

УДК 621.785.5 + 621.793

СВОЙСТВА ДВУХСЛОЙНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ «ТЕРМОДИФУЗИОННЫЙ СЛОЙ — TiAlN» НА СТАЛЯХ

В. М. Константинов, А. В. Ковальчук, В. Г. Дашкевич

*Белорусский национальный технический университет,
Республика Беларусь, г. Минск*

Поступила в редакцию 08.04.2016

Получены двухслойные покрытия типа «термодиффузионный слой — PVD покрытие TiAlN», представляющие собой структуру упрочненной в результате азотирования, карбонитрации или борирования стальной подложки и высокотвердого покрытия TiAlN, полученного путем контролируемого магнетронного нанесения. Исследованы дюрометрические и трибологические свойства полученных двухслойных покрытий, оценен вклад покрытий TiAlN в интегральную микротвердость поверхности на различных подложках.

Ключевые слова: двухслойные покрытия, износостойкие покрытия, метод магнетронного распыления, термодиффузионный слой, трибология.

ВЛАСТИВОСТІ ДВОШАРОВИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ «ТЕРМОДИФУЗІЙНИЙ ШАР — TiAlN» НА СТАЛЯХ

В. М. Константинов, О. В. Ковальчук, В. Г. Дашкевич

Отримано двошарові покриття типу «термодифузійний шар — PVD покриття TiAlN», що є структурою, зміцненою в результаті азотування, карбонітрації або борування сталеві підкладки та надтвердого покриття TiAlN, отриманого шляхом контрольованого магнетронного нанесення. Досліджені дюрометричні і трибологічні властивості отриманих двошарових покриттів, оцінений внесок покриттів TiAlN в інтегральну микротвердість поверхні на різних підкладках.

Ключові слова: двошарові покриття, зносостійкі покриття, метод магнетронного розпорощення, термодифузійний шар, трибологія.

THE PROPERTIES OF TWO-LAYERED WEAR-RESISTANT COATINGS «THERMODIFFUSION LAYER — TiAlN» ON STEEL SUBSTRATES

V. M. Konstantinov, A. V. Kovalchuk, V. G. Dashkevich

Two-layer coating of the «thermodiffusion layer — PVD coating TiAlN» was obtained. They have the structure hardened as a result of nitriding, carbonitriding or boriding steel substrate and hard coating TiAlN, obtained by controlled magnetron sputtering. Microhardness and tribological properties of the resulting two-layer coatings and the contribution of TiAlN coating in integrated micro-hardness of the surface on different substrates was investigated.

Keywords: two-layer coating, wear-resistant coating, magnetron sputtering method, thermal diffusion layer, tribology.

ВВЕДЕНИЕ

Упрочнение поверхности металлических изделий нанесением высокотвердых PVD/CVD покрытий достигло существенного прогресса. Технологии получения вакуумных покрытий позволяют получать на поверхности изделия очень широкий спектр составов, а толщины покрытий варьируются от десятков нанометров до сотен микрон [1–4]. Развитие упрочняющих наноструктурированных покрытий, получаемых методами парофазного осаждения, дало, помимо простых монофазных и многослойных покрытий, появление

градиентных покрытий и 2D и 3D нанокompозитов, а традиционные покрытия на основе двухкомпонентных фаз внедрения уступают место новым многокомпонентным системам, включающим такие элементы как Hf, Zr, Вe, Та, Nb и другие [5–10].

Одними из наиболее отработанных и технологичных упрочняющих покрытий являются покрытия на базе системы Ti-N [2, 11]. Для них в широких пределах можно изменять структуру и свойства, так как сам нитрид титана имеет широкую область гомогенности [12]. На базе системы Ti-N создаются высокоэффективные многокомпонентные покрытия, включающие

Si, B, Al, Y, Ni и др. [1, 6, 13]. Использование разработанного еще в начале 90-х годов высокотехнологичного покрытия TiAlN с высоким комплексом физико-механических характеристик не теряет своей актуальности и в настоящее время. Кроме того, совершенствование способов получения покрытий и оптимизация соотношения элементов покрытия и его фазового состава позволили повысить уровень свойств покрытия TiAlN [14]. Так, его микротвердость может достигать 40 ГПа [15, 16] в сочетании с низким коэффициентом трения и высокими адгезионными свойствами [17].

Однако следует отметить, что толщины получаемых вакуумным осаждением покрытий наряду с уровнем их эффективной жесткости на реальных деталях зачастую не в состоянии обеспечить высокую несущую способность покрытий [18–20]. Это связано с тем, что свойства твердых покрытий ограничиваются, в том числе, свойствами материалов, на которые они наносятся [21, 22], так как в процессе изнашивания помимо самого покрытия пластическую деформацию воспринимают и накапливают приповерхностные объемы деталей [10, 23] — материал подложки. Кроме того, подложка участвует в формировании фазового состава переходной зоны [21], картины напряженного состояния поверхности [24] и ее интегральных свойств.

Это подтверждается исследованиями авторов [10, 17, 22, 25], где достоверно установлено, что при недостаточном уровне жесткости металлической подложки для твердых и высокотвердых тонких покрытий может проявляться так называемый эффект снижения несущей способности [3, 10], который заключается в продавливании покрытия при нагрузках, меньших относительно их значений, необходимых для появления остаточной деформации в материале подложки.

На основании этого сформировалась новая концепция повышения свойств PVD/CVD покрытий, заключающаяся в согласовании механических свойств покрытия и подложки и разработке технологий комплексного поверхностного упрочнения или дуплекс-процессов, включающих упрочнение подложки и последующее нанесение PVD/CVD покрытия [10, 25–27].

