

НЕАДДИТИВНОСТЬ ФОРМИРОВАНИЯ ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ С ТЕРМОДИФФУЗИОННЫМИ СЛОЯМИ И ПОКРЫТИЕМ TiAlN

Введение. Упрочнение поверхности металлических изделий нанесением высокотвердых *PVD/CVD* покрытий достигло существенного прогресса. Однако технико-экономический потенциал их применения еще не реализован полностью. Можно выделить ряд традиционных направлений совершенствования указанных покрытий. К ним относится создание многокомпонентных покрытий на базе высокоэнтропийных соединений [1–3]. Также весьма эффективным является наноструктурирование покрытий технологическими приемами и соответствующим легированием [4–11]. Уже традиционно значительное число исследований и практических разработок посвящено многослойным покрытиям [12]. Указанные направления, безусловно, позволяют повысить эксплуатационные свойства обсуждаемых покрытий. Общим для них является стремление упрочнить только покрытие.

Вместе с этим следует отметить, что эксплуатационные характеристики рабочей поверхности стального или иного изделия с покрытием, не определяются полностью свойствами самого покрытия, а свойства покрытий в свою очередь не определяются только их толщиной, химическим составом и структурой. Покрытие и стальная подложка являются слоистой системой, для которой эти значения не представляют собой независимые параметры, определяющие свойства всей композиции, так как свойства рабочей поверхности в такой слоистой системе помимо всего прочего будут определяться механическими свойствами подложки и величиной градиента свойств между покрытием и подложкой [4, 13]. Также известно, что при формировании тонких твердых *PVD* и *CVD* покрытий на металлической поверхности существует резкая граница в значениях твердости между покрытием и подложкой. Если поверхность, на которую наносят покрытие, пластична и не обладает достаточной жест-

костью, то, несмотря на высокую твердость, покрытие при повышенных удельных нагрузках в процессе трения прогибается и разрушается под влиянием контактной нагрузки при взаимодействии с контртелом. При этом разрушение может происходить из-за снижения несущей способности слоистой системы, то есть при нагрузках меньше необходимых для появления пластической деформации в материале подложки [12, 14].

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 [15–18].

Одним из направлений повышения эффективности *PVD/CVD* покрытий путем модифицирования подложки, на которую они наносятся, обладает химико-термическая обработка (ХТО). 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 двухслойная система «термодиффузионный слой – *PVD/CVD* покрытие», которая характеризуется свойствами, отличными от свойств покрытия и подложки, и которую можно условно назвать двухслойным покрытием.

Так, в литературе появились сведения о применении ионно-плазменного азотирования (ИПА) с последующим нанесением покрытий на базе Ti-N [17–21]. Процессы ИПА и нанесения покрытия могут реализовываться в одном технологическом цикле [19, 21], а насыщение металлической подложки азотом удобно для последующего нанесения покрытий на основе нитридов и формирования границы раздела подложка-покрытие химически более однородной. Авторами [22–25] показано, что микротвердость и износостойкость упрочняемой поверхности в результате такой обработки могут дополнительно повышаться в 1,5–2,0 и до 2,0 раз соответственно.

Целью данной работы было исследование особенностей формирования дюрометрических и трибологических свойств поверхности сталей с диффузионными азотированным, карбонитридным, карбидным и боридным слоями, полученными химико-термической

обработкой, и покрытием TiAlN, полученным в результате контролируемого магнетронного нанесения в среде реактивных газов.

Материалы и методики. Карбонитрация, карбидизация и борирование проводились в порошковых средах в контейнерах, герметизируемых плавким затвором. Исходная микроструктура образцов, полученная в результате отжига, представляла собой равновесную микроструктуру. Для проведения перечисленных процессов использовали шахтную электрическую печь с селитовыми нагревателями. Контроль температуры осуществлялся при помощи потенциометра КСП-3П, градуировка ХА. Для снижения термических напряжений в диффузионных слоях использовали скорость нагрева не более 200 °С/ч и скорость охлаждения не более 100 °С/ч. Карбонитрация проводилась при 580 °С в течение 6 ч, карбидизация при 940–950 °С, 4 ч, борирование при 950 °С, 2 ч с предварительной изотермической выдержкой 750 °С.

После карбидизации для сталей X12M и 95X18 проводилась закалка 860–880 °С (масло) и отпуск 180–200 °С (масло) на вторичную твердость с использованием контейнера с восстановительной средой из карбюризатора.

