

ФОРМИРОВАНИЕ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ МОНОСЛОЙНЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА

В предыдущих наших публикациях, посвященных анализу основных закономерностей формирования монослойных ионно-плазменных покрытий, рассмотрены изменения фазового состава, структуры и свойств поверхности, на которую наносятся покрытия этого вида [1 – 3], а также вопросы формирования их равноструктурных свойств, определяемых рентгеновским флюоресцентным методом и изменения структуры и свойств покрытий в зависимости от положения детали относительно катода [4 – 5]. Настоящая публикация завершает обсуждение проблемы формирования служебных (эксплуатационных) свойств монослойных ионно-плазменных нитридных титановых покрытий.

Для получения эксплуатационных свойств покрытия нитрида титана необходимо комплексное воздействие на материал: исходную поверхность, кинетические параметры процесса, а также на готовую структуру покрытия.

Основная задача при подготовке исходной поверхности заключается в создании оптимальных геометрических, энергетических и структурных параметров, формирующих наибольшую плотность и равномерность покрытия. Так как формирование покрытия зависит и от степени чистоты поверхности, то вопросам окончательной очистки подготовленной структуры должно уделяться большое внимание. Многие технологические процессы очистки поверхности включают ультразвуковую обработку, как наиболее перспективную [1 – 4]. Контроль качества очистки поверхности можно осуществлять по величине поверхностных потенциалов [4 – 5].

Некоторые эксплуатационные свойства покрытия такие, как стабильность, коррозионная стойкость и фреттингостойкость можно обеспечить путем обработки уже полученного покрытия. Такая обработка, по всей видимости, должна улучшить свойства покрытия и избавить его от некоторых недостатков. Однако наиболее перспективным способом улучшения эксплуатационных характеристик является вторая группа, то есть параметры процесса.

Рассмотрим влияние покрытий на механические свойства композита «металл-покрытие» из нитрида титана. Так как нитрид титана в большинстве случаев применяли в качестве износостойкого покрытия для режущего инструмента, то вопрос влияния его на конструкционную прочность и надежность материала подложки естественно не рассматривался. В связи с опробованием этого покрытия в качестве несущего для ответственных деталей, вопрос влияния его на конструкционную

прочность и надежность металла подложки становится весьма актуальным, тем более, что литературных данных, всесторонне освещающих эту проблему в настоящее время очень мало.

Проведенные нами исследования материала 11Х11Н2В2МФ на статический изгиб показали, что образцы с покрытием имеют большие значения как максимальных изгибающих напряжений $\sigma_{изг}^{max}$, так и пластического $f_{пл}$ и полного прогиба $f_{полн}$, чем образцы без покрытия (табл. 1). Особенно наглядно это видно на диаграммах деформации этих сплавов.

Таблица 1 – Изменение характеристик прочности и пластичности при статическом изгибе в зависимости от состояния поверхности

Марка материала	σ_{ϵ} , МПа	Состояние поверхности	Механические характеристики			
			σ^{max} , МПа	$f_{пл}$, мм	$f_{полн}$, мм	H_{μ} , МПа
ЭИ 962	1300	без покрытия	1555	1,95	7,5	4000
		покрытие	1745	4,75	не разрушен	16550
	950	покрытие	1730	3,84	7,49 плавный изгиб без разрушения	15550
		снятое покрытие	1630	2,05	5,96	3500

