

6. Рыкалин Н. Н., Зуев И. В., Углов А. А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. М.: Машиностроение, 1978.
7. Букрина Н. В., Князева А. Г. // Изв. ТПУ. 2007. Т. 310, № 1. С. 91.
8. Солоненко О. П., Головин А. А. // Вестн. Югорского гос. ун-та. 2011. Вып. 2 (21). С. 57.
9. Лейви А. Я., Талала К. А., Яловец А. П. // Физика и химия обраб. материалов. 2011. № 4. С. 13.
10. Uglov V. V., Kvasov N. T., Petukhou Yu. A. et al. // 139-th TMS Annual Meeting & Exhibition Collected Proceedings. Supplemental Proceedings: Vol. 2: Materials Characterization, Computation, Modeling, Energy (Seattle, WA, USA, Febr. 14–18, 2010). The Minerals, Metals and Materials Society, Wiley, 2010. P. 633.
11. Uglov V. V., Kudaktsin R. S., Petukhou Yu. A. et al. // Appl. Surf. Sci. 2012. Vol. 258. P. 7377.
12. Аскерко В. В., Углов В. В., Черенда Н. Н. и др. // Взаимодействие излучения с твердым телом: Сб. науч. тр. 6-й Междунар. конф. (Минск, 28–30 сент. 2005 г.). Минск: БГУ, 2005. С. 200.
13. Егоров В. И. Применение среды COMSOL Multiphysics 4.2 для решения задач теплопроводности: Уч. пос. СПб: СПбГУ, 2006.
14. Кипарисов С. С., Левинский Ю. В., Петров А. П. Карбид титана: получение, свойства, применение. М.: Металлургия, 1987.
15. Физические величины: Справочник / Под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991.
16. Самсонов Г. В., Вилицкий И. М. Тугоплавкие соединения: Справочник. М.: Металлургия, 1976.
17. Славинский М. П. Физико-химические свойства элементов. М.: Металлургиздат, 1952.
18. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: Справочник. М.: Металлургия, 1989.
19. Leyvi A. Ya., Talala K. A., Yalovets A. P. // Proc. 10-th Intern. conf. on modification of materials with particle beams and plasma flows (Tomsk, Russia, Sept. 19–24, 2010). P. 173. URL: http://www.hcei.tsc.ru/conf/2010/cat/proc_2010.html [дата доступа 19.07.2010].
20. Асташинский В. М., Баканович Г. И., Минько Л. Я. // Журн. прикл. спектроскопии. 1984. Т. 40, № 4. С. 540.
21. Аброян И. А., Андронов А. Н., Титов А. И. Физические основы электронной и ионной технологии. М.: Высш. шк., 1984.
22. Uglov V. V., Remnev G. E., Kuleshov A. K. et al. // Surf. Coat. Technol. 2010. Vol. 204. P. 1952.
23. Uglov V. V., Kuleshov A. K., Soldatenko E. A. et al. // Ibid. 2012. Vol. 206. P. 2972.
24. Стальмашенок Е. К. Структурно-фазовые состояния и механические свойства слоев углеродистой стали, легированной металлами под действием компрессионных плазменных потоков: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Минск: БГУ, 2008.
25. Черенда Н. Н., Шиманский В. И., Углов В. В. и др. // Персп. материалы. 2012. № 3. С. 16.
26. Фридман А. М. // Успехи физ. наук. 2008. Т. 178, № 3. С. 225.
27. Панов В. С., Чувилин А. М. Технология и свойства твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСиС, 2001.

УДК 621.793 : 539.61

СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ Ti–N НА НЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ОБРАБОТАННОЙ ДУГОЙ НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ С ГРАФИТОВЫМ АНОДОМ

© 2014 г. **Г. В. Потемкин, В. В. Демиденко, Е. П. Найден, М. В. Журавлев**

Институт физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета

Национальный исследовательский Томский государственный университет

Статья поступила в редакцию 11.03.2013 г., доработана 27.03.2013 г., подписана в печать 29.03.2013 г.

Г. В. Потемкин – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. лаборатории № 1 Института физики высоких технологий Томского политехнического университета (634028, г. Томск, пр-т Ленина, 2а). Тел.: (3822) 41-91-58. E-mail: ep.gvp@yandex.ru.

В. В. Демиденко – канд. техн. наук, мл. науч. сотр. той же лаборатории. E-mail: v18m@vtomske.ru.

Е. П. Найден – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры радиоэлектроники Томского государственного университета (634045, г. Томск, ул. Лыткина, 28). Тел.: (3822) 41-36-99. E-mail: naiden@elefot.tsu.ru.

М. В. Журавлев – аспирант, инженер-исследователь той же лаборатории № 1. E-mail: zhuravlev-misha@mail.ru.