ИПА осуществляли на установке AP 63, производства ФТИ НАН Беларуси при следующих параметрах проведения процесса: длительность – 6 ч; напряжение разряда – 800 В; плотность тока – 21 мА/см²; состав смеси газов – Н₂ + N₂; давление смеси – 600 МПа; температура – 520–540 °С; мощность разряда – до 80 кВт. Образцы для ИПА предварительно были подвергнуты закалке и низкому отпуску.

Покрyтия TiAlN наносили в НИИ ПФП им. А.Н. Севченко БГУ под руководством заведующего лабораторией 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 230 °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 «Mira» 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. Истинную микротвердость покрытий рассчитывали согласно способу [26] 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.

Рентгеноструктурный анализ проводили в Центре структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения ОИМ НАН Беларуси под руководством д.ф.-м.н., профессора В.А. Кукареко на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном CoK_α излучении. Для уменьшения толщины анализируемого слоя при съемках образцов с вакуумными покрытиями использовался метод съемки под малым углом, угол падения первичного рентгеновского пучка при этом составлял 6° , а толщина анализируемого слоя – 3 мкм. Для фазового анализа использовалась стандартная картотека PDF.

Результаты и их обсуждение. В результате ХТО получены упрочненные подложки для последующего нанесения покрытий TiAlN, имеющие различный фазовый состав, микротвердость поверхности, толщину диффузионного слоя (таблица 1).

Наиболее твердыми и износостойкими из полученных диффузионных слоев являются слои, полученные в результате двухфазного борирования, далее однофазного борирования, карбидизации, азотирования и карбонитрации. В связи с этим следует ожидать увеличения эффективности полученных слоев в порядке возрастания в ряду «карбонитридный – азотированный – карбидный – боридный» диффузионные слои.

Таблица 1 – Характеристики полученных подложек для последующего нанесения твердых покрытий

Материал	Вид ХТО	Толщина диф. слоя, мкм	Упрочняющ. фазы	Микротвердость поверхности, МПа	Сравн. износост., отн. ед.
Армко-железо	Карбонитрация	80	Fe_3C	3520	1,0
Сталь 12Х18Н9Т	Карбонитрация	120	Fe_3C , CrN, Fe_4N	4840	1,2
38Х2МЮА	ИПА	95	Fe_4N , $Fe_{2-3}N$, CrN, AlN	8520	2,2
Х12М	ИПА	65	Fe_4N , $Fe_{2-3}N$, CrN	10800	2,7
Х12М	Карбидизация	70	Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_7$	11300	2,9
95Х18	Карбидизация	60	Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_7$	11900	3,0
Армко-железо	Однофазное борирование	80	Fe_2B	10300	2,6
У8А	Однофазное борирование	65	Fe_3C , Fe_2B	11200	2,9
9ХС	Однофазное борирование	60	Fe_3C , Fe_2B	10850	2,9
Армко-железо	Двухфазное борирование	120	Fe_2B , FeB	14600	3,7
У8А	Двухфазное борирование	125	Fe_3C , Fe_2B , FeB	16600	4,2
9ХС	Двухфазное борирование	110	Fe_3C , Fe_2B , FeB	16950	4,2

На все образцы с диффузионными слоями и на материалы подложек, не подвергнутые ХТО, наносили покрытия TiAlN. Толщина полученных покрытий TiAlN, определенная с помощью сканирующей электронной микроскопии, на всех образцах составила 1 мкм, коэффициент трения – 0,05. Размер кристаллитов покрытий TiAlN, измеренный по результатам просвечивающей электронной микроскопии, составил величину 5–15 нм [16]. Истинная микротвердость покрытия TiAlN на подложке из армко-железа составила 28–30 ГПа.

Между вакуумным покрытием и подложкой присутствует промежуточная зона с пониженной травимостью, которая является адгезионным подслоем, формирующимся непосредственно перед осаждением покрытия и состоящая из Ti и Al.

Шероховатость R_a образцов с покрытиями TiAlN на неупрочненных подложках и подложках с карбонитридным, азотированным и карбидным слоем составила не более 0,012 мкм. Шероховатость поверхности образцов с покрытиями TiAlN на борированных подложках несколько выше, но не превышала 0,020 мкм. Это обусловлено тем, что поверхность с боридным слоем отличается более сложным рельефом, так как она формируется иглами призматической формы фаз FeB или Fe₂B, которые сложно шлифуются и сползаются по причине их высокой твердости на уровне 16–18 и 11–13 ГПа соответственно.

