

**ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ  
«НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»  
к 80-летию Эдуарда Викторовича Козлова  
(продолжение, начало в № 6 и 8, 2014 г.)**

УДК 621.791.927:620

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ  
С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ**

*Полетика И.М., д.т.н., ведущий научный сотрудник (poletika@list.ru)*

*Крылова Т.А., к.т.н., младший научный сотрудник*

*Тетюцкая М.В., к.т.н., младший научный сотрудник*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН**

(634021, Россия, Томск, пр. Академический, д. 2/4)

**Аннотация.** Методом электронно-лучевой наплавки карбидов вольфрама и хрома на ускорителе электронов и вторичной импульсной обработки низкоэнергетическими электронами сформирована нано- и ультрадисперсная зеренная структура, пронизанная системой наноразмерных пор. В зоне вторичного импульсного воздействия нанотвердость и модуль упругости достигают высоких значений. Формирование в поверхностном слое наноразмерной структуры с развитой системой пор предотвращает хрупкое разрушение покрытий.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая наплавка, импульсная обработка, наноструктура, нанопоры, нанотвердость, износостойкость, разрушение.

Для повышения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, жаростойкости и других свойств поверхностных слоев металлов используются различные виды наплавки: электродуговая, электронно-лучевая, плазменная, лазерная. Дополнительное улучшение свойств может быть достигнуто путем термической обработки и введением в наплавленный слой различных легирующих компонентов. Однако традиционные способы улучшения структуры и свойств покрытий, в основном, исчерпали себя. Чтобы обеспечить качественный скачок свойств, нужно использовать новые приемы и технологии.

Решением вопроса может стать наноструктуризация покрытий – перевод их структурных элементов в нанометровый диапазон. Развитию нанотехнологий в последние годы уделяется большое внимание, результаты исследований нанокристаллических материалов обобщены в работах [1, 2]. Получение материалов в нанокристаллическом состоянии позволяет существенно изменять их свойства. Особый интерес представляет изменение механических свойств, определение которых в локальных объемах, соответствующих наноразмерам структурных составляющих, требует применения специальных методов, которые в настоящее время интенсивно развиваются. Вопросы наноиндентирования и нанотрибологии рассмотрены в работах [3 – 5].

Целью настоящей работы явилось изучение структуры и механических свойств покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в пучке реля-

тивистских электронов, выпускаемом в атмосферный воздух [6 – 8], и последующей импульсной обработкой низкоэнергетическим электронным пучком. Авторами работ [9, 10] выявлены и применены режимы импульсной электронно-лучевой обработки в вакууме, которые позволяют формировать слои с аморфной структурой нано- и субмикроразмерных размеров.

Первоначально методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ускоритель электронов ЭЛВ-6) на поверхности образца низкоуглеродистой стали Ст3 сформировали покрытия, в качестве наплавочных материалов использовали порошки карбидов хрома ( $Cr_3C_2$ ), вольфрама (WC) и смесь порошка карбида вольфрама с модификатором (10 %  $TiB_2$ ). При ускоряющем напряжении электронов 1,4 МэВ ток пучка и скорость обработки составляли: при наплавке карбидом хрома 19,5 мА и 0,67 см/с, карбидом вольфрама – 29,9 мА и 1 см/с, смесью WC и  $TiB_2$  – 38,6 мА и 1 см/с соответственно. Полученные покрытия имели толщину 1,5 – 2,5 мм.

Электронно-лучевую импульсную обработку проводили на лабораторной установке «Solo» при ускоряющем напряжении 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов составляла 15 – 45 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса излучения 200 мкс, частота следования импульсов 0,3 Гц, количество импульсов 1, 10 и 50.

Структуру исходных наплавленных слоев исследовали методом металлографии на микроскопе «Neophot» и методом электронной микроскопии на микроскопе ЭМ-125. Фазовый состав определяли на дифрактометре

ДРОН-2М в кобальтовом излучении. Распределение хрома и вольфрама в наплавленных слоях изучали на рентгеновском микроанализаторе САМЕВАХ. На приборе ПМТ-3 исследовали распределение микротвердости в направлении от поверхности в глубь образца. Проводили испытания на абразивный износ о незакрепленные абразивные частицы (ГОСТ 23.208 – 79).