Одним из наибольших потенциалов для повышения эффективности PVD/CVD покрытий путем модифицирования подложки, на которую они наносятся, обладает химико-термическая обработка (ХТО). Ее преимущество заключается в исследованности и технологической разработанности процессов насыщения очень широким спектром элементов, многообразии получаемых диффузионных слоев, широкой распространенности. В результате ХТО на поверхности формируется когезионно связанный с основным сплавом слой, отличный по химическому составу и свойствам. И после нанесения PVD/CVD покрытия на такую поверхность, по сути, формируется двухслойное покрытие «термодиффузионный слой — PVD/CVD покрытие», которое характеризуется свойствами, отличными от свойств покрытия и подложки в отдельности.

Так, в литературе появились сведения о применении ХТО с последующим нанесением PVD/CVD покрытий. Первыми известными способами такой комплексной обработки стали ионно-плазменное азотирование (ИПА) с последующим нанесением покрытий Ti-N [26–30]. Процессы ИПА и нанесения покрытия могут реализовываться в одном технологическом цикле [27, 29], а насыщение металлической подложки азотом удобно для последующего нанесения покрытий на основе нитридов и формирования границы раздела подложка-покрытие химически более однородной. Авторами [4, 31–33] показано, что микротвердость и износостойкость упрочняемой поверхности в результате такой обработки могут дополнительно повышаться в 1,5–2,0 и до 2,0 раза соответственно.

Результаты исследований авторов [20, 25] показали, что комплексная обработка, включающая предварительную низкотемпературную нитроцементацию стальной подложки в порошковой среде и последующее нанесение покрытий Ti-N, позволяет повысить микротвердость и износостойкость поверхности в 7 и 2,3 раза по сравнению с покрытием TiN на неупрочненной подложке за счет формирования двухслойной системы «нитроцементированный слой — покрытие

Ti-N» с высокими показателями упругости, поглощения энергии деформации и сопротивления пластическому течению.

Таким образом, уровень прочностных свойств подложки или их несоответствие свойствам наносимого покрытия могут являться лимитирующим фактором в вопросах эффективности упрочнения нанесением твердых PVD/CVD покрытий. В этой связи исследования свойств материалов, используемых в качестве подложек, и разработка способов их упрочнения являются не менее важными, чем исследования самих вакуумных покрытий. Перспективной задачей представляется также расширение возможностей известных решений комплексной обработки за счет использования новых составов стальных подложек, способов их термодиффузионного упрочнения, а также апробирования в сочетании с новыми типами, составами и толщинами упрочняющих PVD/CVD покрытий.

В данной работе были получены опытные образцы износостойких двухслойных покрытий типа «термодиффузионный слой — PVD покрытие TiAlN». Они представляли собой структуру модифицированной в результате карбонитрации, ИПА, однофазного и двухфазного борирования в порошковой среде стальной подложки и высокотвердого покрытия TiAlN на поверхности, полученного путем контролируемого магнетронного нанесения. Исследованы дюрометрические и трибологические свойства полученных двухслойных покрытий, оценен вклад покрытий TiAlN в интегральную микротвердость поверхности на различных подложках.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

Карбонитрацию проводили при 550–600 °С, 7 ч в порошковой среде в контейнере, герметизируемом плавким затвором в камерной электропечи. ИПА осуществляли на установке AP 63, производства ФТИ НАН Беларуси. Установленные режимы ионно-плазменного азотирования: длительность — 6 ч; напряжение разряда — 800 В; плотность тока — 21 мА/см²; состав смеси газов — H₂ + N₂; давление смеси — 600 МПа; температура — 520–540 °С;

мощность разряда — до 80 кВт. Для проведения процесса диффузионного борирования использовали оригинальную порошковую смесь с высокой насыщающей способностью «besto-bor» [34]. Насыщение проводили при 950 °С, 1 ч с предварительной изотермической выдержкой 750 °С, 1 ч в контейнерах, герметизируемых плавким затвором. Для проведения процесса использовали шахтную электрическую печь с силитовыми нагревателями. Для снижения коробления использовали скорость нагрева не более 200 °С/ч и скорость охлаждения не более 100 °С/ч. Исходная микроструктура образцов перед карбонитрацией и борированием представляла собой равновесную, полученную полным отжигом. Образцы для ИПА предварительно были подвергнуты закалке и низкому отпуску.

Покрытия TiAlN наносили в НИИ ПФП им. А.Н. Севченко БГУ под руководством зав. лаборатории элионики чл. корр. НАН Беларуси, д. ф. -м. наук, профессора Ф. Ф. Комарова. Для формирования покрытий была использована вакуумная установка магнетронного распыления УРМ 327. В процессе нанесения образцы нагревались до $T = 300$ °С.

Исследования микроструктуры образцов после ХТО проводили на микроскопе Neophot-21, для выявления структуры использовали стандартные металлографические реактивы. Измерение толщины покрытия проводили на сканирующем электронном микроскопе «Mіга» фирмы «Tescan» (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором «INCA Energy 350» фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания). Погрешность метода составляла 3–5 отн. %.

Измерения микротвердости проводили по методу восстановленного отпечатка на автоматическом твердомере DuraScan 20 (Австрия) в ЦСИМИ ОИМ НАН Беларуси под руководством д. ф. -м. н. В. А. Кукареко. Истинную микротвердость покрытий рассчитывали согласно способу [35] по формуле $H_{\text{ист}} = (H_1)^2/H_2$, где H_1 и H_2 — значения микротвердости, найденные соответственно при нагрузках на индентор 1 Н и 2 Н. Испытания образцов на износостойкость проводили в условиях сухого трения скольжения на машине Шкода-Савина по

схеме «вал – колодка», в качестве контртела использовали диск из сплава ВК6 диаметром 60 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При оценке поведения двухслойных покрытий «термодиффузионный слой — PVD покрытие» наряду с использованием стальных подложек были использованы подложки из армко-железа, подвергнутые диффузионному насыщению. Это обусловлено необходимостью достоверно оценить влияние термодиффузионного насыщения на свойства основного металла сплава (железо) и четко дифференцировать влияние основного металла, легирующих элементов и насыщающего элемента на структурообразование и свойства диффузионного слоя, а в последствии дать сравнительную оценку эффективности полученных диффузионных слоев (табл. 1) в составе двухслойных покрытий «термодиффузионный слой — PVD покрытие». Для карбонитрации были использованы армко-железо и сталь 12X18H10T, которая позволяет оценить влияние комплексной обработки на защитные свойства двухслойных покрытий,

что показано в работе [36]; для ИПА — стали 38X2MЮА, X12M, 95X18, 12X18H10T, легирующие элементы в которых должны способствовать получению наиболее эффективных нитридных слоев; для борирования — армко-железо и стали У8А и 9ХС, боридные слои на которых несколько отличаются морфологией.