Рассмотрена возможность получения защитных покрытий Ti–N на нелегированной стали, обработанной дугой низкого давления с графитовым анодом. Изучены морфология и структура покрытий. Исследован фазовый состав пленок. Определены физико-механические характеристики осажденных покрытий. Полученные данные свидетельствуют о необходимости осаждения покрытия в едином с очисткой вакуумном цикле при температуре подложки не менее половины ее температуры плавления.

Ключевые слова: подготовка поверхности, шероховатость, переходная зона, микротвердость, адгезия, покрытие, фазовые превращения.

An opportunity of obtaining protective Ti–N coatings on plain steel treated by low pressure arc with the graphite anode has been considered. The morphology and structure of the coatings has been studied. The phase composition of films has been examined. Physicomechanical performances of precipitated coatings are determined. The obtained data testify of the necessity for coating deposition in the vacuum cycle, which is common with cleaning at the substructure temperature no less than half of its melting temperature.

Key words: surface preparation, roughness, transition zone, microhardness, adhesion, coating, phase changes.

ВВЕДЕНИЕ

Свойства PVD-покрытий на конструкционных сталях, наносимых на предварительно очищенную от оксидов и органических загрязнений поверхность, зависят от атомного и фазового составов подложки и ее шероховатости. Вследствие теневого эффекта рост осаждаемых пленок локально неоднороден, и различие локальной толщины весьма существенно. Атомарный состав и структура материалов подложки и покрытия (при их совместимости) вследствие диффузионного взаимодействия могут изменять фазовый состав на границе покрытия и физико-механические свойства покрытия.

Известен большой круг типов стальных поверхностей и способов их очистки перед нанесением защитных покрытий. Эффективная защита поверхности изделий из металлов и сплавов, работающих в условиях износа или интенсивного коррозионного воздействия, может быть осуществлена путем нанесения защитных покрытий на предварительно подготовленную поверхность. Высокую адгезию наносимых покрытий с поверхностью металлических материалов можно обеспечить очисткой поверхности подложки ионным пучком или плазмой тлеющего разряда. Эти способы достаточно эффективны, когда речь идет о деталях сравнительно небольших размеров средней и высокой стоимости. Из-за длительности процесса очистки и цены обработки 1 м² поверхности они малоэффективны в крупнотоннажном производстве, где речь идет о листовом прокате, трубах или крупногабаритных деталях машин и установок [1–3]. Альтернативным методом подготовки металлопроката для последующих технологических процессов, в том числе для нанесения защитных покрытий, является обработка его поверхности дуговым разрядом [4–8]. Она позволяет очищать поверхность проката от оксидов и органических загрязнений и существенно изменять свойства поверхностного слоя металлов или сплавов.

Технологический цикл получения деталей с защитным покрытием из стального проката, начиная

с заготовки в состоянии поставки, может включать различное количество операций. Стоимость детали с покрытием существенным образом зависит от вида и числа необходимых операций. При использовании дуговой обработки как способа подготовки поверхности под осаждение защитных покрытий возможна реализация двух вариантов технологических циклов. В первом – осаждение покрытий Ti–N производится в едином вакуумном объеме непосредственно после вакуумно-дуговой обработки поверхности проката. Во втором (разрывном) – покрытия Ti–N осаждаются на обработанную поверхность проката через некоторое время и в другом вакуумном объеме.

Обработка поверхности нелегированной стали дугой низкого давления с графитовым анодом может быть использована в качестве единственной операции подготовки поверхности проката перед вакуумно-дуговым осаждением покрытий Ti–N.

В данной работе рассматривается разрывной вариант цикла, когда стальной образец с поверхностью, обработанной дугой, извлекается из вакуумной камеры и покрытие на него осаждается через несколько суток. Исследовалась приемлемость такого цикла для получения изделия с защитным покрытием при изготовлении сооружений в нефтегазовой отрасли. Величина адгезии в общем случае определяется шероховатостью подложки, энергией активации, диффузией и энергией связи атомов покрытия и подложки. Адгезия однослойных керамических PVD-покрытий, осаждаемых на металлические подложки, обычно является слабой.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Покрытия Ti–N, полученные методом модифицированного дугового испарения (фильтрованного ионно-плазменного осаждения), обладают более высокой эрозионной стойкостью по сравнению с другими PVD-методами [9, 10]. В данной работе в качестве подложек использовались образцы низкоуглеродистой стали Ст3 размером

40 × 40 мм и толщиной 1 мм: первый образец с поверхностью в состоянии поставки без видимых следов окисления, очищенный от жировых загрязнений протиркой спиртом, принимался за исходный; второй образец подвергался предварительной обработке дугой низкого давления с графитовым анодом на установке ВДО-I [11] в течение 60 с при напряжении дуги $U = 25$ В, токе $I = 100$ А, давлении азота $P = 102$ Па. Покрyтия Ti–N наносились на установке ННВ-6.6И1 при величине тока $I = 100$ А, напряжении смещения $U = 100$ В и давлении азота $P = 5 \cdot 10^{-1}$ Па. Толщина покрытий составила около 1,7 мкм.

