-7; в) VT-6; г) Ст.-45.

Триботехнические исследования показали, что износ поверхности, модифицированной по импульсно-плазменной технологии, снижается по сравнению с закаленной в $4 \div 5$ раз (рис. 33). Наиболее эффективно модифицирование в условиях эксплуатации без смазывания. Это обусловлено тем, что повышение скорости скольжения создает условие для гидродинамической смазки. С увеличением контактного давления износ закаленной поверхности увеличивается в три раза, но на износ модифицированной поверхности режим трения практически не влияет.

Известно, что упрочнение легирующими элементами (углеродом) изделий из сплавов на основе железа можно использовать как метод повышения коррозионной стойкости, износостойкости, антифрикционности, теплостойкости, повышения стойкости при фреттинг-износе и увеличения нагрузки до заедания.

Импульсно-плазменная обработка создает возможность легировать поверхность изделия азотом, углеродом, хромом, молибденом, никелем, вольфрамом и другими элементами [21, 22]. Эффект от упрочнения легирующими элементами определяется следующим спектром механизмов воздействия на поверхностные слои изделия: осаждение тонкопленочного (углеродного) аморфного покрытия, которое имеет высокую микротвердость, пассивирующие свойства, низкий ко-

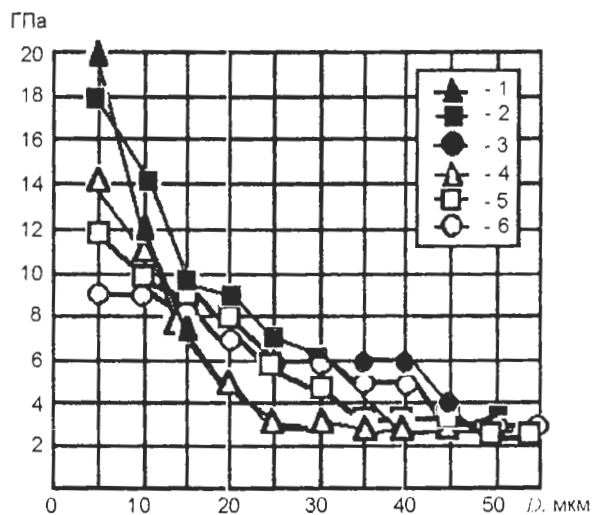


Рис. 32. Твердость поверхностного слоя после импульсно-плазменного модифицирования W и Mo: 1,4 – 1 импульс; 2,5 – 5 импульсов; 3,6 – 10 импульсов.

эффициент трения. А также образование метастабильного раствора легирующих элементов ($> 6\%$) в поверхностном слое ($\approx 20 \mu\text{m}$) и формирование структуры и фазового состава с высокой дисперсностью и твердостью. В этих слоях образуются высокие сжимающие остаточные напряжения с увеличенным числом и плотностью дислокаций на границе с основным металлом изделия.

Таким образом, создание оптимального рельефа поверхности, деталей узлов трения и по-