Толщина покрытий TiAlN на всех образцах составила около 1 мкм (рис. 1),

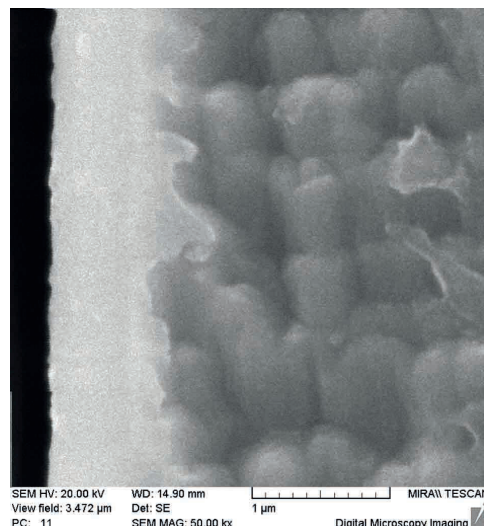


Рис. 1. Микроструктура градиентного покрытия TiAlN

Таблица 1

Результаты предварительного термодиффузионного упрочнения стальных подложек

Материал	Микротвердость поверхности, МПа при нагрузке 1,96 Н		Толщина диффузионного слоя, мкм
	до обработки	после ХТО	
Карбонитрация			
Армко-железо	1250	3520	80
Сталь 12X18H10T	1520	4840	120
Ионно-плазменное азотирование			
38X2MЮА	2500	8500	105
X12M	3800	12000	65
95X18	3500	11000	50
Однофазное борирование			
Армко-железо	1250	10300	85
У8А	1760	11200	65
9ХС	1780	10850	60
Двухфазное борирование			
Армко-железо	1250	14480	160
У8А	1760	16200	120
9ХС	1780	16950	100

коэффициент трения — 0,05. Размер кристаллитов покрытий TiAlN, измеренный по результатам просвечивающей электронной микроскопии, составил величину 5–15 нм. Истинная микротвердость покрытий на подложке из армко-железа составила 31–32 ГПа.

Результаты оценки интегральной микротвердости покрытий TiAlN на неупрочненных подложках и двухслойных покрытий «термодиффузионный слой — покрытие TiAlN» при различных нагрузках на индентор (табл. 2) показали, что микротвердость двухслойных покрытий с термодиффузионным слоем существенно

выше, а увеличение микротвердости ее с уменьшением прикладываемой нагрузки больше, чем для покрытий TiAlN на неупрочненных подложках. Это указывает на то, что покрытие TiAlN не продавливается, а с учетом своей толщины привносит значительный вклад в результирующие свойства поверхности. Это подтверждается значениями микротвердости при нагрузках 0,49 Н и 0,98 Н, которые не характерны для использованных материалов подложек и полученных на них слоев в результате ХТО.

Установлено, что износостойкость двухслойных покрытий «термодиффузионный

Таблица 2

Свойства покрытий TiAlN на различных стальных подложках

№	Материал подложки + вид обработки	Микротвердость (МПа) при нагрузке (Н)			Сравнительная износостойкость, отн. ед.*
		1,96	0,98	0,49	
1	Армко-железо	1750	1950	2110	1,0
2	Армко-железо + карбонитрация	3940	5240	7390	2,0
3	Армко-железо + однофазное борирование	12800	15300	19860	2,9
4	Армко-железо + двухфазное борирование	15300	18540	24335	3,3
5	38X2MЮА	2620	2690	2810	1,3
6	38X2MЮА + ИПА	8740	8900	9350	2,4
7	X12M	4110	4270	4400	1,4
8	X12M + ИПА	16820	17100	17680	3,0
9	95X18	3840	4020	4190	1,4
10	95X18 + ИПА	16200	16660	17050	2,9
11	У8А	1920	2380	2710	1,4
12	У8А + однофазное борирование	16620	19860	25750	3,7
13	У8А + двухфазное борирование	18900	25930	34064	4,6
14	9ХС	1920	2300	2680	1,4
15	9ХС + однофазное борирование	16480	22436	30750	4,1
16	9ХС + двухфазное борирование	17550	25750	35397	4,8
17	12X18H10T	1870	2120	2440	1,1
18	12X18H10T + карбонитрация	5650	6460	8472	2,2

слой — покрытие TiAlN» выше, чем покрытий TiAlN на неупрочненных подложках. Так, по сравнению с покрытиями TiAlN на неупрочненных подложках микротвердость и износостойкость двухслойных покрытий, получаемых в результате предварительной карбонитрации и последующего нанесения TiAlN, выше в 3,4–3,5 и 2,0–2,2 раза; предварительного ИПА — 3,3–4,1 и 1,8–2,1 раза; предварительного однофазного борирования — 9,4–11,5 и 2,6–2,9 раза; предварительного двухфазного борирования — 11,5–13,2 и 3,3–3,4 раза соответственно.