Шероховатость поверхности, морфологию и микроструктуру приповерхностных слоев исходной и модифицированной стальных подложек с нанесенными покрытиями изучали с помощью растрового электронного микроскопа «Tesla BS-301», бесконтактного профилометра «Micro Measure 3D station», оптического микроскопа «Axiovert-40» и сканирующего зондового микроскопа NTEGRA PRIMA в режиме АСМ.

Измерения микротвердости поверхности образцов до и после нанесения покрытий проводили на приборе «Affri DM8» при нормальных нагрузках на индентор (алмазная четырехгранная пирамидка Виккерса) от 0,5 до 20 Н.

Адгезию покрытий Ti–N, осажженных на стальные подложки, оценивали с помощью склерометрии (скретч-тест) на приборе «Micro Scratch Tester» с линейно возрастающей нормальной нагрузкой на индентор от 0,01 до 10 Н.

Фазовый состав и структуру пленок Ti–N исследовали с использованием дифрактометра «Shimadzu XRD 6000» в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Необходимо отметить, что обработка заржавленной поверхности стальных образцов катодными пятнами дуги приводила к образованию в модифицированном слое высокодисперсной матрицы α -Fe с незначительными выделениями фаз карбидов и фуллеритов C_{60} и C_{70} на фоне углеродных кластеров типа линейных цепочек и колец, которые идентифицируются указанным дифрактометром как аморфное вещество [12].

Полученные в результате исследований данные позволяют оценить влияние обработки стали дугой низкого давления как на свойства системы подложка–покрытие в целом, так и на качество выращенных пленок в частности.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Профили шероховатости исходной и модифицированной поверхностей образцов, на которые одновременно осаждались покрытия Ti–N в течение 2 ч при температуре 450 °С, представлены на рис. 1.

Наибольшая высота профиля (R_{max}) и его среднее арифметическое отклонение (R_a) составляли: для исходной поверхности ~ 8,8 и ~ 1,3 мкм, для обработанной ~ 7,5 и ~ 1,1 мкм соответственно. Значения R_{max} и R_a для исходной и обработанной поверхностей близки, однако характер рельефа существенно отличен (рис. 2).

Следы прокатки в виде полос, углублений и других протяженных макродефектов характерны для исходной поверхности (см. рис. 2, а), в то время как особенностью модифицированной (рис. 2, б) является наличие кратеров разных

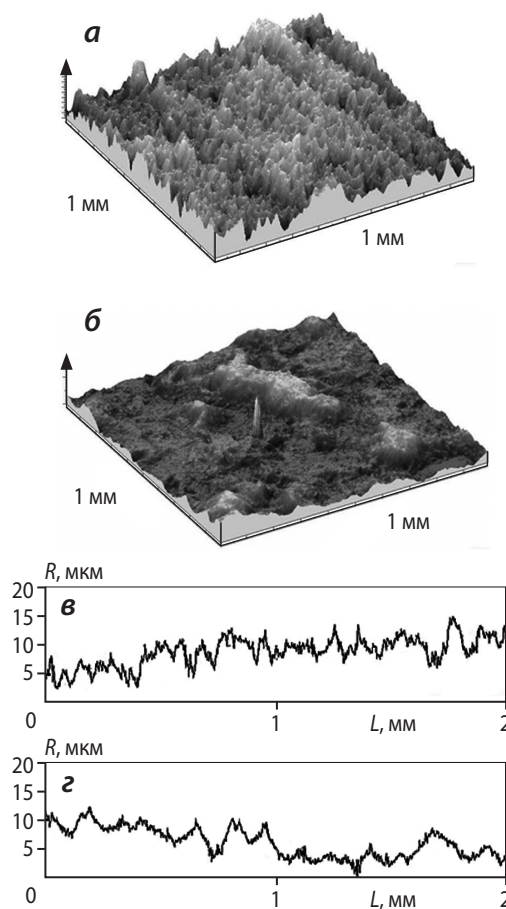


Рис. 1. Общий вид (а, б) и профили шероховатости (в, г) поверхности образцов из стали Ст3 до (а, в) и после (б, г) обработки дугой низкого давления, полученные на бесконтактном оптическом профилометре