Результаты оценки интегральной микротвердости покрытий TiAlN на неупрочненных подложках и двухслойных покрытий «термодиффузионный слой – покрытие TiAlN» при различных нагрузках на индентор (таблица 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.

Таблица 2 – Свойства покрытий TiAlN на различных подложках

№ образ-ца	Материал подложки + вид обработки	Микротвердость (МПа) при нагрузке (Н)			Сравнит. износостой-кость, отн. ед.
		0,49	0,196	0,098	
1	2	3	4	5	6
1	Армко-железо	1750	1950	2110	1,0
2	Армко-железо + карбонитрация	3940	5240	7390	2,0

Окончание таблицы 2

1	2	3	4	5	6
3	12X18H10T	1870	2120	2440	1,1
4	12X18H10T + + карбонитрация	5650	6460	8470	2,2
5	38X2MЮА	2120	2390	2810	1,3
6	38X2MЮА + ИПА	8740	8900	9350	2,4
7	X12M	3610	4070	4400	1,4
8	X12M + ИПА	12820	13900	17260	2,9
9	X12M + карбидизация	8230	9880	14920	2,8
10	95X18	3840	4020	4290	1,4
11	95X18 + карбидизация	8640	10860	18440	3,1
12	Армко-железо + однофазное борирование	12800	15300	18860	2,9
13	У8А	1920	2380	2710	1,4
14	У8А + однофазное борирование	15620	19860	25600	3,7
15	9ХС	1920	2300	2680	1,4
16	9ХС + однофазное борирование	15480	20430	26750	4,1
17	Армко-железо + двухфазное борирование	15300	18540	24330	3,3
18	У8А + двухфазное борирование	18900	24930	34060	4,6
19	9ХС + двухфазное борирование	17550	25750	35400	4,8

Износостойкость покрытий в целом коррелирует с дюрометрическими характеристиками покрытий. Установлено, что износостойкость двухслойных покрытий «термодиффузионный 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 покрытия TiAlN выше в 3,4–3,5 и 2,0–2,2 раза; предварительного ИПА – 3,2–3,9 и 1,8–2,1 раза; предварительной карбидизации – 3,4–4,3 и 2,0–2,2 раза; предварительного однофазного борирования – 9,4–11,5 и 2,6–2,9 раза; двухфазного борирования – 11,5–13,2 и 3,3–3,4 раза соответственно (рисунок 1, 2).

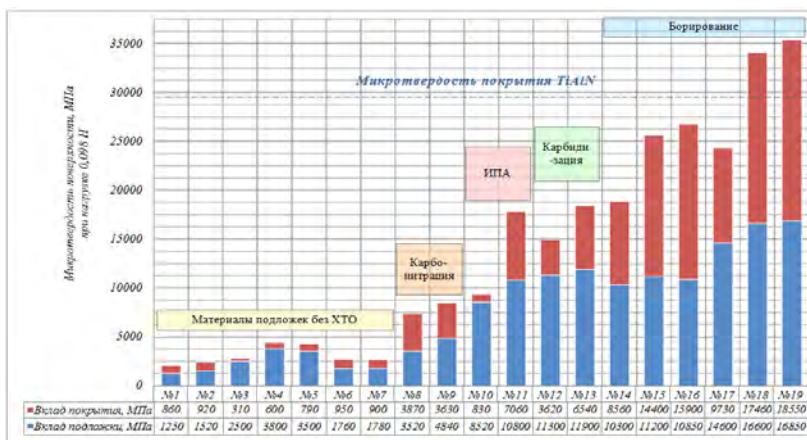


Рисунок 1 – Микротвердость поверхности образцов с покрытием TiAlN на различных подложках (номера образцов из таблицы 2)