Это можно объяснить тем, что предварительное упрочнение в результате карбонитрации, ИПА или борирования увеличивает время до появления остаточной деформации в подложке и снижает градиент жесткости и твердости между подложкой и покрытием. Образующиеся в результате термодиффузионного насыщения остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое подложки увеличивают время до появления усталостных трещин. В результате карбонитрации формируются остаточные напряжения сжатия величиной около 400–800 МПа, ИПА — 600–800 МПа, борирования — 800–1000 МПа [37]. В то же время, при наступлении начала последовательного разрушения покрытия более жесткий термодиффузионный слой накапливает меньше остаточной деформации и тормозит развитие очага разрушения, а при полном разрушении покрытия под контртелом работает дольше неупрочненной подложки.

Следует отметить, что на протяжении трибологических испытаний все образцы с покрытиями показывали стабильные результаты, в трех точках измерения получались практически одинаковые дорожки износа. Это говорит о равномерном распределении свойств покрытий по поверхности. Основной причиной появления повреждений на дорожках трения следует считать, главным образом, хрупкое разрушение покрытий из-за их неспособности деформироваться и разрушение вследствие уменьшения толщины покрытия в очаге износа до некоторого критического значения. Вместе с этим разрушение покрытий также

может быть обусловлено развитием трещин в подложке и на границе раздела с подложкой или термодиффузионным слоем и их распространению в результате контактного воздействия.

Таким образом, наиболее эффективным для повышения интегральной микротвердости и износостойкости поверхности с покрытием TiAlN является двухфазное борирование. В то же время однофазное борирование следует считать более эффективным по сравнению с карбонитрацией и ИПА.

Из всех образцов с термодиффузионным слоем, полученным в результате однофазного и двухфазного борирования, наибольшую микротвердость и износостойкость имеют двухслойные покрытия на стали 9ХС. Следует отметить, что при сопоставимой микротвердости подложек из сталей 9ХС и У8А после однофазного борирования, микротвердость двухслойных покрытий «боридный слой — TiAlN» на стали 9ХС при нагрузке на индентор 0,49 Н выше на 1–5 ГПа, что может быть обусловлено различной способностью к упругому восстановлению покрытий TiAlN на боридных слоях с отличающейся морфологией и напряженным состоянием, обусловленными разницей в химическом составе сталей У8А и 9ХС.

Следует отметить, что при разнице в микротвердости между однофазным и двухфазным боридными слоями на армо-железе, сталях У8А и 9ХС, составляющей до 4,2–6,0 ГПа, разница в наблюдаемых значениях микротвердости двухслойных покрытий с TiAlN при нагрузке 1,96 Н составляет не более 1,0–2,5 ГПа. То есть вклад покрытия TiAlN в интегральную микротвердость поверхности на однофазных боридных слоях больше по сравнению с двухфазными. Это можно объяснить большей деформацией разрушения и запасом пластичности однофазных боридных слоев [38, 39], позволяющей им привносить вклад в упругое восстановление покрытия TiAlN при больших нагрузках. Однако при уменьшении нагрузки на индентор разница в значениях микротвердости увеличивается и при нагрузке 0,49 Н может составлять более 8,5 ГПа, что указывает на первоочередную роль жесткости подложки и уменьшения

падения микротвердости на границе раздела подложка-покрытие в повышении несущей способности покрытий. Это подтверждается результатами сравнения вклада покрытия TiAlN в интегральную микротвердость поверхности на упрочненных — в составе двухслойного покрытия «термодиффузионный слой — TiAlN», и неупрочненных подложках (рис. 2). Показано, что в зависимости от типа подложки, покрытия TiAlN дают различный вклад в интегральное значение микротвердости и, таким образом, «добавленная» микротвердость от нанесения покрытий TiAlN на более жестких подложках выше.

в том числе, к непропорциональному повышению интегральной микротвердости поверхности [19] и, достигая определенного уровня свойств подложки, в данном случае термодиффузионного слоя, результирующая микротвердость поверхности с покрытием может сравниться с истинной микротвердостью покрытия и даже превысить ее за счет большего упругого восстановления покрытия [19, 25].

Такие результаты получены для покрытий TiAlN на сталях У8А и 9ХС с двухфазными боридными слоями толщиной соответственно 120 и 100 мкм. Боридные слои имели компактную структуру и традиционное

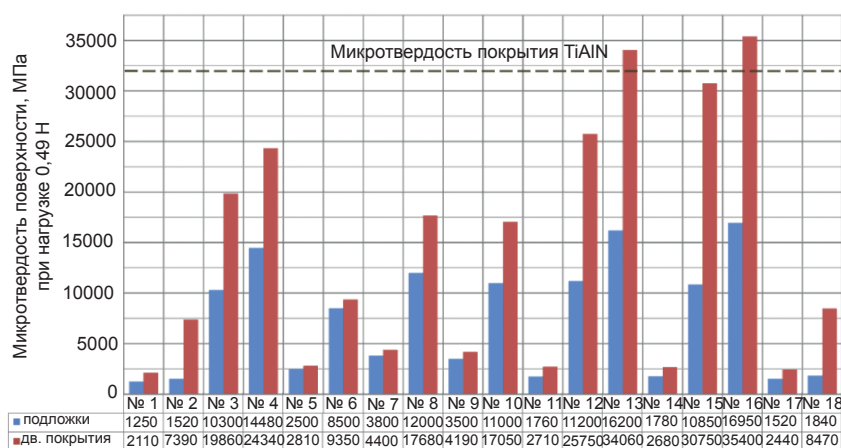


Рис. 2. Интегральная микротвердость поверхности с покрытием TiAlN на различных подложках (номера образцов из табл. 2)

Наибольшая «добавленная» микротвердость от нанесения покрытий TiAlN наблюдается на подложках из сталей У8А и 9ХС с двухфазным боридным слоем. Более высокие значения микротвердости двухслойных покрытий «боридный слой — TiAlN», по-видимому, обусловлены наибольшей микротвердостью боридных слоев в сравнении с азотированным и карбонитрированным. Следовательно, падение микротвердости на границе раздела «покрытие TiAlN — подложка» является наименьшим, а отношение микротвердости покрытия к подложке в такой системе не превышает 2 раз.