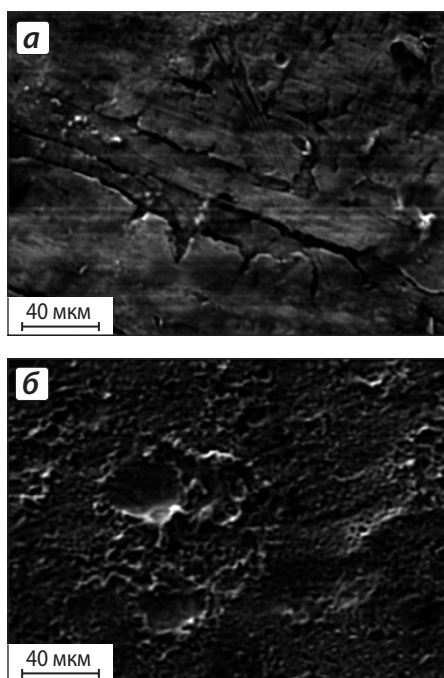


Рис. 2. Изображения исходной (а) и обработанной (б) поверхностей образцов стали, полученные на растровом электронном микроскопе (×1000)

размеров. Обработка устраняет следы наклепа, длинные полосы и образует поверхность с пониженной шероховатостью, насыщенную углублениями, более благоприятную для осаждения покрытий.

Морфология и фазовый состав поверхности оказывают определяющее влияние на образование зародышей и последующее формирование покрытия. Рост зародышей покрытия на подложке при температуре $0,3T_m$ (T_m – температура плавления стали) на исходной и модифицированной поверхностях по этой причине происходит неодинаково [13]. На рис. 3 представлен внешний вид покрытий, нанесенных на исходную и модифицированную поверхности стальных подложек.

Поверхность тонкого покрытия в значительной степени отображает исходный рельеф подложки. На рис. 3, г поверхность пленки Ti–N отчетливо повторяет следы катодных пятен.

Результаты съемок поверхностей покрытий (см. рис. 3) удачно дополняют данные атомно-силовой микроскопии при еще большем увеличении. На полученных изображениях (рис. 4) отчетливо просматриваются все детали и особенности рельефа поверхности.

Морфология и структура покрытий на исходной и обработанной подложках существенно отличаются, за исключением капельной фракции, присутствующей в обоих случаях. Размер капель варьируется от долей мкм до 2–3 мкм (рис. 4, а, б). Наличие капельной фракции является характерным для вакуумно-дугового метода нанесения покрытий в целом.

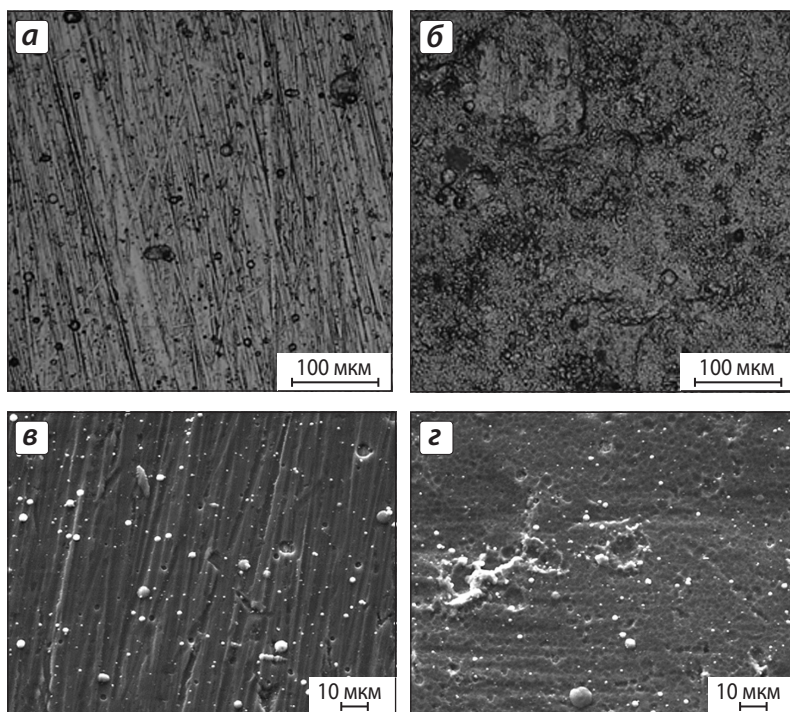


Рис. 3. Внешний вид покрытий Ti–N на исходной (а, в) и обработанной (б, г) поверхностях стальных подложек