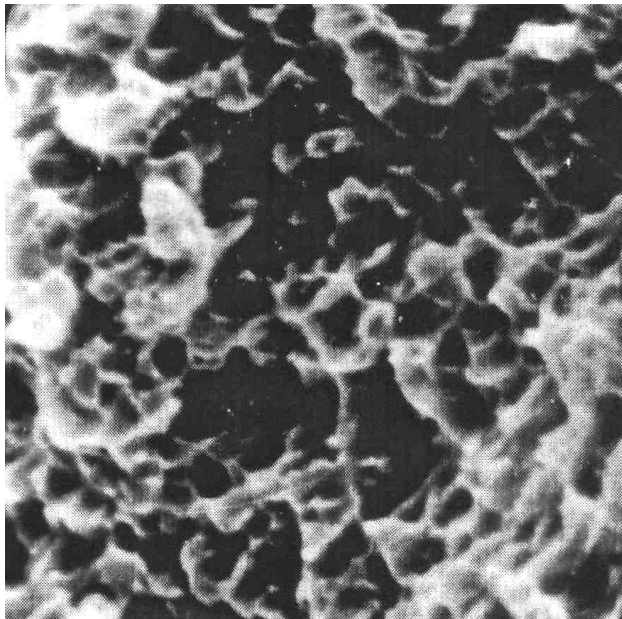
После нанесения покрытия поверхностная микротвердость у 11Х11Н2В2МФ повысилась до 16550 МПа, однако, несмотря на это, работоспособность поверхности не нарушилась. Если у образца без покрытия (поверхностная твердость 4000 МПа) образовалась магистральная трещина и произошло хрупкое разрушение, то образец с покрытием (поверхностная твердость 16550 МПа) разрушался пластически с образованием на поверхности сетки надрывов без развития магистральной трещины.

Проведенные фраттографические исследования излома стали 11Х11Н2В2МФ показали, что характер излома сердцевин образцов с покрытием и без покрытия одинаков (рис.1, а, б). Разная структура изломов наблюдается только в поверхностной области (рис. 1, в, г).

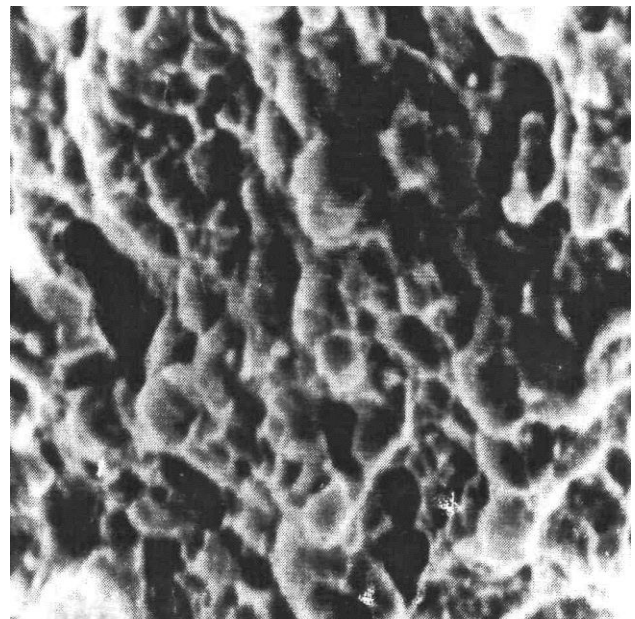
У образца с покрытием по границе металл-покрытие наблюдается пластическая зона. Можно предположить, что трещины, зарождающиеся в высокотвердом поверхностном слое по мере приближения к границе покрытия, тормозятся в пластичном барьерном слое титана. Приграничный слой основного металла, обработанный в процессе ионной очистки, по-видимому, также обладает повышенной работоспособностью, что в

конечном результате приводит к увеличению работоспособности всего конструкционного материала.