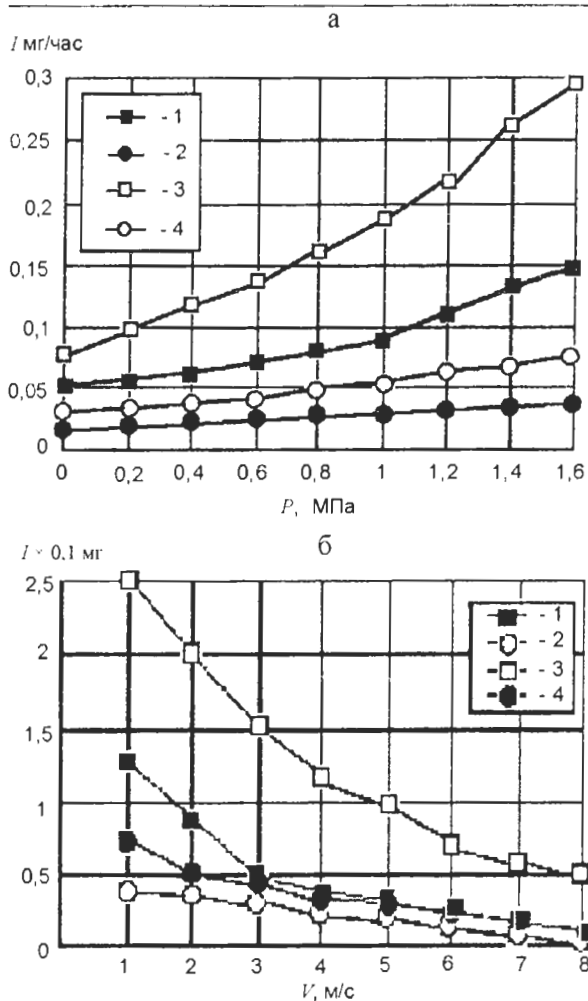


Рис. 33. Зависимость скорости изнашивания поверхности, модифицированной импульсной плазмой (ПДО) – 2,4, в сравнение с закаленной поверхностью (HRC 55) – 1,3: а – от давления, б – от скорости. Испытание проводилось в масле – □, ○ и в 3 % эмульсии – ■, ●.

следующая ИПО, модифицирование рельефа, многократно снижает потери на трение и повышает их износостойкость.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрено одно из самых перспективных направлений в физической инженерии поверхности, а именно, на конкретных примерах рассмотрено создание комбинированных или гибридных покрытий из Al₂O₃/Cr/TiN и сплавов на основе Ni, Cr, Fe, Mo, (Si; B). Показано, что двойная имплантация в титановые сплавы, с последующей обработкой модифицированной поверхности сильным электронным пучком, а также создание конкретного рельефа поверхности на сталях и последующее его упрочнение с помощью импульсной плазменной струи приводят к существенному изменению служебных характеристик изделий.

Создание многослойной системы на поверхности нержавеющей стали из Al₂O₃/Cr/TiN (с последующей обработкой электронным пучком для уменьшения пористости, улучшения адгезии, повышения плотности покрытия) значительно повышает коррозионную стойкость в растворе серной кислоты. Нанесение покрытий из порошков ПГАН-33, ПГ-10Н-01 (на основе Ni), с последующей обработкой электронным пучком в режиме плавления, приводит к перемешиванию подложки и покрытия, уменьшению пористости, массопереносу в жидкой фазе. Это выступает причиной уменьшения износа при трении, повышения твердости по глубине покрытия, увеличению коррозионной стойкости в кислых средах и значительному увеличению адгезии покрытия к подложке при наличии конкретных изделий из данных материалов.

Комбинированная обработка поверхностного слоя титановых сплавов (Ti-V-Al) с помощью двойной имплантации Fe; Zr и Cu; Ni с последующим облучением НСЭП приводит к повышению стойкости к износу, уменьшению коэффициента трения и прочности (твердости), и увеличению усталостной прочности при циклических нагрузках.

А дуплексная обработка поверхности сталей путем создания определенного упрочнения с помощью высокоскоростной импульсной плазменной струи к резкому снижению коэффициента трения, уменьшению износа и увеличению прочности изделий из инструментальной стали и стали 45.

Показано, что многие физико-механические свойства деталей, изготовленные из металлов и сплавов, во многом зависят от структуры, фазового и элементного состава и стехиометрии комбинированных покрытий или гибридных (дуплексных) технологий.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа была частично финансирована проектами Министерства образования и науки Украины 2М/0354-2003, 2М/0145-2001, проектом NATO Linkage Collaborative Grant. Также была предоставлена финансовая поддержка Национального института Исследования материалов, Тсукуба, Япония. Авторы считают своим долгом поблагодарить за помощь в проведении исследований сотрудников Сумского института модификации поверхности В.С. Кшнякина, О.П. Кульменьеву, М.В. Ильяшенко, А.Г. Бойко.