а, б – оптический микроскоп
в, г – растровый электронный

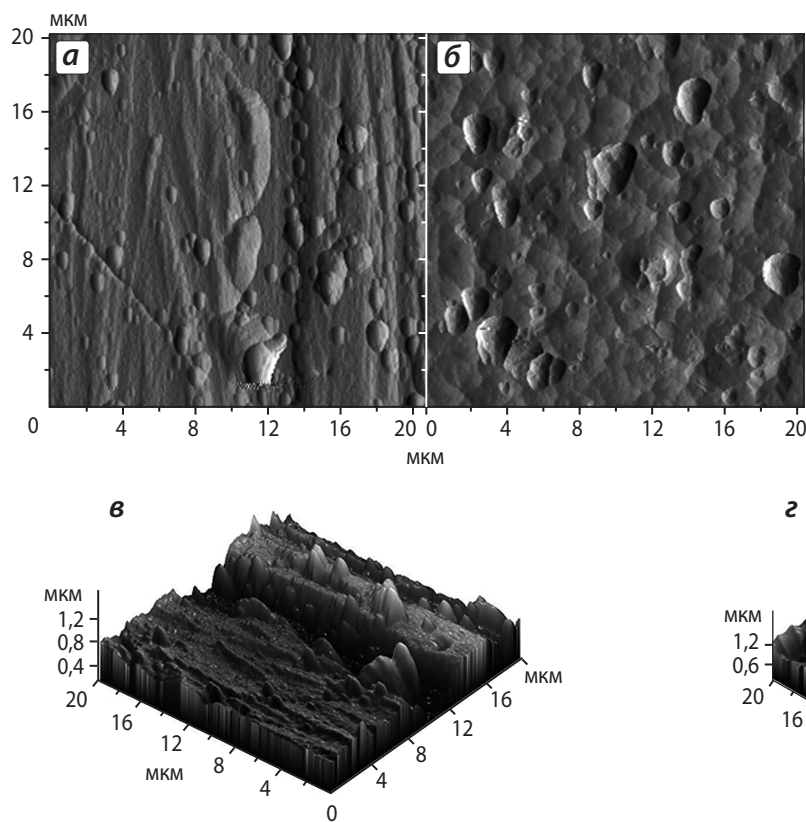


Рис. 4. Изображения покрытий Ti-N на исходной (**а, в**) и обработанной (**б, г**) поверхностях стальных подложек, полученные на атомно-силовом микроскопе **а, б** – двумерное изображение; **в, г** – трехмерное

Дифракционные спектры пленок, выращенных на исходной и модифицированной поверхностях, представлены на рис. 5.

Все покрытия имели явно выраженную текстуру. На поверхности крупных блоков и кристаллитов α -Fe необработанного образца растут преимущественно зародыши фазы TiN столбчатой структуры. Средний размер кристаллитов TiN составлял $D \approx 30$ мкм с решеточными искажениями

$\Delta d/d \approx 1,2 \cdot 10^{-3}$. Для модифицированной поверхности $D \approx 20$ мкм и $\Delta d/d \approx 2 \cdot 10^{-3}$.

В слоях одинаковой толщины содержание кубического TiN больше на исходной поверхности ($\sim 80\%$), чем на обработанной катодными пятнами дуги ($\sim 63\%$), где основой для растущего покрытия является высокодисперсная матрица α -Fe. Преимущество за исходной поверхностью сохраняется и для тригональной структуры Ti_2N ,

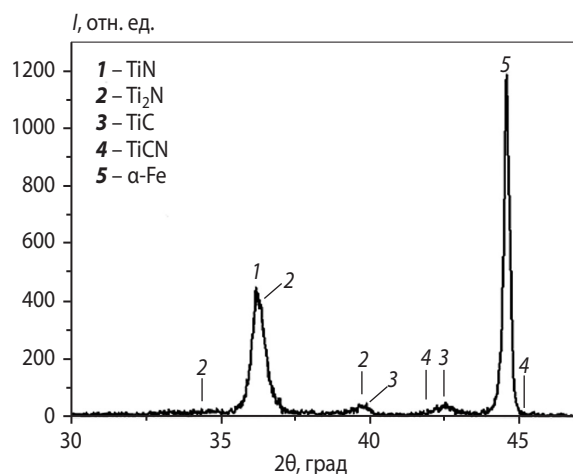
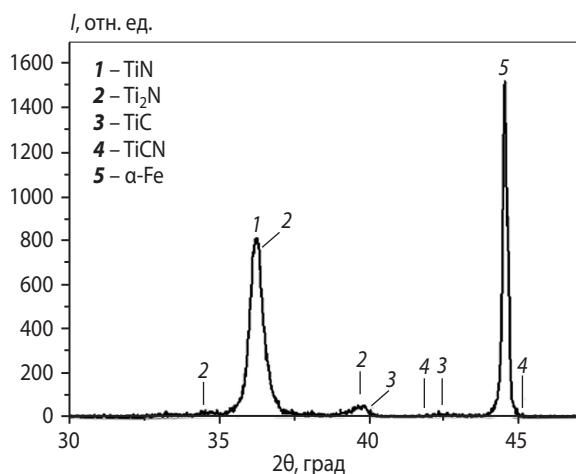