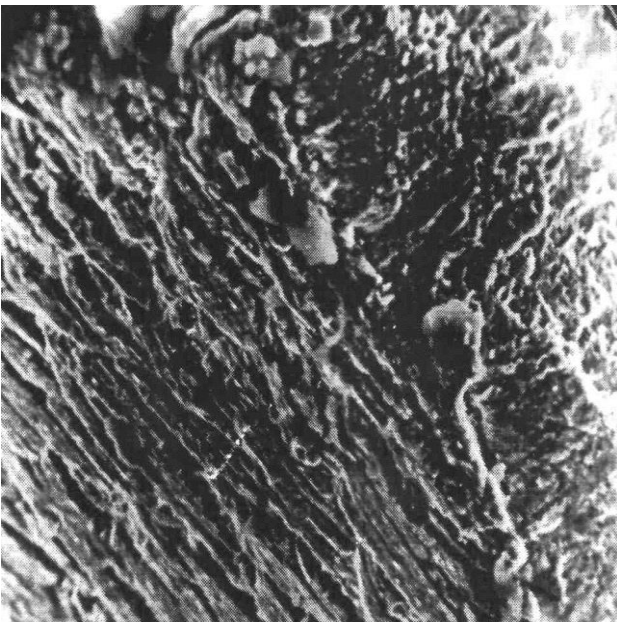
Поверхность в зоне излома образцов с покрытием изолирует сеткой мелких трещин размером от нескольких мкм до десятков мкм (рис. 2).



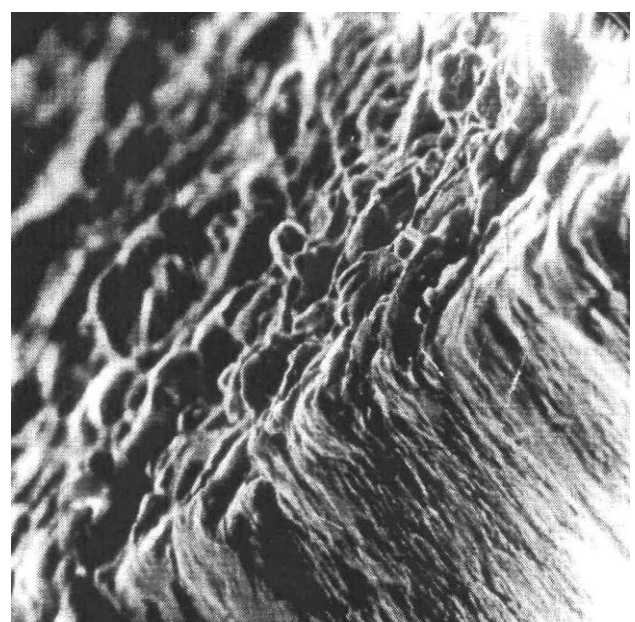
а



б



в



г

Рисунок 1 – Фрактографии излома образцов из стали 11Х11Н2В2МВФ: сердцевины излома образца: а – с покрытием, б – без покрытия; края излома образца: в – с покрытием, г – без покрытия

У образцов без покрытия в зоне излома наблюдается разрыхление поверхности и образование глубокой трещины (рис. 3). Такое состояние поверхности указывает на большую несущую способность его при наличии покрытия TiN.



×800

Рисунок 2 – Структура поверхности стали 11X11H2B2MФ в зоне разрушения.

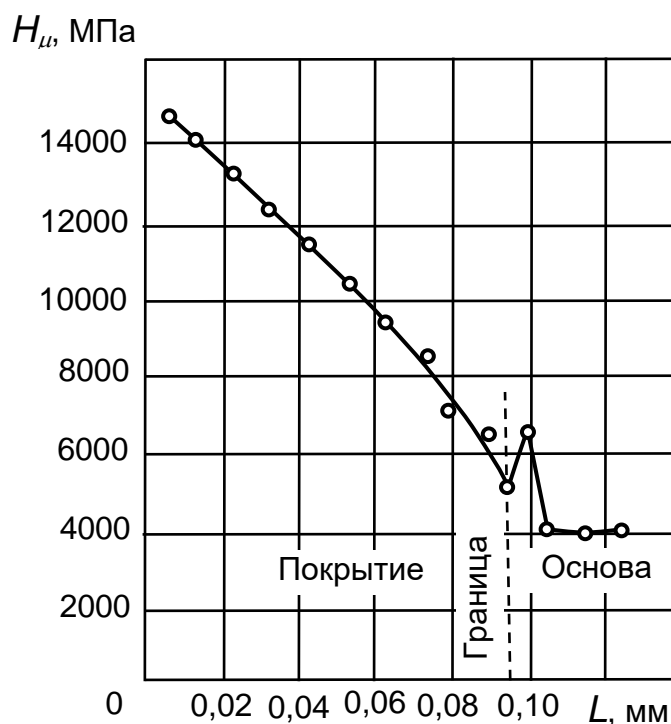


Рисунок 3 – Изменение микротвердости у сплава BT3 на границе раздела с покрытием TiN