Поверхность после электронно-лучевой импульсной обработки исследовали на металлографическом и на растровом электронном микроскопе SEM-515 (марки «Philips»). Одновременно с помощью имеющегося в микроскопе рентгеновского микроанализатора определяли элементный состав поверхностных слоев, строили зависимости концентрации элементов от расстояния до поверхности. На приборе «Nano Hardness Tester» фирмы CSEM методом кинетической твердости Оливера-Фарра [3 – 5] измеряли нанотвердость в слоях импульсной обработки. В каждом измерении нагрузку  $P$  изменяли во времени и записывали зависимость  $P(h)$ . Твердость по Виккерсу (HV) определяли делением максимальной нагрузки на площадь контакта алмазной пирамидки с материалом после разгрузки. По наклону линейной части разгрузочной кривой находили модуль упругости Юнга ( $E$ ). Измерения нанотвердости указанным методом проводили на поперечных срезах покрытий (после их шлифовки и полировки) на различных расстояниях от поверхности (от 1 до 30 мкм) при нагрузке на индентор 5 – 10 мН. По результатам испытаний строили зависимости нанотвердости и модуля Юнга от расстояния до поверхности.

В настоящей работе проведены испытания на изгиб (ГОСТ 18228 – 94) образцов с наплавленным слоем на машине МИРИ-100К со скоростью нагружения 3 мм/мин. Образцы представляли собой шлифованные прямоугольные призмы размерами  $5 \times 5 \times 55$  мм с толщиной слоя электронно-лучевой наплавки 0,5 – 1,5 мм. Часть образцов подвергали импульсной обработке электронным пучком. Испытания прекращали в момент появления в слое магистральной трещины. По результатам испытаний определяли угол изгиба  $\alpha$  и прочностные характеристики материала. На полированных поверхностях в поперечном сечении образца методом металлографии исследовали картину образования и развития трещин. Особенности трещинообразования и разрушения наблюдали также на растровом электронном микроскопе.

При наплавке карбидом хрома на поверхности стали образуется слой толщиной 1,5 мм, содержащий 23 – 25 % (по массе) хрома. Средняя микротвердость образующегося слоя 1750 МПа, коэффициент износостойкости  $K_{и}$  покрытия 1,4. Методом рентгеноструктурного анализа в слое наплавки выявляется  $\alpha$ -фаза (феррит). Структура слоя состоит из зерен твердого раствора и небольшого количества перитектики, располагающейся в виде прослоек по границам зерен. Средний размер зерен феррита составляет 13 мкм. Про-

слойки перитектики состоят из скоплений образований пластинчатой формы. Полученные с этих участков электронограммы имеют наборы рефлексов, соответствующие карбидным фазам  $Cr_3C_2$ ,  $Cr_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$ .

При наплавке карбидом вольфрама толщина покрытия составляет 2,3 мм, средняя микротвердость которого 4910 МПа, коэффициент износостойкости 3,2. В структуре покрытия присутствует  $\alpha$ -железо, в небольшом количестве  $\gamma$ -железо (аустенит) и соединение  $Fe_3W_3C$ . Структура покрытия состоит из ферритных и аустенитно-мартенситных зерен (средний размер 10 мкм), окруженных прослойками эвтектики, которая имеет пластинчатое строение (пластинки карбида  $Fe_3W_3C$  в  $\alpha$ -матрице). Встречаются обособленные зерна эвтектики составов  $Fe_3W_3C + W_2C$  и  $Fe_3W_3C + WC$ . Наблюдаются области, где карбидная фаза состава WC образует сетку по границам зерен.

После введения в наплавочную смесь 10 % (по массе) диборида титана твердость покрытий на основе карбида вольфрама увеличивается в 1,3 раза, а коэффициент износостойкости до 1,7 раза. На металлографических снимках покрытия наблюдается заметное снижение дендритной неоднородности, разбиение столбчатых дендритов, измельчение зеренной структуры до 5,5 мкм. Наблюдаемое явление связано с выделением в расплаве при охлаждении множества новых центров кристаллизации в виде дисперсных тугоплавких соединений титана.