ЛИТЕРАТУРА

- Pogrebnyak A.D., Mikhaliov A.D., Pogrebnyak N.A. et. al. Evolution of vacancy defects and dislocation in surface layers of iron as a result of pulsed electron Beam treatment// *Physics Letters A.* – 1998.– Vol. 241. – P. 357-363.
- Pogrebnyak A.D., Bratushka S., Boyko V.I. et. al. A review of mixing processes in Ta/Fe systems treated by hing current electron beams // *NIMB B.* – 1998. – Vol. 145. – P. 373-390.
- Бойко В.И., Валяев В.Н., Погребняк А.Д. Модификация металлических материалов импульсными мощными пучками частиц//*Успехи физических наук.* – 1999. – Т. 169, №11. – С. 1242-1272.
- Валяев А.Н., Погребняк А.Д., Кишимото Н., Ладышев В.С. Модификация свойств материалов и синтез тонких пленок при облучении интенсивными электронными и ионными пучками.–*Усть-Каменогорск: ВКТУ, 2000.* – 345 с.
- Pogrebnyak A.D., Lebedy A.G., Ivanov Yu.F. Modification of single crystal stain less steel structure (Fe-Cr-Ni-Mn) by hing-power ion beam// *Vacuum.* – 2001. – Vol. 63 – P. 483-486.
- Boyko V.I., Valyaev A.N., Pogrebnyak A.D. Metal modification by high-power pulsed particle beams// *Physics-Uspexhi.* – 1999. – Vol. 42, № 2. – P. 1139-1166.
- Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. – Минск: “Навука і тэхніка”, 1995. – 280 с.
- Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н., Иванов Ю.Ф. и др. Приготовление и исследование структуры и свойств Al_2O_3 покрытия, нанесенных плазменной детонацией//*Письма в ЖТФ.*– 2000.– Т. 26, вып. 21. – С. 58-64.
- Tyurin Yu.N. and Pogrebnyak A.D. Advanced in the development of Technologies and equipment for coating deposition//*Surf. and Coat. Tech.* – 1999. – Vol. 111. – P. 269-275.
- Pogrebnyak A.D., Il'jashenko M.V., Kul'ment'eva O.P., Kshnyakin V.S., Kobzev A.P., Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.P. Structure and properties of Al_2O_3 and $Al_2O_3+Cr_2O_3$ cjjating deposited by steel 3 (0,3 wt.% C) substrate using pulsed dctionation technology / *Vacuum.* – 2001. – Vol. 62. – P. 21-26.
- Погребняк А.Д., Дуванов С.М., Кравченко Ю.А., Кшнякин В.С., Тюрин Ю.М., Бондарев А.А. Физико-химическое состояние гибридных покрытий, облученных сильноточным электронным пучком //III International symposium “New electrical and electronic technologies and their industrial implementation”. - Zaczoranc (Poland). - 2003. - P. 157-159.
- Погребняк О.Д., Дуванов С.М., Кравченко Ю.А., Кшнякин В.С., Тюрин Ю.М., Panagiotic Misaelides Вплив великострумєневого електронного пучка на структуру гібридних покриттів//*Матеріали ІХ Міжнародної конференції “Фізика і технологія тонких плівок” (МКФГТП-ІХ).* – Том. 1. – Івано-Франківськ. – 2003. – С. 20-21.
- Чернега С.М., Погребова И.С., Лоскутова Т.В., Белоус М.В. Защитные свойства карбидных покрытий на стали 45 в водных агрессивных средах // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2002.– Т. 24, № 9. – С. 1285-1293.
- Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
- Тюрин Ю.Н., Погребняк А.Д. Влияние дуплексной обработки на свойства поверхности изделий // *Трение и износ.* – 2002. – № 2. – С. 207-214.
- Pogrebnyak A.D., Shumakova N.I. Effect of “duplex” treatment on changes of Physical and Mechanical properties of steel (0,3 wt.%C) // *Surf. and Coat. Tech.* – 1999. – Vol. 122. – P. 183-187.
- Погребняк А.Д., Кульментьева О.П., Кшнякин В.С. и др. Исследование покрытий из сплава Hastelloy на основе никеля, нанесенных высокоскоростной импульсной струей на подложку из стали SS-400// *Поверхность.* – 2003. – Т. 6. – С. 36 - 44.
- Погребняк А.Д., Кравченко Ю.А., Василук В.В. и др. Структура и фазовый состав покрытий, полученных на основе Ni с помощью высокоскоростной плазменной струи//*Материалы V международной конференции “Взаимодействие излучения с твердым телом” (Минск – 2003).* – Минск: БГУ НАН Беларуси. – 2003. – С. 75-77.
- Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н., Кобзев Л.П. Модификация и легирование 6-Fe с помощью высокоскоростной плазменной струи // *Письма в ЖТФ.* – 2001. – Т. 27, № 15.– С. 1-8.
- Марков А.Б., Ротштейн В.П. Термический и деформационно-волновой механизм упрочнения углеродистой стали при воздействии высокоэнергетического сильноточного электронного пучка// *ФХОМ.* – 1997. – № 6. – С. 37-41.
- Valyaev A.N., Kylyshyanov M.K., Pogrebnyak A.D. et.al. Investigation of radiation damages in 6-Fe exposed to intense-pulsed-ion beam // *Abstracts of X Inter. Conf. on Surface Modification of Metals by Ion Beams.* – Galtinburg (USA). – 1997. – P. 46.
- Погребняк А.Д., Ильяшенко М.В., Кульментьева О.П. и др. Структура и свойства твердого сплава, нанесенного на подложку из меди с помощью высокоскоростной импульсной плазменной струи // *ЖТФ.* – 2001. – Т. 71, № 7. – С. 111-118.
- Клименов В.А., Панин В.Е., Безбородов В.П., Первалова О.Б., Сенчило Ж.Г., Козлов Э.В., Дураков В.Г. Исследование структуры и свойств никелевых порошковых покрытий после оплавления // *ФХОМ.* – 1997. – № 6. – С. 68-75.
- Лариков Л.Н., Фальченко В.М., Мазанко В.Ф. Аномальное ускорение диффузии при импульсном нагружении // *ДАН СССР.* – 1975. – Т. 221, № 5. – С. 10-73.
- Гоулдстен Дж., Ньюбери Д., Эчлин П., Джай Д., Фифи Ч., Лифшиц Э. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: пер. с англ. – М.: Мир, 1984.– 303 с.

26. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: Металлургия, 1982. – 367 с.
27. Чеповецкий И.Х. Триботехнология формирования поверхностей. – К.: Наукова думка, 1989. – 240 с.
28. Металлография титановых сплавов/ Борисова Е.А., Бовчар Г.А., Брун М.Я., Глазунов С.Г., Колачев Б.А. и др. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
29. Титан / Гармата В.А., Петрунько А.Н., Галицкий Н.В., Олексюк Ю.Г., Сандлер Р.А. – М.: Металлургия, 1983. – 559 с.
30. Pogrebnjak A. D., Sokolov S.V., Bazyl E.A., Sviridenko N.V. Effect of Fe and Zr ion implantation and high-current electron irradiation treatment on chemical and mechanical properties of Ti-V-Al alloy// Abstracts VII International Conf. on Plasma Surface Engineering. – Garmich-Partenkirchen (FRG). – 2000. – P. 233.
31. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. – М.: Металлургия, 1990. – 216 с.
32. Шулов В.А., Рябчиков А.И., Ночовная Н.А., Кошечев В.А., Полякова И.Г., Компанец А.А., Родкина Л.Е., Волкова Л.Ф. Влияние дозы облучения при имплантации ионов гафния на физико-химическое состояние и механические свойства жаропрочных титановых сплавов // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1993. – № 6. – С. 132-143.
33. Михеев Н.Н. Дискретная модель многократного рассеяния заряженных частиц средней энергии в веществе // Изв. РАН. Сер. физ. – 2000. – Т. 64, № 11. – С. 2137-2143.
34. Базыль Е.А., Погребняк А.Д., Соколов С.В., Свириденко Н.В. Процессы карбидообразования в сплавах молибдена и титана при высокодозной ионной имплантации // ФХОМ. – 2000. – № 1. – С. 17-26.
35. Фазовые преобразования в имплантационных системах металл – металлоид/ Жетбаев А.К., Кадыржанов К.К., Туркебаев Т.Э. и др. – Алма-Аты: Гылым, 1995. – 182 с.
36. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Козлов Е.В., Куракин И.Б., Шаркеев Ю.П. Структурные изменения глубинных слоев материала после модификации ионными пучками и природа его упрочнения // Доклады АН СССР. – 1987. – Т. 296, № 4. – С. 869-871.
37. Белый А.В., Ших С.К. Применение ионного перемешивания для повышения триботехнических характеристик титана // Трение и износ. – 1994. – Т. 10. – № 6. – С. 1092-1095.
38. Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д., Сулима А.М., Тютюхин В.В. Ионно-лучевая модификация поверхностных слоев титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. – № 8. – С. 24-29.
39. Байбарацкая М.Ю. Применение ионных пучков в триботехнологиях // Тезисы докладов IV Всерос. конф. “Модификации свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц” (Томск - 96). – Томск: ТПУ. – 1996. – С. 328-329.
40. Базиль О.О. Влияние ионной имплантации и электронного облучения на кристаллическую структуру и свойства сплава Ti-V-Al: Автореф. дис. канд. ф.-м. наук: 01.04.07. – Сумы., 2001. – 19 с.
41. Искандерова З.А., Раджабов Т.Д., Рахимова Г.Р. Изменение микроструктуры и механических свойств металлов и сплавов в результате ионной имплантации // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1992. – № 8. – С. 5-20.
42. Романов И.Г., Тарасенко Ю.П., Царев И.Н., Чмыхов А.А. Низкоэнергетическая ионная модификация титановых сплавов // ФХОМ. – 1997. – № 2. – С. 75-78.
43. Волкова Л.Ф., Гусева М.И., Стрыгин А.Э. и др. Влияние ионного легирования на эрозионные свойства стали ЭП866Ш и сплава ВТ18У // Тезисы докладов Всерос. конф. по ионно-лучевой модификации материалов. – Черногоровка: РАН. – 1987. – С. 80.
44. Perry A.G. Ion implantation of titanium alloys for bio-material and other application // J. Surface Engineering. – 1987. – Vol. 3, № 2. – P. 154-160.
45. Козейкин Б.В., Павлов П.В., Питиримова Е.А., Фролов А.И. Структурно-химические характеристики имплантированных металлов // ФХОМ. – 1988. – № 4. – С. 68-72.
46. Городецкий А.Е., Гусева М.И., Томашев Н.Д. и др. Формирование коррозионно-защитных слоев на титане методом ионной имплантации палладия // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1982. – № 3. – С. 83-87.
47. Томашев В.Н., Ташлыков И.С., Жильцов О.А. и др. Коррозионное поведение слоев сплава титан – палладий, полученного путем полиэнергетической имплантации ионов Pd в титан // Защита металлов. – 1987. – Т. 23, № 5. – С. 791-796.
48. Томашев В.Н., Жильцов О.А., Гусева М.И. Формирование поверхностных слоев с заданными электрохимическими свойствами на титане методом ионной имплантации // Тезисы докладов Всерос. конф. по ионно-лучевой модификации материалов. – Черногоровка: РАН. – 1987. – С. 81.
49. Shulov V.A., Nochovnaia N.A., Remnev G.E. The effect of crater creation on the fatigue strength and corrosion resistance of steels and titanium alloys irradiated by high – power pulsed ion beams // Surface and Coating Technology. – 2002. – Vol. 158-159. – P. 488-493.
50. Авдиенко А.А. Технологические аспекты упрочнения поверхностных слоев сталей и сплавов имплантацией легких ионов // Тезисы докладов IV Всерос. конф. по модификации свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц (Томск-96). – Томск: ТПУ. – 1996. – С. 259-260.
51. Pogrebnjak A.D., Bazyl E.A. Modification of wear and fatigue characteristic of Ti-V-Al alloy by Cu and Ni ion implantation and high – current electron beam treatment // Vacuum. – 2002. – Vol. 64. – P. 1-7.
52. Pogrebnjak A.D., Kobzev A.P., Gritsenko B.P., Sokolov S., Bazyl E., Sviridenko N.V., Valyaev A.N., Ivanov Y.F. Effect of Fe and Zr ion implantation and high-