У сплава BT-23, несмотря на то, что поверхностная твердость в состоянии поставки после нанесения покрытия увеличилась с 3070 единиц H_{μ} до 16500 единиц H_{μ} , наблюдается пластичный излом. После образования трещины разрушение образца не происходит, то есть наблюдается постепенное плавное раскрытие трещины. На образце без покрытия образование трещины приводит к хрупкому разрушению образца.

Исследования разрушений титановых сплавов с покрытием TiN показали, что в отличие от сталей, которые имеют плавное изменение значений микротвердости композиции металл-покрытие, у титановых сплавов наблюдается повышение значений микротвердости. Так у сплава BT3 на границе раздела с покрытием TiN наблюдается резкое повышение значений микротвердости с 4670 до 6150 МПа (рис. 3). Связано это с тем, что из-за низкой теплопроводности поверхность титановых сплавов интенсивно нагревается по сравнению с основой при ионной бомбардировке. Это может приводить к дополнительному обогащению поверхности остаточным кислородом, а также, из-за большого градиента температур поверхности и основы, к образованию мелкодисперсных псевдочастиц TiN с высокой твердостью. Для устранения этого недостатка необходимо снижать температуру очистки и активизации поверхности титановых сплавов, а также производить конденсацию промежуточного буферного слоя Ti функционального слоя TiN с понижением энергетических параметров технологического процесса, что положительно сказывается на служебных свойствах композита Ti-покрытия.

Повышение работоспособности конструкционных материалов наблюдается и при формировании покрытий из пластичных материалов. При напылении алюминиевого покрытия на подложку из стали 11X11H2B2MФ наблюдается улучшение всего комплекса механических свойств, особенно сопротивления усталостному разрушению, которое увеличивается в 2...8 раз (табл. 2), распределение микротвердости в композите металл-Al происходит с уменьшением значений микротвердости от подложки к поверхности покрытия (рис. 4).

Таблица 2 – Изменение механических свойств стали 11X11H2BMФ после нанесения покрытия Al методом КИБ

Вид испытания	Исследуемые свойства	Вид обработки	
		Исходное	Покрытие Al
Растяжение	Предел прочности σ_{ϵ} , МПа	97,5...99,7/98,6	98,2...101,2/100
	Предел упругости σ_{02} , МПа	90,3...92,6/90,7	89,4...93,5/91,5
	Относительное удлинение δ , %	10,7...12,0/11,3	7,0...10,5/8,7
	Локальное удлинение $\Delta l_i / l$, %	60...90/73	60...80/70
Изгиб статический	Предел пластичности $\sigma_{пл}$, МПа	94,8	101,2
	Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа	128,0	168,0
	Угол изгиба зоны пластичности до разрушений	2,0 не разрушен	2,55 не разрушен
Усталость $\sigma = 500$ МПа	$N_{min} - N_{max} / N_{cp}$	68000...262000/ 185000	126000...763000/ 523000

Примечание: Числитель: наименьшие и наибольшие показатели; знаменатель – средние значения.