Рис. 5. Дифракционные спектры покрытий Ti-N, осажденных на стальные подложки в исходном состоянии (**а**) и после обработки дугой низкого давления (**б**)

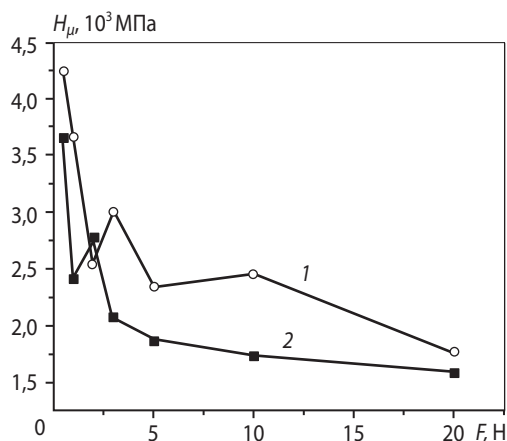


Рис. 6. Зависимость микротвердости покрытия Ti-N от приложенной нагрузки

1 – обработка дугой низкого давления
2 – без обработки

доля которой составляет $\sim 6\%$ при $D \approx 46$ мкм и $\Delta d/d \approx 4 \cdot 10^{-3}$. Значительно меньшим размером обладают кристаллиты, выросшие на модифицированной поверхности ($D \approx 15$ мкм и $\Delta d/d \approx 3 \cdot 10^{-3}$), причем доля их также меньше. На необработанной подложке следы структур TiCN и TiC едва заметны. Пленка Ti-N, выращенная на модифицированной поверхности стали, пересыщенной углеродом (до 35 ат.%), содержит заметные количества тригонального TiCN $\sim 10\%$ ($D \approx 13$ мкм и $\Delta d/d \approx 8 \cdot 10^{-3}$). Кубический TiC с кристаллитами размером $D \approx 21$ мкм наблюдался в ней также с сильно искаженной решеткой – $\Delta d/d \approx 8,5 \cdot 10^{-3}$.

Адгезия покрытия определяется микроструктурой границы раздела и прочностью связи с подложкой. Прочность сцепления плазменного керамического покрытия с подложкой многие авторы связывают с механическим зацеплением. Так, например, прочность связи по результатам сдвиговых и растягивающих испытаний возрастает с увеличением шероховатости подложки до 0,6–0,8 мкм, после чего вновь снижается [10]. При ионном осаждении (КИБ) большую роль играет взаимная диффузия атомов покрытия и подложки. Образование диффузионной зоны с плавным переходом от покрытия к подложке при повышении ее температуры играет иногда решающую роль в установлении локального прочного соединения покрытия с подложкой.

На модифицированной поверхности стали содержится значительное количество углерода в

молекулярном и атомарном виде. Твердофазное взаимодействие между различными углеродными кластерами и кристаллитами TiN во время осаждения пленки приводит к диффузии углерода из подложки в покрытие и образованию тройного соединения TiCN, фазы TiC из α -Ti и, возможно, вытеснению азота из нестехиометрического TiN и превращению его в TiC.

Оптимальное сочетание твердости и вязкости материала существенно повышает срок службы покрытия. Величина микротвердости в зависимости от ориентации зерен и выделения других фаз (Ti₂N и др.) в пленке Ti-N колеблется в довольно широких пределах [14–18].

Для тонких покрытий (несколько мкм) уже при нагрузке порядка 0,5 Н существенное влияние на результаты измерений микротвердости оказывает подложка. Пленки, выросшие при низких температурах подложки с предварительной очисткой тлеющим разрядом на ННВ-6.6И1, из-за высокой шероховатости имели неоднородную толщину, фазовый состав и слабое сцепление. Кривые зависимости микротвердости от приложенной нагрузки для образцов с покрытием (рис. 6) отчетливо повторяли аналогичные характеристики исходной и обработанной подложек.

Осаждение Ti-N-покрытий на стальную подложку проводилось при температуре 450 °С. Образующаяся в этом случае структура в соответствии с зонной моделью Мовчана–Демчишина [13] является столбчатой, хрупкой и насыщенной порами. Формирование следующей зоны за счет усиления поверхностной диффузии затруднено. Понятие «адгезия» относится к соединению больших площадей поверхности, в то время как связь или соединение означают взаимодействие на микро-скопическом уровне – атомном или ионном. Высокая локальная прочность связи между покрытием и подложкой, возникающая при диффузионном взаимодействии углерода с пленкой Ti-N, не является эксплуатационной характеристикой детали с покрытием. Исчерпывающие данные о свойствах покрытия и его адгезии могут быть получены прямыми испытаниями, например с помощью скретч-теста [19, 20]. На рис. 7 представлены результаты скретч-теста для Ti-N-покрытий. Характер разрушения покрытий как для исходной, так и для обработанной подложки фактически одинаков. В обоих случаях имеет место разрушение по-