После импульсной электронно-лучевой обработки поверхностного слоя покрытий, предварительно наплавленных в пучке электронов, образуется зона переплава толщиной 10 – 20 мкм, где в связи с высокой (до  $10^9$  К/с) скоростью охлаждения из жидкого состояния формируется ультрадисперсная и наноразмерная структура (рис. 1). От границы жидкого металла с подложкой растут столбчатые кристаллы, имеющие дендритное строение и состоящие из пакетов одинаково ориентированных дендритных зерен. Пакеты дендритов, принадлежащие различным кристаллам, повернуты друг относительно друга на некоторый угол (рис. 1, а). На боковой поверхности покрытия видны длинные оси дендритных зерен первого порядка с образовавшимися на них короткими осями второго порядка (рис. 1, б). На лицевой поверхности покрытия наблюдаются верхушки проросших из расплава зерен дендритов (рис. 1, в – д). Из-за сверхвысокой скорости охлаждения расплава дендриты не успевают развиться до нужных размеров: промежутки между дендритами остаются свободными. Образуется система пустот, которые в поперечном сечении покрытия несколько вытянуты в направлении главных осей дендритов (рис. 1, б).

После импульсной обработки покрытий, наплавленных карбидом хрома, сечения дендритных зерен имеют округлую форму, оси второго порядка не формируются (рис. 1, е). После обработки покрытий, наплавленных карбидом вольфрама, оси второго порядка получают

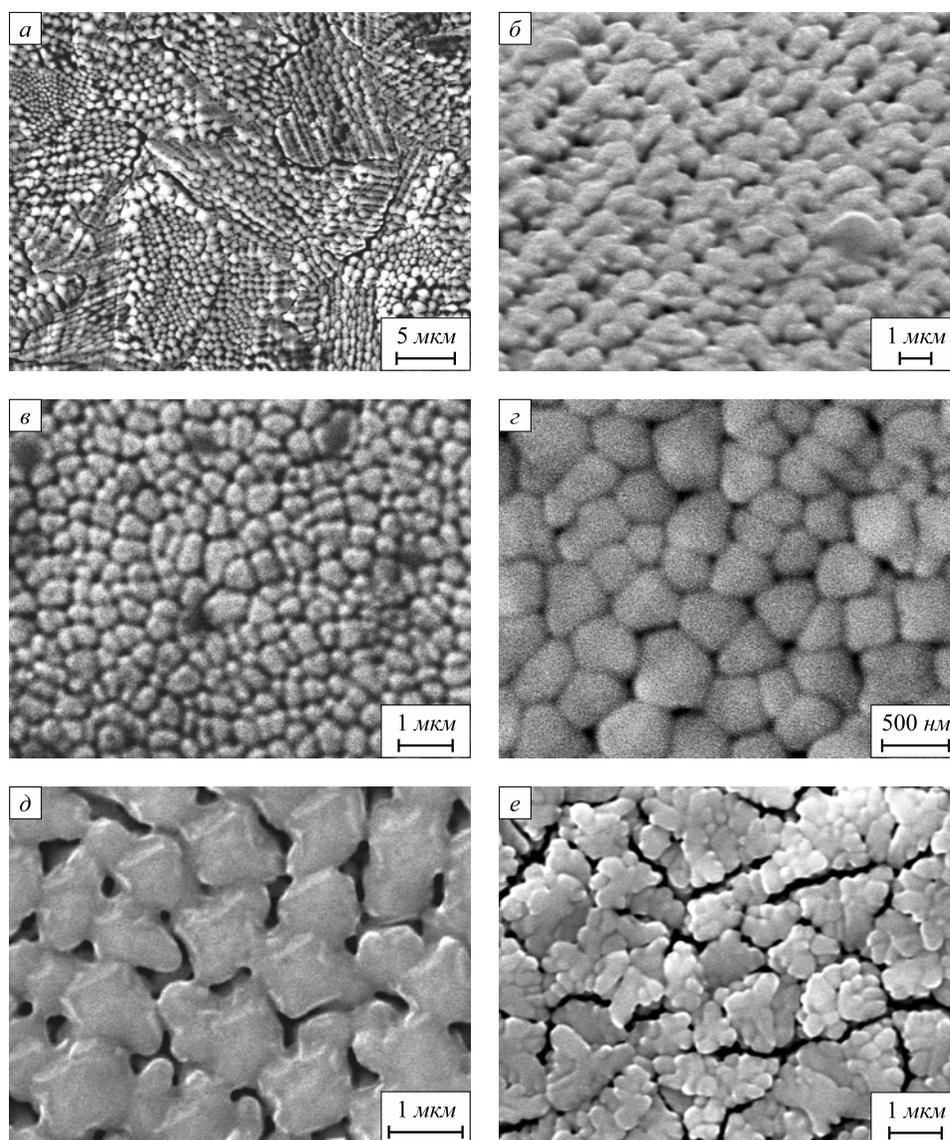


Рис. 1. Структура зоны импульсной обработки покрытий с исходной наплавкой карбидами хрома (а, в), вольфрама (б, г, д) и смесью WC + TiB<sub>2</sub> (е) при плотности энергии излучения 20 Дж/см<sup>2</sup> (в, г), 30 Дж/см<sup>2</sup> (а), 40 Дж/см<sup>2</sup> (б, д) и 45 Дж/см<sup>2</sup> (е)