- current electron irradiation treatment on chemical and mechanical properties of Ti-V-Al alloy // *J. Appl. Phys.* – 2000. – Vol. 87, № 3. – P. 2142 - 2148.
53. Владимирова Б.Г., Гаращенко А.Н., Гусева М.И. и др. Влияние ионного легирования на сопротивление усталости металлов и сплавов // Тезисы докладов Всерос. конф. по ионно-лучевой модификации материалов. – Черноголовка: РАН. – 1987. – С. 79.
 54. Tsyganov I., Wieser E., Matz W., Reuther H., Richter E. Modification of the Ti-6Al-4V alloy by ion implantation of calcium and/or phosphorus // *Surface and Coatings Technology.* – 2002. – Vol. 158 - 159. – P. 318 – 323.
 55. Тюрин Ю.Н. Вибрационное накатывание втулок в уплотнительных узлах // Вестник машиностроения. – 1974. – № 11. – С. 11-17.
 56. Снеговский Ф.П., Тюрин Ю.Н. Влияние микро рельефа вала на работоспособность манжетных уплотнительных узлов // Проблемы трения и изнашивания. – К: Техника. – 1975. – вып. 7. – С. 8-16.
 57. Снеговский Ф.П., Тюрин Ю.Н. Гидродинамическая смазка манжетного уплотнительного узла с вибронакатанным валом // Вестник машиностроения. – 1976. – № 1. – С. 18 - 24.
 58. Валяев А.Н., Погребняк А.Д., Плотников С.В. Радиационно-механические эффекты в твердых телах при облучении высокоэнергетическими импульсными электронными и ионными пучками. – Алматы: Гылым, 1998. – 265 с.
 59. Прохоров А.М. Физические принципы обработки материалов импульсной лазерной плазмой // Научные основы прогрессивной технологии. – М: Машиностроение, 1982. – С. 164-211.
 60. Белянин В.А., Жуков А.А., Кокура А.Н. и др. Структура и твердость поверхностных слоев стали после обработки лучом лазера // ФХОМ. – 1967. – № 2. – С. 115-116.
 61. Андрияхин В.М., Фишкин М.М. Лазеры и перспективы их применения в автомобилестроении. – М: НИИ Автопром, 1980. – 40 с.
 62. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. – М: Машиностроение, 1975. – 370 с.
 63. Lugscheider E., Oberlander B.C. Laser surface modification of nickel-base hardfacing alloys to enhance wear and corrosion properties // *Sci. Rev.* – 1991. – Vol. 88, № 5. – P. 283 - 287.
 64. Voss A., Funken J., Alunovic M., Sung H., Kreutz E.W. Removal and transfer of material in laser-assisted physical vapour deposition of ceramics // *Thin Solid Films.* – 1992. – Vol. 220, № 1-2. – P. 116 - 121.
 65. Verkhoturov A.D., Podchernyayeva I.A., Linkina L.D. Formation of hardening coatings made of powder components based on mineral raw material under affect of concentrated energy flows // *CEF. Heat Treat. and Technol. Surface Coat.: New Process. and Appl. Exper.* // Proc. 7th Int. Congr. Heat Treat. Mater. Moscow, Dec. 11-14, 1990. – P. 368 - 375.
 66. Бекренев А.Н., Васильев М.А. Диффузия в кристаллических тонких пленках под действием миллисекундных лазерных импульсов // ФХОМ. – 1996. – № 6. – С. 46 - 50.
 67. Герцриген Д.С., Костюченко В.Г., Тишкевич В.М., Фальченко В.М. Влияние пластической деформации в импульсном магнитном поле на миграцию атомов в металлах // Доклады НАН Украины. – 1997. – № 3. – С. 247 - 252.
 68. Behr F., Arndt C., Haberling E. Alloying of surface lasers and hardfacing of tool steels by titanium carbides using laser energy // *Thyssen Edelstahl Techn. Ber.* – 1990. – Vol. 16. – P. 106 - 111.