Полученные результаты хорошо согласуются с представлениями о вкладе подложки в формирование интегральных (эффективных) свойств поверхности с покрытием [3, 21, 25]. Повышение жесткости подложки может приводить,

игольчатое строение (рис. 3). На поверхности располагался слой высокобористой фазы FeV с микротвердостью 16–17 ГПа и под ним слой низкобористой фазы Fe₂V с микротвердостью 10,5–11,5 ГПа. Объемное соотношение фаз FeV/Fe₂V на обеих сталях составило примерно 50/50.

Получаемые таким образом двухслойные покрытия «термодиффузионный боридный слой — покрытие TiAlN» представляют собой новые микрокомпозиционные материалы, так как состоят из двух разнородных по составу, структуре и свойствам материалов, имеющих границу раздела, термодиффузионный слой и покрытие образуют оригинальную систему со своим объемным сочетанием. Обсуждаемые двухслойные покрытия характеризуются свойствами, не достижимыми в отдельности материалами вакуумного покрытия и термодиффузионно упрочненной стальной подложки.

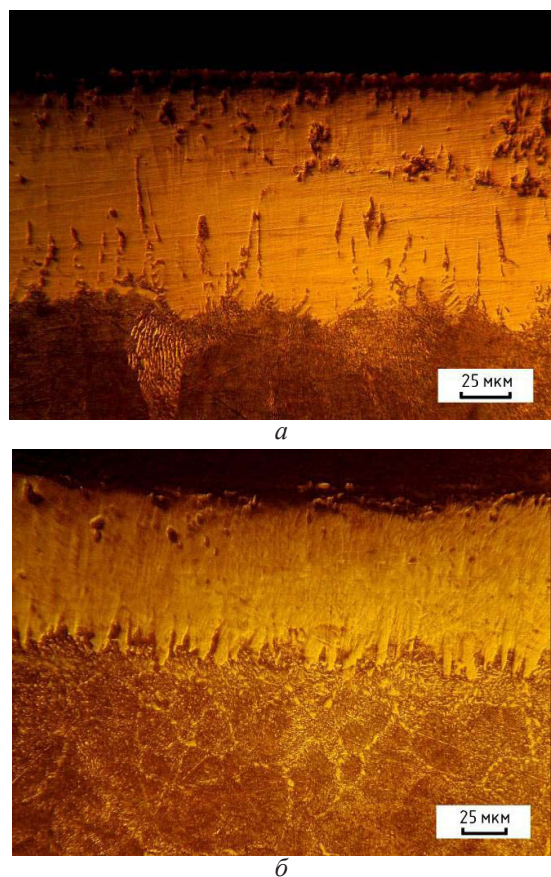


Рис. 3 Микроструктуры термодиффузионных слоев на стали У8А — а и 9ХС — б, полученных в результате двухфазного борирования

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментально показано, что предварительное упрочнение подложки из армо-железа и некоторых конструкционных и инструментальных сталей в результате карбонитрации, ионно-плазменного азотирования, однофазного или двухфазного борирования позволяет до 3,3–13,2 раза повысить интегральную микротвердость и до 2,0–3,4 раза износостойкость поверхности с покрытием TiAlN за счет формирования протяженного упрочненного подслоя, который участвует в формировании напряженного состояния систем «покрытие – подложка», снижает градиент твердости материалов и привносит вклад в упругое восстановление покрытия и индентационный отклик поверхности. Установлено, что вклад покрытия TiAlN в интегральную микротвердость поверхности определяется жесткостью подложки и на упрочненных подложках существенно выше. Покрытия TiAlN на подложках с упрочняющим термодиффузионным слоем показывают

большую несущую способность и способны не продавливаться при больших нагрузках. Полученные результаты могут стать основанием для снижения толщины PVD покрытий в аналогичных слоистых системах без потери в свойствах упрочняемой поверхности.

Показано, что двухслойное покрытие «термодиффузионный слой — покрытие TiAlN» может обладать свойствами, недостижимыми материалами подложки и покрытия в отдельности и, по сути, представлять новый микрокомпозиционный материал, так как выполняются все современные условия [2], по которым происходит их определение. Так, установлено, что для покрытий TiAlN на компактных двухфазных боридных слоях на сталях У8А и 9ХС значения интегральной (фактически измеренной) микротвердости поверхности могут достигать 34–35 ГПа.

ЛИТЕРАТУРА

- Eds. A. Gavaleiro, J. T. De Hosson. Nanostructured Coatings — Berlin: Springer-Verlag, 2006. — 648 p.
- Eds. M. G. Hocking, V. Vasantasree, P. Sidky. Metallic and Ceramic Coatings — Harlow: Longman scientific and technical, 1989. — 670 p.
- Воронин Н. А. Актуальные проблемы создания топокомпозитов триботехнического назначения // Механика и машиностроение, 2011. — С. 695–698.
- Берлин Е. В., Коваль Н. Н., Сейдман Л. А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей — М.: Техносфера, 2012. — 464 с.
- Komarov F. F., Konstantinov S. V., Pilko V. V. Formation of nanostructured TiAlN, TiCrN, and TiSiN coatings using reactive magnetron sputtering // Journal of Friction and Wear. — 2014. — Vol. 35, No. 3. — P. 215–223.
- Pogrebnyak A. D., Shpak A. P., Azarenkov N. A., Beresnev V. M. Structures and properties of hard and superhard nanocomposite coatings // Physics-Uspekhi. — 2009. — No. 52. — P. 29–54.
- Береснев В. М., Погребняк А. Д., Азаренков Н. А., Фареник В. И., Кирик Г. В. Нанокристаллические и нанокompозитные