некоторое развитие, причем с увеличением плотности энергии пучка электронов от 20 до 45 Дж/см<sup>2</sup> и количества импульсов излучения от 1 до 50 длина этих осей возрастает. Если при низких значениях энергии наблюдаются бугорки на боковой поверхности главных осей (рис. 1, г), то при высокой энергии и большом количестве импульсов излучения формируются отростки (рис. 1, д).

Различная степень развитости дендритной структуры в отличающихся составе слоев импульсной обработки связана с различной теплопроводностью остальной части покрытия. В случае наплавки карбидом хрома теплопроводность покрытия близка к теплопроводности железа, поскольку количество выделений карбидов хрома незначительно. При наплавке карбидом вольфрама в достаточном количестве выпадают соединения WC, W<sub>2</sub>C, Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C с низкой теплопроводностью, вследствие чего теплоотвод из зоны импульсного воз-

действия в металл покрытия затруднен. Добавление в наплавочную смесь на основе карбида вольфрама WC диборида титана при сохранении дендритного характера структуры сопровождается заметным уменьшением размеров поперечных сечений столбчатых кристаллов (рис. 1, е), что является следствием измельчения структуры исходной наплавки.

Определенное методом рентгеновского микроанализа распределение элементов в покрытии после импульсной обработки согласуется с характером образующейся в нем структуры. Концентрации легирующих элементов (Cr, W) и железа при продвижении от периферии к поверхности покрытия уменьшаются, что соответствует уменьшению среднего содержания элементов в единице объема слоя при наличии в нем пор. При исследовании фазового состава слоев импульсной обработки в случае наплавки карбидом хрома кроме α-железа других фаз методом рентгеноструктурного

анализа выявить не удалось. После импульсной обработки покрытий, наплавленных смесями на основе карбида вольфрама, на рентгенограммах обнаруживаются линии  $\alpha$ -железа (мартенсит),  $\gamma$ -железа, соединения  $Fe_3W_3C$  и неравновесного соединения  $W_{23}C_6$ , которое отсутствовало в исходной наплавке.

Для количественного описания структурных изменений в зоне импульсного воздействия были оценены (методом секущей) из 10 – 15 фотографий структуры, полученных методом растровой электронной микроскопии при увеличениях до 40 000 раз, распределения зерен и пор по размерам в боковом и поперечном сечениях главных осей дендритов. Построены гистограммы таких распределений. Определенные из полученных распределений средние размеры дендритных зерен и пор на поверхности покрытий после импульсной обработки при плотности энергии излучения 20 – 45 Дж/см<sup>2</sup> составляют 190 – 440 и 90 – 160 нм при наплавке карбидом хрома и 240 – 640 и 80 – 270 нм при наплавке карбидом вольфрама соответственно. Доля зерен с размером, меньшим или равным 100 нм, который, согласно общепринятому критерию, считается наноструктурным, в слоях с исходной наплавкой карбидом хрома составляет 25 – 30 %, а с наплавкой карбидом вольфрама – 10 – 15 %. Объемная доля пор в первом случае составляет 13 – 15 %, а во втором – 15 – 24 %. Объемная доля пор в поперечном сечении покрытия 15 – 25 %. При наплавке смесью WC + TiB<sub>2</sub> объемная доля пор, которые в связи с описанными выше особенностями формирования структуры, наблюдаемыми при введении в исходную наплавочную смесь модифи-

катора, обнаруживаются только по границам столбчатых кристаллов, составляет 15 – 25 %. Средний размер дендритного зерна внутри кристаллов уменьшается до 100 – 250 нм, а число зерен с размером, меньшим или равным 100 нм, достигает 30 – 80 %.

Измерено распределение нанотвердости в направлении от поверхности слоя импульсной обработки в слой исходной наплавки. Определены соответствующие величины модулей упругости. Из анализа полученных результатов следует, что в зоне импульсного облучения твердость по Виккерсу и модуль упругости достигают высоких значений, но при одной и той же глубине проникновения индентора на различных участках покрытия изменяются в широких пределах (рис. 2). В отдельных случаях значения HV и E приближаются к твердости и упругости алмаза.