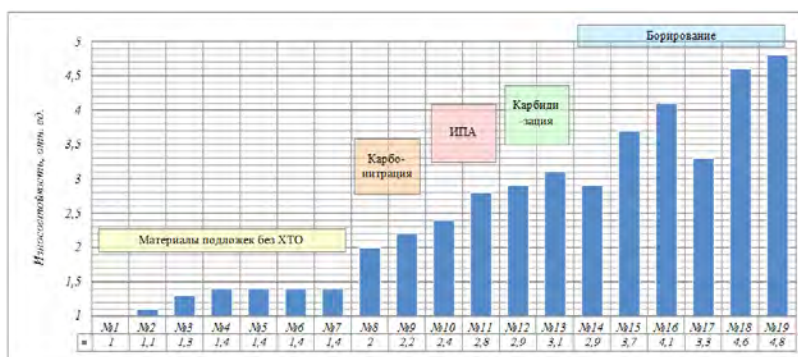


Рисунок 2 – Сравнение износостойкости образцов с покрытием TiAlN на различных подложках (номера образцов из таблицы 2)

Это можно объяснить тем, что предварительное упрочнение в результате карбонитрации, ИПА, карбидизации 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 в какой-то степени компенсируют растягивающие напряжения вакуумного покрытия TiAlN. Это увеличивает время до появления усталостных трещин. Как известно, в результате карбонитрации формируются остаточные напряжения сжатия величиной около 400–800 МПа, ИПА – 600–800 МПа, борирования – 800–1000 МПа соответственно [27]. 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.

Существенным является то, 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 в местах неоднородности структуры и скопления дефектов и распространением трещин в результате контактного воздействия.

Незначительный разброс значений объемного износа давали покрытия на подложках с двухфазным боридным слоем, что вероятнее всего обусловлено перепадом несущей способности по вакуумному покрытию вследствие наличия под ним характерной для боридных слоев топографии поверхности, представленной выступами боридных игл, растущими аксиально поверхности и имеющими призматическую форму.

Таким образом, установлено, что 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 карбидизацией, карбонитрацией и ИПА.

Из всех образцов с термодиффузионным слоем, полученным в результате 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 различных нагрузках отличается на 0,5–1,5 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 армко-железе, сталях У8А и 9ХС, составляющей до 4,2–6,0 ГПа, разница в наблюдаемых значениях микротвердости двухслойных покрытий с TiAlN при нагрузке 0,49 Н составляет не более 2,1–3,3 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 [28, 29], позволяющей им привносить несколько больший вклад в упругое восстановление покрытия TiAlN при сопоставимых нагрузках. Однако при уменьшении нагрузки на индентор разница в значениях микротвердости увеличивается и при нагрузке 0,098 Н может составлять более 5,5–8,6 ГПа, что указывает на первоочередную роль жесткости подложки и величины градиента микротвердости на границе раздела подложка-покрытие в повышении несущей способности покрытий. Это подтверждается результатами сравнения вклада покрытия TiAlN в интегральную микротвердость поверхности на подложках с термодиффузионным слоем и не упрочненных подложках. 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.

Наибольшая «добавленная» микротвердость от нанесения покрытий TiAlN наблюдается на подложках из армко-железа и сталей У8А и 9ХС с однофазным и двухфазным боридным слоем. Более высокие значения микротвердости двухслойных покрытий «боридный слой – TiAlN», по-видимому, обусловлены наибольшей микротвердостью боридного слоя в сравнении с азотированным, карбидным и карбонитрированным. Следовательно, падение микротвердости на границе раздела «покрытие TiAlN – подложка» является наименьшим, а отношение микротвердости покрытия к подложке в указанных системах не превышает 2,7 раз для подложек с однофазным боридным слоем и 1,9 раз с двухфазным боридным слоем.

Полученные результаты хорошо согласуются с представлениями о вкладе подложки в формирование интегральных (эффективных) свойств поверхности с покрытием [16, 30, 31]. Повышение жесткости подложки может приводить, в том числе, к неаддитивному повышению интегральной (измеренной) микротвердости поверхности [32] 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 [16, 32]. Такие результаты получены для покрытий TiAlN на сталях У8А и 9ХС с двухфазными боридными слоями толщиной соответственно 125 и 110 мкм.