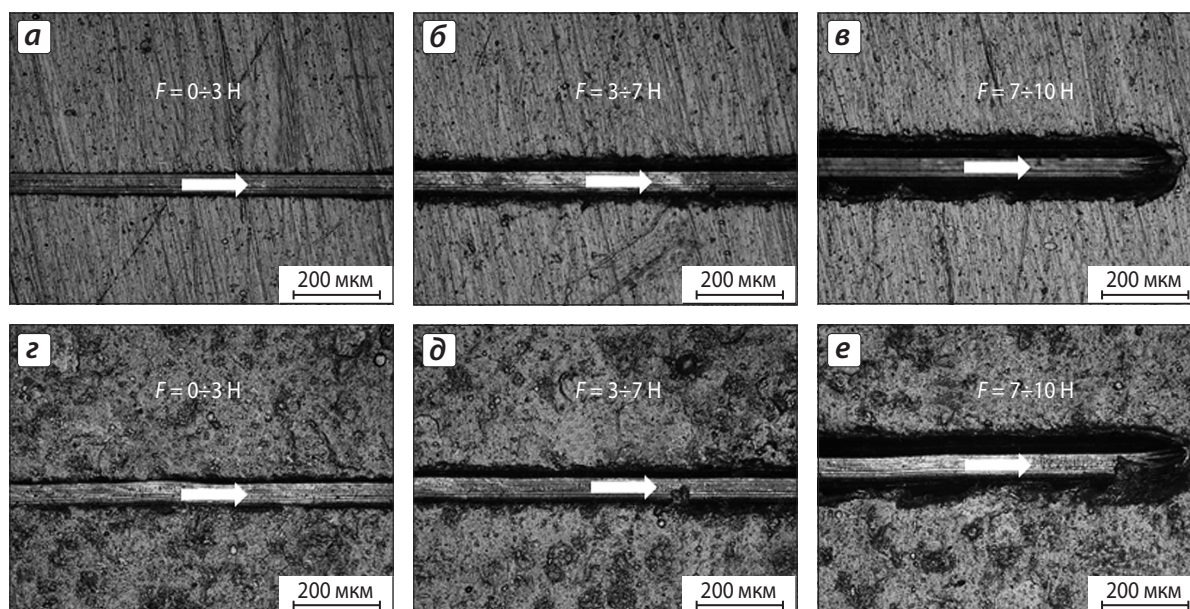


Рис. 7. Изображения следов индентора в покрытии Ti-N на подложках без обработки (а, б, в) и с обработкой (г, д, е)

крытия, включающее отслоение при деформации сжатием или прогибом впереди индентора либо вследствие упругого восстановления позади индентора. Адгезионные прочностные покрытия Ti-N на подложках с необработанной поверхностью и модифицированной дугой низкого давления отличаются незначительно.

ложки и наличие аморфного железоуглеродного слоя на поверхности, обработанной катодными пятнами дуги с графитовым анодом, оказывают решающее влияние на рост и формирование покрытия Ti-N, существенно снижая его физико-механические свойства и адгезию к подложке.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Пленки Ti-N, выращенные на стали, обработанной дугой низкого давления с графитовым анодом, при температуре подложки $0,3T_m$, обладали сложным фазовым составом. Высокое содержание углерода (до 35 ат.%) в приповерхностном слое модифицированной поверхности приводит к образованию фаз TiCN и TiC вследствие диффузии углерода в пленку, а также твердофазных реакций углерода с α -Ti.

Состояние поверхности и низкая температура подложки при КИБ-осаждении не могут обеспечить приемлемую адгезию пленки Ti-N с подложкой ($\sim 50 \div 70$ МПа), когда единственной операцией подготовки поверхности стального проката перед вакуумно-дуговым осаждением покрытий является вакуумно-дуговая очистка.

Для разрывного вида технологического цикла высокая шероховатость, низкая температура под-

ЛИТЕРАТУРА

1. Симон Г., Тома М. Прикладная техника обработки поверхности металлических материалов: Справочник / Пер. с нем. Челябинск: Металлургия, 1991.
2. Пат. 2116707 (РФ). Устройство для создания низкотемпературной газоразрядной плазмы / Д. П. Борисов, Н. Н. Коваль, П. М. Щанин. 1998.
3. Potemkin G. V., Korchagin P. I., Milyitin G. V. // Proc. 1-st Intern. Congress on radiation physics, high current electronics, and modification of materials with particle beams and plasma flows (Tomsk, Russia, 24–29 Sept. 2000). Tomsk: Institute of High Current Electronics SD RAS, 2000. Vol. 3. P. 478.
4. А.с. 2144096 С1 (РФ). Способ катодной обработки деталей устойчивым дуговым разрядом / М. Х. Эстерлис, В. Е. Булат, Р. Б. Нагайбеков. 1980.
5. Пат. 2144096 С1 (РФ). Способ обработки поверхности изделий дуговым разрядом в вакууме / Б. Ф. Антипов, И. П. Сидоров, Е. С. Сенокосов и др. 2000.
6. Стешенкова Н. А., Шумилов В. П., Кузнецов В. Г. и др. // Вестн. технол. судостроения. 2005. № 13. С. 43.
7. Терехов В. П. // Пр-во проката. 2004. № 4. С. 22.