- покрытия, структура, свойства // Физическая инженерия поверхности. — 2007. — Т. 5, № 1–2. — С. 4–27.
8. Кострицкий А. И., Лебединский О. В. Многокомпонентные вакуумные покрытия. — М.: Машиностроение, 1987. — 208 с.
 9. Методы упрочнения поверхностей деталей машин / Под ред. Г. В. Москвитина — М.: КРАСАНД, 2008. — 400 с.
 10. Воронин Н. А., Семенов А. П. Вакуумные ионно-плазменные технологии упрочнения деталей машин триботехнического назначения / в кн. «Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин» / Под ред. А. П. Гусенкова. — М.: Наука, 1992. — С. 174–402.
 11. Mayrhofer P. H. [et al.]. Microstructural design of hard coatings // *Progress in Materials Science*. — 2006. — Vol. 51, No. 8. — P. 1032–1114.
 12. Komarov F. F., Konstantinov S. V., Pogrebnyak A. D., Pilko V. V., Kozak C., Opielak M. Formation and characterization of nanostructured composite coatings based on the TiN phase // *Acta Phys. Pol.* — 2014. — Vol. 125. — P. 1292–1295.
 13. Коротаев А. Д., Мошков В. Ю., Овчинников С. В., Пинжин Ю. П., Савостиков В. М., Тюменцев А. Н. Наноструктурные и нанокompозитные сверхтвердые покрытия // Физическая мезомеханика. — 2005. — № 8. — С. 103–116.
 14. Лучанинов А. А., Стрельницкий В. Е. Покрытия системы Ti-Al-N, нанесенные PVD методами // Физическая инженерия поверхности. — 2012. — Т. 10, № 1. — С. 4–21.
 15. Погребняк А. Д., Береснев В. М., Соболев О. В., Колесников Д. А., Турбин П. В. Свойства нанокompозитных нитридных покрытий // Физическая инженерия поверхности. — 2011. — Т. 9, № 4. — С. 284–321.
 16. Овчинников Е. В., Чекан Н. М. Многокомпонентные термостойкие плазмохимические покрытия // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. — 2014. — № 2(48). — С. 3–9.
 17. Sveen S., Andersson J. M., M'Saoubi R., Olsson M. Scratch adhesion characteristics of PVD TiAlN deposited on high speed steel, cemented carbide and PCBN substrates // *Wear*. — 2013. — Vol. 308. — P. 133–141.
 18. Комаров Ф. Ф., Ковальчук А. В., Константинов С. В., Пилько В. В. Получение и свойства покрытий TiAlN на стали // Ползуновский альманах. — 2014. — № 2. — С. 10–15.
 19. Воронин Н. А. Топокомпозиты — новый класс конструкционных материалов триботехнического назначения. Ч. 1 // Трение и износ. — 1999. — Т. 20, № 3 — С. 533–544.
 20. Комаров Ф. Ф., Ткаченко Г. А., Ковальчук А. В., Константинов С. В. Комплексное поверхностное упрочнение стальных изделий // Литье и металлургия. — 2014. — № 4 (77). — С. 144–150.
 21. Игнатенко П. И., Терпий Д. Н., Кляхина Н. А. О влиянии подложки на формирование состава, структуры и твердости нитридных и боридных пленок, полученных методами ионного осаждения // Журнал технической физики. — 2009. — Т. 79, № 7. — С. 101–107.
 22. Huang X., Etsion I., Shao T. Effects of elastic modulus mismatch between coating and substrate on the friction and wear properties of TiN TiAlN coating systems // *Wear*. — 2015. — Vol. 338–339. — P. 54–61.
 23. Du H., Zhao H., Xiong J., Xian G. Effect of interlayers on the structure and properties of TiAlN based coatings on WC-Co cemented carbide substrate // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater*. — 2013. — Vol. 37. — P. 60–66.
 24. Ходасевич В. В., Солодухин И. А. Роль предварительного облучения и нагрева подложки в модификации переходного слоя и механических свойств покрытий TiN // Материалы 3-й международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом». — Минск: БГУ, 1999. — С. 109–111.
 25. Komarov F. F., Konstantinov V. M., Kovalchuk A. V., Konstantinov S. V., Tkachenko H. A. The effect of steel substrate pre-hardening on structural, mechanical, and tribological properties of magnetron sputtered TiN and TiAlN coatings // *Wear*. — 2016. — Vol. 352–353. — P. 92–101.
 26. Podgornik B., Vizintin J., Wanstrand O., Larsson M., Hogmark S., Ronkainen H., Holmberg K. Tribological Properties of Plasma Nitrided and Hard Coated AISI 4140 Steel // *Wear*. — 2001. — Vol. 249. — P. 254–259.
 27. Shengli M. The composite of nitrided steel and TiN coatings by plasma duplex treatment and the effect of pre-nitriding // *Surface and Coatings Technology*. — 2001. — Vol. 137. —