Таким образом, проанализировав полученные результаты оценки свойств покрытий TiAlN на подложках с карбонитридным, карбидным и боридным слоями, и сравнив их с известными и воспроизведенными в работе результатами для подложек с азотированным слоем, показана эффективность применения карбонитрации, карбидизации и борирования для повышения свойств стальных поверхностей с покрытиями TiAlN. Экспериментально показано, что предварительное упрочнение стальной подложки в результате выбранных способов ХТО позволяет повысить эффективность покрытий TiAlN, заключающуюся в существенном повышении их несущей способности, повышении микроиндентационного отклика, а также износостойкости поверхности с покрытием. Установлено, что предварительное упрочнение стальной подложки в результате карбонитра-

ции, карбидизации или борирования позволяет до 3,4–13,2 раза повысить интегральную микротвердость и до 2,0–3,4 раза износостойкость поверхности с покрытием TiAlN.

Полученные экспериментальные результаты и анализ известных подходов к материаловедению композитов позволяют полагать, что получаемые в результате ХТО и последующего вакуумного нанесения двухслойные покрытия «термодиффузионный слой – покрытие TiAlN» представляют собой новые микрокомпозиционные материалы, так как в этой системе выполняются все современные условия, по которым происходит их определение [4], а именно:

- рассматриваемая система состоит из двух разнородных по составу, структуре и свойствам материалов, имеющих границу раздела;

- термодиффузионный слой и вакуумное покрытие образуют оригинальную систему своим объемным сочетанием;

- обсуждаемые двухслойные покрытия характеризуются свойствами, не достижимыми в отдельности материалами вакуумного покрытия и термодиффузионно упрочненной стальной подложки.

Установлено, что материал подложки и степень его легированности, а также тип и состав термодиффузионного слоя не оказывают прямого влияния на поведение вакуумного покрытия и интегральные механические характеристики слоистой системы «термодиффузионный слой – *PVD* покрытие». Определяющим фактором в формировании свойств указанных систем является обеспечение высокой микротвердости (жесткости) слоя под тонким вакуумным покрытием и исключение продавливания последнего. Так, независимо от химического состава, одинаковая микротвердость различных термодиффузионных слоев при прочих равных условиях будет приводить к получению сопоставимых интегральных свойств поверхности с *PVD* покрытием. Однако есть весомые основания полагать, что триботехнические характеристики обсуждаемых покрытий могут существенно отличаться как в связи с различными механизмами изнашивания, так и благодаря дополнительному межфазному взаимодействию азотосодержащих слоев и вакуумных покрытий.

Исходя из этого, можно предположить, что эквивалентное по механическим свойствам замещение дорогостоящих материалов подложек для нанесения твердых вакуумных покрытий из высоколегированных конструкционных и инструментальных сталей более

дешевыми, поверхностно упрочненными (поверхностно-легированными в результате ХТО) сталями должно привести к получению близких свойств поверхности с *PVD* покрытием и одновременно к положительному экономическому эффекту. Экономический эффект может быть достигнут в том числе за счет научно обоснованного снижения толщины твердых вакуумных покрытий при обеспечении их несущей способности путем формирования на подложке когезионно связанного с основным материалом твердого термодиффузионного слоя.

Заключение. Экспериментально установлено, что предварительное упрочнение стальной подложки в результате химико-термической обработки позволяет повысить интегральную микротвердость и износостойкость поверхности с покрытием $TiAlN$ за счет формирования на подложке протяженного термодиффузионного слоя. Так, по сравнению с покрытиями $TiAlN$ на неупрочненных стальных подложках микротвердость и износостойкость двухслойных покрытий «термодиффузионный слой – *PVD* покрытие», получаемых в результате предварительной карбонитрации, выше в 3,4–3,5 и 2,0–2,2 раза; предварительного ИПА – 3,2–3,9 и 1,8–2,1 раза; предварительной карбидизации – 3,4–4,3 и 2,0–2,2 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.

Экспериментально показано, что двухслойное покрытие «термодиффузионный слой – покрытие $TiAlN$ » может обладать свойствами, недостижимыми материалами подложки и покрытия в отдельности. Так, установлено, что для покрытий $TiAlN$ на подложках из сталей У8А и 9ХС с компактным двухфазным боридным слоем значения фактически измеренной микротвердости поверхности могут достигать 34–35 ГПа при собственной микротвердости покрытия $TiAlN$ на уровне 28–30 ГПа. Это позволяет рассматривать полученное двухслойное покрытие «диффузионный боридный слой – покрытие $TiAlN$ » как новый микрокомпозиционный материал.