8. Takeda K. // Surf. Coat. Technol. 2000. Vol. 131. P. 234.
9. Васильев М. А., Панарин В. Е., Ткачук А. А. // Металлофизика и новейшие технологии. 2000. Т. 22, № 11. С. 58.
10. Береснев В. М., Толок В. Т., Гриценко В. И. // Физ. инженерия пов-ти. 2004. Т. 1, № 3-4. С. 237.
11. Демиденко В. В., Потемкин Г. В., Старостин Г. Т. и др. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2010. № 2. С. 26.
12. Демиденко В. В., Потемкин Г. В., Ремнев Г. Е. и др. // Физика и химия обраб. материалов. 2010. № 5. С. 43.
13. Мовчан Б. А., Демчишин А. В. // Физика металлов и металлостроение. 1969. Вып. 28, № 4. С. 23.
14. Тимофеева Л. А., Катрич С. А. // Технология и орг. пр-ва. 1991. № 2. С. 53.
15. Борисов Д. П., Гончаренко И. М., Коваль Н. Н. и др. // Физика и химия обраб. материалов. 1997. № 4. С. 40.
16. Бецофен С. Я., Петров Л. М., Лазарев Э. М., Коротков Н. А. и др. // Металлы. 1990. № 3. С. 158.
17. Лозован А. А. // Технол. машиностроения. 2007. № 9. С. 36.
18. Матвеев Н. В. // Свароч. пр-во. 2003. № 4. С. 15.
19. Семенов А. П. // Трение и износ. 1994. Т. 15, № 5. С. 770.
20. Sekler J., Steinmann P. A., Hintermann H. E. // Surf. Coat. Technol. 1988. Vol. 36, № 1-2. P. 519.

УДК 621.81

ФРИКЦИОННАЯ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ И НАНЕСЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

© 2014 г. **Л. С. Белевский, И. В. Белевская, Ю. Ю. Ефимова**

Магнитогорский государственный технический университет (МГТУ) им. Г. И. Носова

Статья поступила в редакцию 26.04.2013 г., доработана 20.05.2013 г., подписана в печать 23.05.2013 г.

Л. С. Белевский – докт. техн. наук, профессор кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования МГТУ им. Г. И. Носова (455000, г. Магнитогорск, пр-т Ленина, 38). Тел.: (351) 909-76-79. E-mail: l.belevskiy@mail.ru.

И. В. Белевская – аспирант этой кафедры. E-mail: belirena@yandex.ru.

Ю. Ю. Ефимова – канд. техн. наук, доцент кафедры металлургических и машиностроительных технологий этого вуза. E-mail: jefimova78@mail.ru.

Исследована возможность наноструктурирования поверхностей металлических изделий гибким упругим инструментом (вращающимися проволочными щетками – ВПЩ). Установлено, что при определенных режимах обработки на поверхности образуется тонкий слой аморфизированного материала и формируется текстура, наиболее острая в поверхностных слоях. Одновременно с упрочнением поверхностного слоя ВПЩ можно наносить функциональные покрытия различного назначения толщиной от 3–5 до 40–45 мкм.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, фрикционное плакирование, наноструктура, аморфный слой, текстура, гибкий инструмент.

An opportunity of metal product surface nanostructure formation with flexible tool (rotating wire brushes) has been examined. It is established that at certain surface processing conditions a thin amorphized layer evolves and the most acute in surface layers texture is formed. Function coatings of different function with width of 3–5 ÷ 40–45 μm can be applied simultaneously with surface layer hardening with rotating wire brush.

Key words: surface hardening, friction coating, amorphous layer, nanostructure, texture, flexible tool.

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы большое внимание уделяется поверхностному наноструктурированию и его влиянию на служебные свойства изделия, в том числе механические. В работе [1] обосновывается концепция, согласно которой поверхностный

слой является самостоятельной подсистемой, в сильной степени влияющей на локализацию пластического течения и разрушения материала. Для наноструктурирования поверхности могут быть использованы различные методы интенсивной пластической деформации, в том числе фрикционные [2, 3]. Одним из способов формирова-