При наноиндентировании регистрируются диаграммы нагружение – разгрузка нескольких типов:

1 – диаграммы преимущественно упругой деформации, когда кривые нагружения и разгрузки фактически сливаются (рис. 3, а);

2 – диаграммы, характеризующиеся несовпадением кривых нагружения и разгрузки, для которых вклад упругой и пластической деформации сопоставим (рис. 3, б);

3 – диаграммы, характеризующие деформацию как преимущественно пластическую, упругая составляющая мала (рис. 3, в);

4 – диаграммы с площадкой на кривой нагружения, что соответствует попаданию индентора в пору (рис. 3, г).

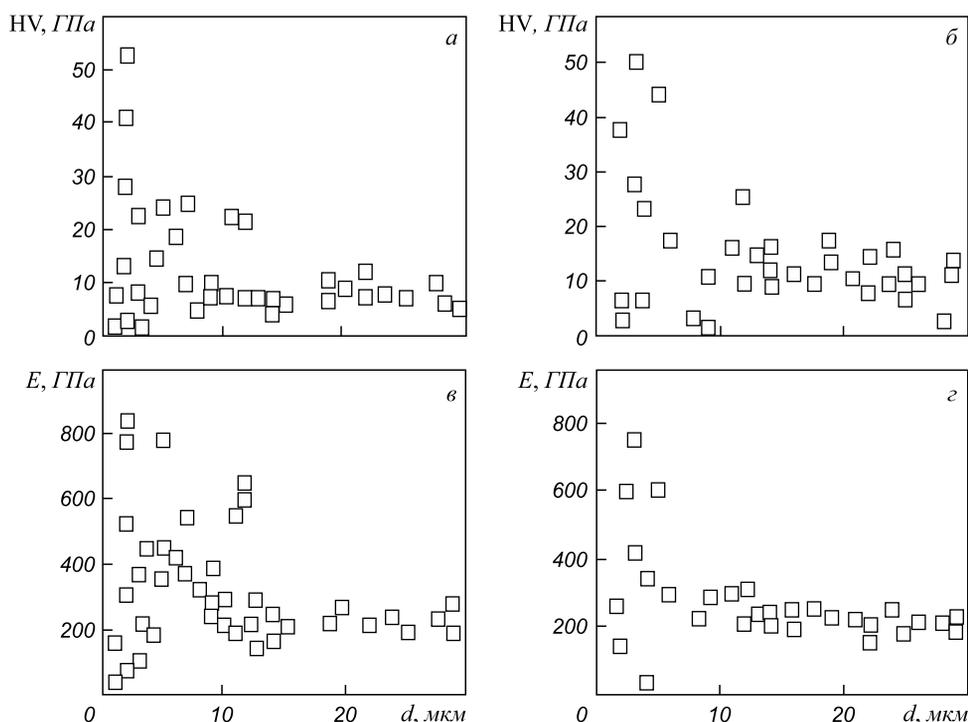


Рис. 2. Распределение нанотвердости (а, б) и модуля упругости (в, г) в слоях импульсной обработки с исходной наплавкой карбидом хрома (а, в) и карбидом вольфрама (б, г)