- P. 116–121.
28. Quesada F., Marico A., Restrepo E. TiAlN coatings deposited by r.f. magnetron sputtering on previously treated ASTM A36 steel // *Surface and Coatings Technology*. — 2006. — Vol. 201. — P. 2925–2929.
 29. Tong Y., Guo T. W., Wang J., Liang H. F., Qian M. Effects of plasma nitriding and TiN coating duplex treatment on wear resistance of commercially pure titanium // *Advanced Materials Research*. — 2011. — Vol. 217–218. — P. 1050–1055.
 30. Rousseau A. F., Partridge J. G., Mayes E. L. H., Toton J. T., Kracica M., McCulloch D. G., Doyle E. D. Microstructural and tribological characterization of a nitriding / TiAlN PVD coating duplex treatment applied to M2 High Speed Steel tools // *Surface and Coatings Technology*. — 2015. — Vol. 272. — P. 403–408.
 31. Polok M. Comparison of the PVD coatings deposited onto plasma nitrided steel // *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*. — 2010. — Vol. 42. — No. 2. — P. 172–179.
 32. Staia M. H., Perez-Delgado Y., Sanchez C., Castro A., Le Bourhis E., Puchi-Cabrera E. S. Hardness properties and high-temperature wear behavior of nitrided AISI D2 tool steel, prior and after PAPVD coating // *Wear*. — 2009. — Vol. 267. — P. 1452–1461.
 33. Табаков В. П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. — М.: Машиностроение, 2008. — 311 с.
 34. BESTO (Белорусские среды для термодиффузионной обработки) [Electronic resource] — Mode of access: <http://besto.by/vidy-obrabortok/borirovanie>. — Date of access: 15.03.2016.
 35. Чумиков А. Б., Анифьев В. А. Способ измерения микротвердости тонких металлических покрытий // патент РФ № 2132546, 1999.
 36. Ткаченко Г. А. Повышение коррозионной стойкости стальных деталей комплексной обработкой / Г. А. Ткаченко, А. В. Ковальчук. Создание новых и совершенствование действующих технологий и оборудования нанесения гальванических и их замещающих покрытий // *Материалы 3-го респ. науч.-техн. семинара*. — Минск: БГТУ, 2013. — С. 119–122.
 37. Лахтин Ю. М. *Материаловедение*. — М.: Машиностроение, 1990. — 528 с.
 38. Крукович М. Г., Прусаков Б. А., Сизов И. Г. *Пластичность борированных слоев*. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. — 384 с.
 39. Konstantinov V. M., Dashkevich V. G., Kovalchuk A. V. Surface engineering of slider valves of fluid power motors made of tool steels by using boriding saturation mixture // *Agricultural Engineering*. — 2015. — Vol. 47. — P. 1–6.

LITERATURA

1. Eds. A. Gavaleiro, J. T. De Hosson. *Nanostructured Coatings* — Berlin: Springer-Verlag, 2006. — 648 p.
2. Eds. M. G. Hocking, V. Vasantasree, P. Sidky *Metallic and Ceramic Coatings* — Harlow: Longman scientific and technical, 1989. — 670 p.
3. Voronin N. A. Aktual'nye problemy sozdaniya topokompozitov tribotekhnicheskogo naznacheniya // *Mehanika i mashinostroenie*, 2011. — P. 695–698.
4. Berlin E. V., Koval' N. N., Sejdman L. A. *Plazmennaya himiko-termicheskaya obrabotka poverhnosti stal'nyh detalej* — М.: Tehnosfera, 2012. — 464 p.
5. Komarov F. F., Konstantinov S. V., Pilko V. V. Formation of nanostructured TiAlN, TiCrN, and TiSiN coatings using reactive magnetron sputtering // *Journal of Friction and Wear*. — 2014. — Vol. 35, No. 3. — P. 215–223.
6. Pogrebnyak A. D., Shpak A. P., Azarenkov N. A., Beresnev V. M. Structures and properties of hard and superhard nanocomposite coatings // *Physics-Uspekhi*. — 2009. — No. 52. — P. 29–54.
7. Beresnev V. M., Pogrebnyak A. D., Azarenkov N. A., Farenik V. I., Kirik G. V. *Nano-kristallicheskie i nanokompozitnye pokrytiya, struktura, svojstva* // *Fizicheskaya inzheneriya poverhnosti*. — 2007. — Vol. 5, No. 1–2. — P. 4–27.
8. Kostrzhickij A. I., Lebedinskij O. V. *Mnogokomponentnye vakuumnye pokrytiya*. — М.: Mashinostroenie, 1987. — 208 p.
9. *Metody uprochneniya poverhnostej detalej mashin* / Pod red. G. V. Moskvitina — М.: KRASAND, 2008. — 400 p.
10. Voronin N. A., Semenov A. P. *Vakuumnye*