Полученные результаты позволяют эффективно использовать карбонитрацию, карбидизацию и борирование совместно с нанесением твердых вакуумных покрытий для упрочнения широкого класса деталей и сделать научно обоснованным снижение толщины покрытий $TiAlN$ и аналогичных твердых покрытий на стальных

подложках с карбонитридным, карбидным или боридным слоем без потери в свойствах упрочняемой поверхности, а также могут быть использованы при разработке новых способов комплексного поверхностного упрочнения.

Литература

1. **High-entropy** alloys – a new era of exploitation / J.-W. Yeh [et al.] // Materials Science Forum, 2007. – Vol. 560. – P. 1–9.

2. **Mechanical** performance and nanoindenting deformation of (AlCrTaTiZr)N_{C_y} multi-component coatings co-sputtered with bias / S.-Y. Lin [et al.] // Surface and Coatings Technology, 2012. – Vol. 206. – No. 24. – P. 5096–5102.

3. **Li, A** Thermodynamic analysis of the simple microstructure of AlCrFeNiCu high-entropy alloy with multiprincipal elements / A. Li, A.X. Zhang // Acta Metallurgica Sinica, 2009. – Vol. 22. – No. 3. – P. 219–224.

4. **Nanostructured** Coating (Eds. A. Gavaleiro, J.T. De Hosson). – Berlin: Springer-Verlag, 2006. – 648 p.

5. **Structures** and properties of hard and superhard nanocomposite coatings / A.D. Pogrebnjak [et al.] // Physics-Uspekhi, 2009. – Vol. 52. – No. 1. – P. 29–54.

6. **Structure** and mechanical properties of TiAlN-WN_x thin films / T. Reeswinkel [et al.] // Surface and Coatings Technology, 2011. – Vol. 205. – P. 4821–4827.

7. **Effect** of interlayers on the structure and properties of TiAlN based coatings on WC-Co cemented carbide substrate / H. Du [et al.] // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013. – Vol. 37. – P. 60–66.

8. **Influence** of modulation periods and modulation ratios on the structure and mechanical properties of nanoscale TiAlN/TiB₂ multilayers prepared by IBAD / Y.D. Sun [et al.] // Vacuum, 2012. – Vol. 86. – P. 949–952.

9. **Chang, Y.-Y.** Mechanical properties and impact resistance of multilayered TiAlN/ZrN coatings / Y.-Y. Chang, C.-J. Wu // Surface and Coatings Technology, 2013. – Vol. 231. – P. 62–66.

10. Influence of residual stress on mechanical properties of TiAlN thin films / G. Cheng [et al.] // *Surface and Coatings Technology*, 2013. – Vol. 228. – P. 328–330.

11. Influence of boron ion implantation on the wear resistance of TiAlN coatings / Y. Zhu [et al.] // *Surface and Coatings Technology*, 2002. – Vol. 158-159. – P. 664–668.

12. Metallic and Ceramic Coatings (Eds. M. G. Hocking, V. Vasantasree, P. Sidky). – Harlow: Longman scientific & technical, 1989. – 670 p.

13. Ковальчук, А.В. Методический подход к созданию топокомпозита триботехнического назначения «сталь – PVD покрытие» / А.В. Ковальчук, Г.А. Ткаченко // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов* : Сб. науч. тр. : в 3 кн. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2014. – Кн. 1. – С. 164–174.

14. Восстановление деталей машин: Справочник / Ф.И. Пантелеенко [и др.]. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.

15. Воронин, Н.А. Вакуумные ионно-плазменные технологии упрочнения деталей машин триботехнического назначения / Н.А. Воронин, А.П. Семенов // *Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин*; под ред. А.П. Гусенкова. – М.: Наука, 1992. – С. 174–402.

16. The effect of steel substrate pre-hardening on structural, mechanical, and tribological properties of magnetron sputtered TiN and TiAlN coatings / F.F. Komarov [et al.] // *Wear*. – 2016. – Vol. 352-353. – P. 92–101.

17. Tribological Properties of Plasma Nitrided and Hard Coated AISI 4140 Steel / B. Podgornik [et al.] // *Wear*, 2001. – Vol. 249. – P. 254–259.

18. Shengli, M. The composite of nitrided steel and TiN coatings by plasma duplex treatment and the effect of pre-nitriding / M. Shengli // *Surface and Coatings Technology*, 2001. – Vol. 137. – P. 116–121.