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ І ФИЗИКО-МЕХАНИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ГІБРИДНИХ І КОМБІНОВАНИХ ПОКРИТЬ

О.Д. Погребняк, В.В. Понарядов,
Ю.А. Кравченко, Ш.М. Рuzимов

В огляді аналізуються результати досліджень самих авторів і дослідження інших лабораторій. Розглянуто результати модифікації гібридних покриттів на основі AISI 321/Al₂O₃/Cr/TiN високострумним електронним пучком (ВЕП). Відмічено особливості формування рельєфу поверхні і структурно-фазового стану порошкових покриттів на основі нікелю, модифікованих як ВЕП, так і імпульсними потоками плазми. Виявлено залежність структурно-фазового стану, розподілу мікротвердості по глибині поверхневого шару і зносу поверхні порошкових покриттів від методики їх приготування та особливостей матеріалу, що піддано опроміненню. Представлено результати досліджень фізико-механічних властивостей титанових сплавів після модифікування поверхні електронними та іонними пучками. На прикладі титанових сплавів показано, що подвійна імплантacja іонів з їх наступною обробкою в режимі плавлення ВЕП приводить до змін втомної міцності, твердості, зносу при терті та збільшення корозійної стійкості. Вказано позитивні якості використання імпульсного зміцнення поверхні порівняно з обробкою неперервним плазмовим потоком.

FEATURES OF STRUCTURE AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF HYBRID AND COMBINED COATINGS

A.D. Pogrebnyak, V.V. Ponaradov,
Yu.A. Kravchenko, Sh.M. Ruzimov

This review deals with analysis of results obtained by the authors and by other laboratories. Results of modification of these coatings on the ground of stainless steel AISI 321/Al₂O₃/Cr/TiN by a high-current electron beam (HCEB) are considered. Features of formation of the surface relief and structure-phase states of the powder coatings on a nickel base, which had been modified both by HCEB and by pulsed plasma flows had been determined. Dependence of the structure-phase state, distribution of the micro-hardness over the surface layer depth and powder coating surface wear on the features of irradiated material and methods of sample preparation is demonstrated. Results of investigation of physical-mechanical properties of titanium alloys after surface modification by the electron and ion beam are presented. Using titanium alloys as examples, we had demonstrated that double ion implantation and subsequent HCEB treatment till melting resulted in variation of the fatigue resistance, hardness, friction wear and an increase in the corrosion resistance.