- ionno-plazmennyye tehnologii uprochneniya detalej mashin tribotekhnicheskogo naznacheniya / v kn. «Metody i sredstva uprochneniya poverhnostej detalej mashin» / Pod red. A. P. Gusenkova. — M.: Nauka, 1992. — P. 174–402.
11. Mayrhofer P. H. [et al.]. Microstructural design of hard coatings // *Progress in Materials Science*. — 2006. — Vol. 51, No. 8. — P. 1032–1114.
 12. Komarov F. F., Konstantinov S. V., Pogrebnyak A. D., Pilko V. V., Kozak C., Opielak M. Formation and characterization of nanostructured composite coatings based on the TiN phase // *Acta Phys. Pol.* — 2014. — Vol. 125. — P. 1292–1295.
 13. Korotaev A. D., Moshkov V. Yu., Ovchinnikov S. V., Pinzhin Yu. P., Savostikov V. M., Tyumencev A. N. Nanostrukturnye i nanokompozitnye sverhtverdye pokrytiya // *Fizicheskaya mezomehanika*. — 2005. — No. 8. — P. 103–116.
 14. Luchaninov A. A., Strel'nickij V. E. Pokrytiya sistemy Ti-Al-N, nanesennyye PVD metodami // *Fizicheskaya inzheneriya poverhnosti*. — 2012. — Vol. 10, No. 1. — P. 4–21.
 15. Pogrebnyak A. D., Beresnev V. M., Sobol' O. V., Kolesnikov D. A., Turbin P. V. Svoystva nanokompozitnykh nitridnykh pokrytij // *Fizicheskaya inzheneriya poverhnosti*. — 2011. — Vol. 9, No. 4. — P. 284–321.
 16. Ovchinnikov E. V., Chekan N. M. Mnogokomponentnye termostoikiye plazmohimicheskie pokrytiya // *Progressivnyye tehnologii i sistemy mashinostroeniya*. — 2014. — No. 2(48). — P. 3–9.
 17. Sveen S., Andersson J.M., M'Saoubi R., Olsson M. Scratch adhesion characteristics of PVD TiAlN deposited on high speed steel, cemented carbide and PCBN substrates // *Wear*. — 2013. — Vol. 308. — P. 133–141.
 18. Komarov F. F., Koval'chuk A. V., Konstantinov S. V., Pil'ko V. V. Poluchenie i svoystva pokrytij TiAlN na stali // *Polzunovskij al'manah*. — 2014. — No. 2. — P. 10–15.
 19. Voronin N. A. Topokompozity — novyj klass konstrukcionnykh materialov tribotekhnicheskogo naznacheniya. Ch. 1 // *Trenie i iznos*. — 1999. — Vol. 20, No. 3 — P. 533–544.
 20. Komarov F. F., Tkachenko G. A., Koval'chuk A. V., Konstantinov S. V. Kompleksnoe poverhnostnoe uprochnenie stal'nykh izdelij // *Lit'e i metallurgiya*. — 2014. — No. 4 (77). — P. 144–150.
 21. Ignatenko P. I., Terpij D. N., Klyahina N. A. O vliyanii podlozhki na formirovanie sostava, struktury i tverdosti nitridnykh i boridnykh plenok, poluchennykh metodami ionnogo osazhdeniya // *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*. — 2009. — Vol. 79, No. 7. — P. 101–107.
 22. Huang X., Etsion I., Shao T. Effects of elastic modulus mismatch between coating and substrate on the friction and wear properties of TiN TiAlN coating systems // *Wear*. — 2015. — Vol. 338–339. — P. 54–61.
 23. Du H., Zhao H., Xiong J., Xian G. Effect of interlayers on the structure and properties of TiAlN based coatings on WC-Co cemented carbide substrate // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater*. — 2013. — Vol. 37. — P. 60–66.
 24. Hodasevich V. V., Soloduhin I. A. Rol' predvaritel'nogo oblucheniya i nagreva podlozhki v modifikacii perehodnogo sloya i mehanicheskikh svoystv pokrytij TiN // *Materialy 3-j mezhdunarodnoj konferencii «Vzaimodejstvie izlucheniya s tverdyim telom»*. — Minsk: BGU, 1999. — P. 109–111.
 25. Komarov F. F., Konstantinov S. V., Kovalchuk A. V., Konstantinov S. V., Tkachenko H. A. The effect of steel substrate pre-hardening on structural, mechanical, and tribological properties of magnetron sputtered TiN and TiAlN coatings // *Wear*. — 2016. — Vol. 352–353. — P. 92–101.
 26. Podgornik B., Vizintin J., Wanstrand O., Larsson M., Hogmark S., Ronkainen H., Holmberg K. Tribological Properties of Plasma Nitrided and Hard Coated AISI 4140 Steel // *Wear*. — 2001. — Vol. 249. — P. 254–259.
 27. Shengli M. The composite of nitrided steel and TiN coatings by plasma duplex treatment and the effect of pre-nitriding // *Surface and Coatings Technology*. — 2001. — Vol. 137. — P. 116–121.
 28. Quesada F., Mariso A., Restrepo E. TiAlN coatings deposited by r.f. magnetron sputtering on previously treated ASTM A36 steel // *Surface and Coatings Technology*. — 2006. — Vol. 201. — P. 2925–2929.
 29. Tong Y., Guo T. W., Wang J., Liang H. F., Qian M. Effects of plasma nitriding and TiN coating duplex treatment on wear resistance

- of commercially pure titanium // *Advanced Materials Research*. — 2011. — Vol. 217–218. — P. 1050–1055.
30. Rousseau A. F., Partridge J. G., Mayes E. L. H., Toton J. T., Kracica M., McCulloch D. G., Doyle E. D. Microstructural and tribological characterization of a nitriding / TiAlN PVD coating duplex treatment applied to M2 High Speed Steel tools // *Surface and Coatings Technology*. — 2015. — Vol. 272. — P. 403–408.
31. Polok M. Comparison of the PVD coatings deposited onto plasma nitrided steel // *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*. — 2010. — Vol. 42. — No. 2. — P. 172–179.
32. Staia M. H., Perez-Delgado Y., Sanchez C., Castro A., Le Bourhis E., Puchi-Cabrera E. S. Hardness properties and high-temperature wear behavior of nitrided AISI D2 tool steel, prior and after PAPVD coating // *Wear*. — 2009. — Vol. 267. — P. 1452–1461.
33. Tabakov V. P. Formirovanie iznosostojkikh ionno-plazmennykh pokrytij rezhuschego instrumenta. — M.: Mashinostroenie, 2008. — 311 p.
34. BESTO (Belorusskie sredy dlya termodifuzionnoj obrabotki) [Electronic resource] — Mode of access: <http://besto.by/vidy-obrabotok/borirovanie>. — Date of access: 15.03.2016.
35. Chumikov A. B., Anif'ev V. A. Sposob izmeneniya mikrotverdosti tonkih metallicheskih pokrytij // patent RF № 2132546, 1999.
36. Tkachenko G. A. Povyshenie korrozionnoj stojkosti stal'nykh detalej kompleksnoj obrabotkoj / G. A. Tkachenko, A. V. Koval'chuk. Sozdanie novykh i sovershenstvovanie dejstvuyuschih tehnologij i oborudovaniya naneseniya gal'vanicheskikh i ih zameschayuschih pokrytij // *Materialy 3-go resp. nauch.-tehn. seminaru*. — Minsk: BGTU, 2013. — P. 119–122.
37. Lahtin Yu. M. *Materialovedenie*. — M.: Mashinostroenie, 1990. — 528 p.
38. Krukovich M. G., Prusakov B. A., Sizov I. G. *Plastichnost' borirovannykh sloev*. — M.: FIZMATLIT, 2010. — 384 p.
39. Konstantinov V. M., Dashkevich V. G., Kovalchuk A. V. Surface engineering of slider valves of fluid power motors made of tool steels by using boriding saturation mixture // *Agricultural Engineering*. — 2015. — Vol. 47. — P. 1–6.