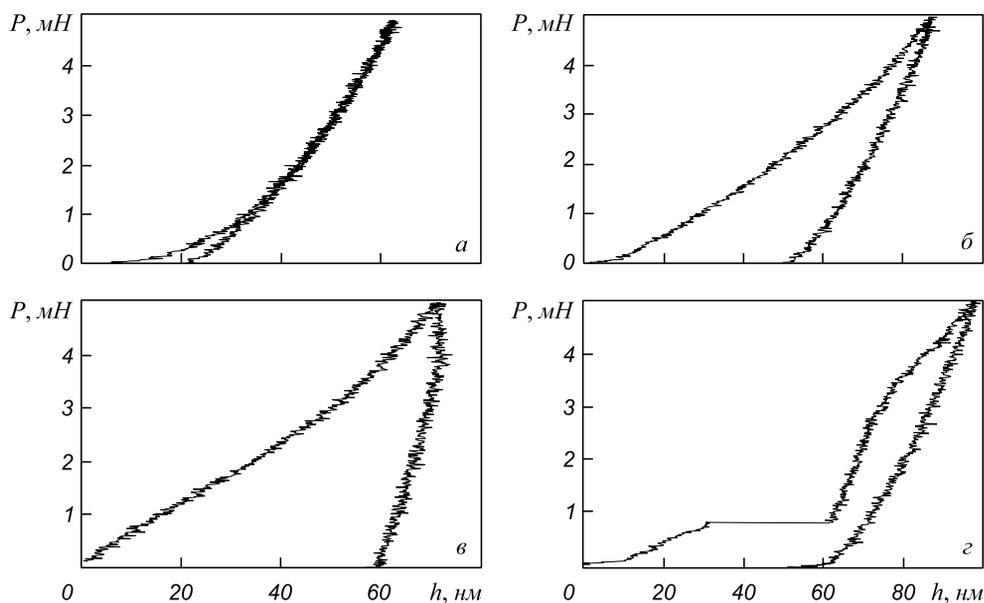


Рис. 3. Типы диаграмм нагружение – разгрузка, полученных при наноиндентировании слоев импульсной обработки покрытий, наплавленных карбидом вольфрама (а, в) и карбидом хрома (б, з) на глубине измерения 2 мкм (б, в), 3 мкм (а) и 9 мкм (з)

Диаграммы, аналогичные типам 1 – 3, полученные при наноиндентировании широкого круга материалов (железо, алюминий, медь, золото, ниобий, тантал, вольфрам, кремний, пленок и покрытий на основе титана) наблюдали и в работах [3 – 5]. Диаграммы типа 2 с заметным вкладом упругой деформации авторы этих работ связывают с начальными стадиями развития пластической деформации, когда происходит зарождение и перемещение точечных дефектов (междоузельных атомов, кластеров, нанодвойников и др.). Диаграммы, для которых упругой составляющей деформации (в силу ее малости) можно пренебречь, характеризуют деформацию как преимущественно пластическую и свидетельствуют о включении в нее дислокационных механизмов течения – зарождения и движения дислокационных петель при достижении ими критического радиуса.

Обращает на себя внимание неустойчивость (нестабильное развитие) деформации при наноиндентировании, что проявляется в зигзагообразной форме кривых (рис. 3). Это может быть обусловлено динамическим деформационным старением, связанным с закреплением дислокаций диффундирующими точечными дефектами – проявлением эффекта Портевена-Ле-Шателье в условиях пластической деформации нанобъема; локализацией деформации в полосах сдвига; фазовыми превращениями, в частности мартенситным, индуцированными высокими давлениями под индентором; зарождением микротрещин и др.

Слой импульсной обработки с нано- и ультрадисперсной структурой и развитой системой наноразмерных пор может служить барьером для развития хрупкого разрушения. Механизм действия такого слоя, по-видимому, следующий. Слияние двух (или несколь-

ких) пор представляет собой готовую микротрещину. Траектория движения такой микротрещины пройдет через другие поры, но будет часто меняться, поскольку поры не выстроены в ряд, а распределены в структуре сложным образом. Многократное изменение траектории трещины, связанное с характером распределения пор и необходимостью огибать препятствия в виде зерен, приводит к значительному снижению ее энергии и торможению.

Подтверждением барьерного действия наноразмерного слоя служат данные, полученные при испытаниях образцов на изгиб. Испытания исходных наплавленных образцов показали значения угла изгиба, не превышающие 30°. Металлографическая картина разрушения свидетельствует об образовании одиночной магистральной трещины, распространяющейся мгновенно через всю толщу покрытия, что характеризует материал как очень хрупкий. Заходя в подложку (сталь Ст3), трещина разветвляется на несколько мелких, совершая значительную пластическую деформацию. Кроме того, наблюдаются многочисленные отслоения металла покрытия от металла основы.

Исследование поверхностей излома методом растровой электронной микроскопии показало, что разрушение обширной верхней части покрытия происходит путем хрупкого отрыва с реализацией микромеханизмов транскристаллитного разрушения – скола по кристаллографическим плоскостям с последующим слиянием элементарных повреждений, наблюдается характерный «речной узор» (рис. 4, а). В нижней части покрытия (ближе к основному металлу) транскристаллитный излом чередуется с квазихрупким, который характеризуется наличием фасеток скола, окруженных гребешками пластического течения.