19. Quesada, F. TiAlN coatings deposited by r.f. magnetron sputtering on previously treated ASTM A36 steel / F. Quesada, A. Marico, E. Restrepo // *Surface and Coatings Technology*, 2006. – Vol. 201. – P. 2925–2929.

20. Effects of plasma nitriding and TiN coating duplex treatment on wear resistance of commercially pure titanium / Y. Tong [et al.] // *Advanced Materials Research*, 2011. – Vol. 217-218. – P. 1050–1055.

21. Microstructural and tribological characterization of a nitriding / TiAlN PVD coating duplex treatment applied to M2 High Speed Steel tools / A.F. Rousseau [et al.] // *Surface and Coatings Technology*, 2015. – Vol. 272. – P. 403–408.

22. Берлин, Е.В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е.В. Берлин, Н.Н. Коваль, Л.А. Сейдман. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.

23. Polok, M. Comparison of the PVD coatings deposited onto plasma nitrided steel / M. Polok // *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*. – 2010. – Vol. 42. – No. 2. – P. 172–179.

24. Hardness properties and high-temperature wear behavior of nitrided AISI D2 tool steel, prior and after PAPVD coating / M.H. Staia [et al.] // *Wear*, 2009. – Vol. 267. – P. 1452–1461.

25. Табаков, В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента / В.П. Табаков. – М.: Машиностроение, 2008. – 311 с.

26. Способ измерения микротвердости тонких металлических покрытий : патент РФ № 2132546, G 01 N3/44 / А.Б. Чумиков, В.А. Анифьев ; заявитель АО «АвтоВАЗ»;/ опубл. 27.06.1999.

27. Лахтин, Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

28. Крукович, М.Г. Пластичность борированных слоев / М.Г. Крукович, Б.А. Прусаков, И.Г. Сизов. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.

29. Konstantinov, V.M. Surface engineering of slider valves of fluid power motors made of tool steels by using boriding saturation mixture / V.M. Konstantinov, V.G. Dashkevich, A.V. Kovalchuk // *Agricultural Engineering*. – 2015. – Vol. 47. – P. 1–6.

30. Воронин, Н.А. Актуальные проблемы создания топокомпозиций триботехнического назначения / Н.А. Воронин // *Механика и машиностроение*, 2011. – С. 695–698.

31. Игнатенко, П.И. О влиянии подложки на формирование состава, структуры и твердости нитридных и боридных пленок, полученных методами ионного осаждения / П.И. Игнатенко, Д.Н. Терпий, Н.А. Кляхина // *Журнал технической физики*. – 2009. – Т. 79. – № 7. – С. 101–107.

32. Воронин, Н.А. Топокомполиты – новый класс конструкционных материалов триботехнического назначения. Ч. 1 / Н.А. Воронин // Трение и износ. – 1999. – Т. 20 – № 3 – С. 533–544.

УДК 669.14:539.3+621.785.72

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
Н.Б. БАЗЫЛЕВ, канд. физ.-мат. наук
(ИТМО НАН Б),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ЛАЗЕРНОЙ
СВАРКИ И ЕЕ КОМБИНАЦИИ СО СВАРКОЙ ТИГ
ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ
СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Mn-Si.
Сообщение 1. ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ СВАРИВАЕМОГО
МЕТАЛЛА НА ВЕЛИЧИНУ УДЕЛЬНОГО РАСХОДА
ЭЛЕКТРОЭНЕРГИИ И ПОГОННОЙ ЭНЕРГИИ СВАРКИ**

Лазерная сварка на сегодняшний день является наиболее современным способом сварки металлических частей и поэтому привлекает к себе все большее внимание, поскольку в некоторых случаях этот вид сварки может оказаться единственным процессом, который может обеспечить качественное соединение трудносвариваемых материалов и конструкций. Основная трудность, возникающая при лазерной сварке – это стык, который должен быть безззорным. При зазоре даже в десятые доли миллиметра металл может потечь, что снизит прочность сварного соединения [1, 2].

Для преодоления этого негативного явления лазерную сварку комбинируют с различными традиционными видами сварки, такими как МИГ, ТИГ или плазменной сваркой (гибридная лазерная сварка), а при добавлении присадочного материала в процесс можно получить удовлетворительное качество соединения даже при большом и неровном зазоре стыка [3, 4].

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния различных технологических факторов лазерной сварки на удельный расход электроэнергии $P/v_{св}$ и погонной энергии $q/v_{св}$ при