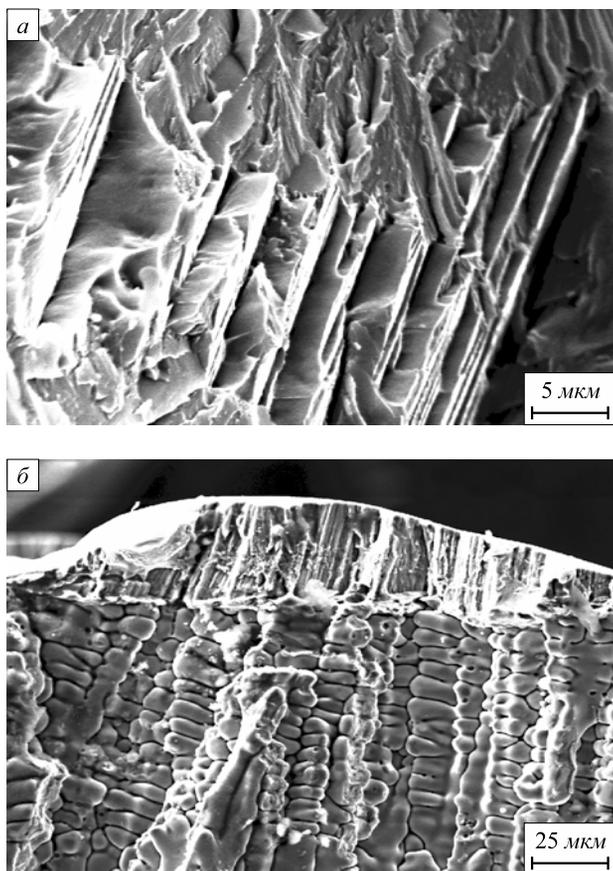


Рис. 4. Морфология поверхностей изломов покрытий в исходном наплавленном состоянии (а) и после импульсной обработки поверхностного слоя при плотности энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> (б)

Испытания на изгиб образцов с покрытиями, полученными наплавкой на ускорителе электронов и последующей импульсной электронно-лучевой обработкой, показывают увеличение угла изгиба на 9–11°. При этом работа деформации, которая является комплексной характеристикой материала и определяется площадью под кривой нагрузка – стрела прогиба, возрастает в среднем на 30 %. На боковой поверхности образца вместо одной магистральной наблюдается множество мелких трещин, развивающихся с меньшей энергией. В промежутках между этими трещинами обнаруживаются области с расположенными в ряд неглубокими «надрывами» у поверхности покрытия (рис. 4, б).

Полученная методом растровой электронной микроскопии картина разрушения показывает, что слой импульсной обработки (переплава) также разрушается хрупко – по границам раздела между отдельными кристаллитами. При этом обнажается структура, состоящая из столбчатых кристаллов, растущих со дна ванны с расплавом. Однако расположенная под зоной импульсного воздействия остальная часть покрытия

разрушается вязко: во всех случаях наблюдается типичный вязкий ямочный излом (рис. 4, б).

Таким образом, формирование в поверхностных слоях наплавленных покрытий наноразмерных структур, содержащих поры, с одной стороны, провоцирует зарождение и развитие множества микротрещин, но, с другой, является препятствием для образования крупных трещин и служит эффективным барьером для хрупкого разрушения покрытия в целом. Возникающие на поверхности покрытия растягивающие напряжения распределяются между множеством концентраторов, что увеличивает работу разрушения для отдельно взятой трещины и заканчивается вязким изломом.

**Выводы.** Наплавкой на ускорителе электронов и последующей импульсной обработкой электронным пучком сформированы ультрадисперсные и наноразмерные покрытия с развитой системой пор. Нанотвердость покрытий меняется в широких пределах, в отдельных случаях приближаясь к твердости алмаза. При наноиндентировании наблюдаются диаграммы нагружение–разгрузка нескольких типов, соответствующих различному характеру деформации локальных участков покрытия. Переход от упругой к пластической деформации в ряде случаев сопровождается образованием площадки текучести. Формирование в зоне импульсной обработки наноразмерной структуры с развитой системой пор приводит к увеличению работы деформации и служит эффективным барьером для развития хрупкого разрушения. Характер излома наплавленного покрытия после импульсного воздействия становится вязким ямочным.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. – М.: изд. центр «Академик», 2005. – 192 с.
2. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: Физмалит, 2007. – 416 с.
3. Андриевский Р.А., Калинин Г.В., Хэльтген Н. и др. // Физика твердого тела. 2000. Т. 42. Вып. 9. С. 1624 – 1627.
4. Левашов Е.А., Штанский Д.В., Кирюхонцев-Корнеев Ф.В. и др. // Деформация и разрушение металлов. 2009. № 11. С. 19 – 36.
5. Головин Ю.А. // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. Вып. 12. С. 2113 – 2142.
6. Полетика И.М., Голковский М.Г., Борисов М.Д. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 5. С. 29 – 41.
7. Полетика И.М., Голковский М.Г., Перовская М.В. и др. // Перспективные материалы. 2007. № 1. С. 78 – 85.
8. Полетика И.М., Иванов Ю.Ф., Голковский М.Г. и др. // МиТОМ. 2009. № 12. С. 33 – 39.
9. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Charter 6 in Book: Materials surface processing by directed energy techniques. P. 205 – 240 / Ed. Pauleau Y. – Paris: Elsevier, 2006. – 763 p.
10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.

© 2014 г. Полетика И.М., Крылова Т.А., Тетюцкая М.В.  
Поступила 18 ноября 2013 г.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF DEPOSITED COATINGS WITH THE NANO-STRUCTURED SURFACE LAYER

**Poletika I.M.**, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher  
(poletika@list.ru)

**Krylova T.A.**, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher

**Tetyutskaya M.V.**, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher

**Institute of Strength Physics and Material Science Siberian Branch  
of Russian Academy of Sciences** (2/4, Akademicheskii pr., Tomsk,  
634021, Russia)

**Abstract.** The nano- and ultradisperse grain structure has been formed by the method of electron-beam welding on the electron accelerator of tungsten and chromium carbides and by the following pulse treatment low-energy electrons. This structure has been filled with the nano-sized pore system. It has been shown that nanohardness and modulus of elasticity reach their high values in the secondary pulse-affected zone. The formation of the nano-sized structures with a well-developed system of pores in the surface layer prevents brittle surface fractures.

**Keywords:** electron-beam surfacing, pulse-treatment, nanostructure, nanopores, nanohardness, wear resistant, fracture.

### REFERENCES

1. Andrievskii R.A., Ragulya A.V. *Nanostrukturnye materialy* [Nanostructured materials]. Moscow: Akademik, 2005, 192 p. (In Russ.).
2. Gusev A.I. *Nanomaterialy, nanostrukturnye, nanotekhnologii* [Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies]. Moscow: Fizmalit, 2007, 416 p. (In Russ.).
3. Andrievskii R.A., Kalinnikov G.V., Hel'gren N., Sandstrom P., Shtanskii D.V. Nanoindentation and deformation characteristics of nanostructured boride-nitride films. *Fizika tverdogo tela*. 2000, Vol. 42, Ussue 9, pp. 1624–1627. (In Russ.).
4. Levashov E.A., Shtanskii D.V., Kiryukhoncev-Korneev F.V., Petrzhih M.I., Tyurina M.Ya., Sheveiko A.N. Multifunctional nanostructured coatings. The synthesis, structure and ensuring the uniformity of measurements of the mechanical and tribological properties. *Deformatsiya i razrushenie metallov*. 2009, no. 11, pp. 19–36. (In Russ.).
5. Golovin Yu.A. The nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrometer, thin surface layers and films. *Fizika tverdogo tela*. 2008, Vol. 50, Ussue. 12, pp. 2113–2142. (In Russ.).
6. Poletika I.M., Goltkovskii M.G., Borisov M.D., Salimov R.A., Perovskaya M.V. The formation of hardening coatings by the method of welding in the relativistic electron beam. *Fizika i himiya obrabotki materialov*. 2005, no. 5, pp. 29–41. (In Russ.).
7. Poletika I.M., Goltkovskii M.G., Perovskaya M.V., Krylova T.A., Salimov R.A., Gnyusov S.F., Gal'chenko N.K. Bifunctional coating formation by electron beam welding. *Perspektivnye materialy*. 2007, no. 1, pp. 78–85. (In Russ.).
8. Poletika I.M., Ivanov Yu.F., Goltkovskii M.G., Krylova T.A., Perovskaya M.V. Structure and properties of corrosion-resistant coatings obtained by the method of electron beam welding in the atmosphere. *MiTOM*. 2009, no. 12, pp. 33 – 39. (In Russ.).
9. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Charter 6 in: *Materials surface processing by directed energy techniques*. Pauleau Y. ed. Paris: Elsevier, 2006. 763 p.
10. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. The nanostructuring of the metal-ceramic and ceramic materials surfaces under pulsed electron beam processing. *Izvestiya VUZov. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).

Received November 18, 2013