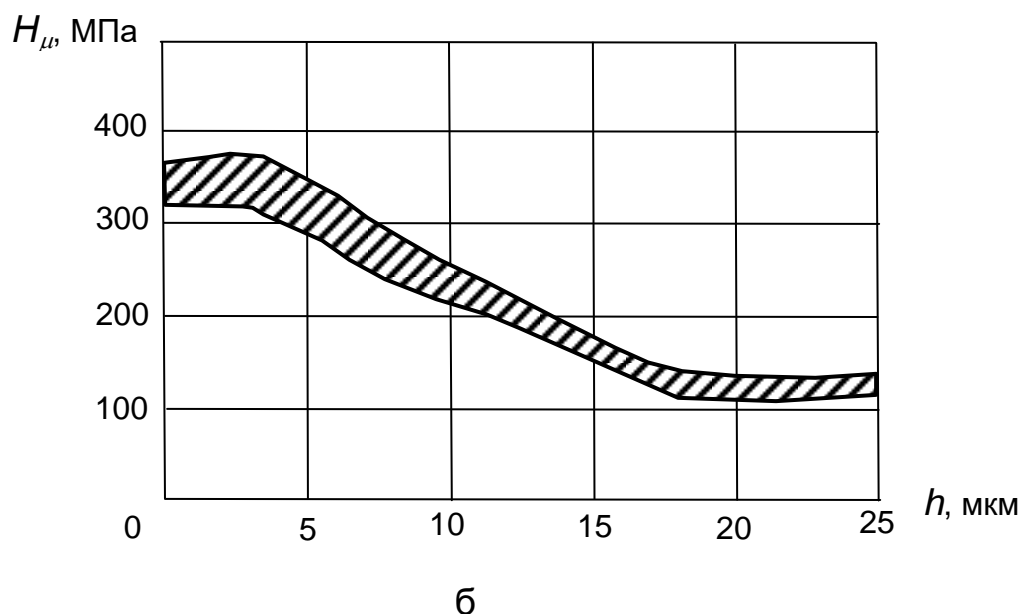
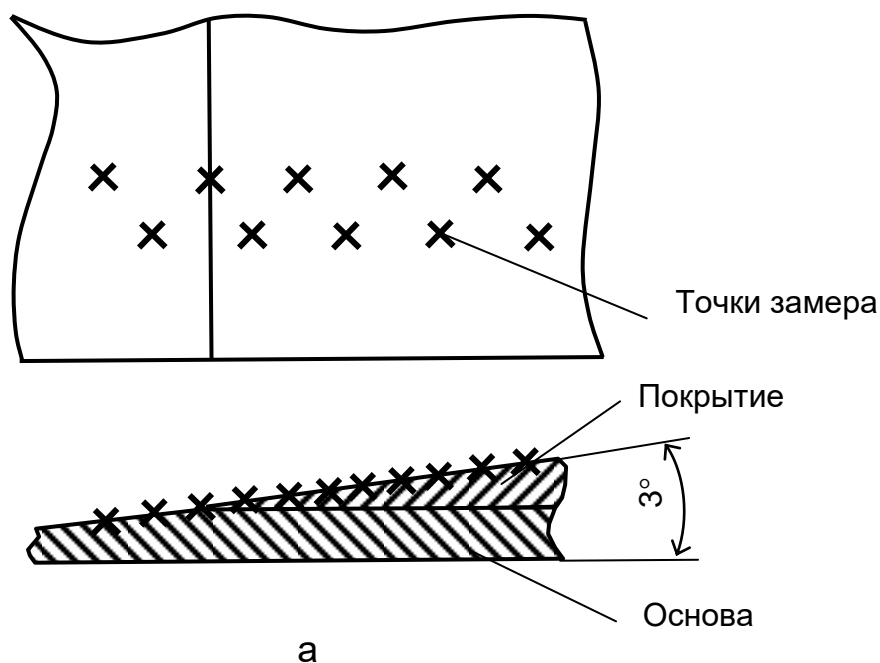


Рисунок 4 – Распределение микротвердости (H_{μ}) по толщине покрытия:
а – схема замера; б – распределение микротвердости

Нитрид титана обладает высокой коррозионной стойкостью, а стойкость покрытия на основе нитрида титана зависит от многих факторов. Сведения в литературе о противокоррозионной стойкости покрытий на основе нитрида титана крайне ограничены. Полученные при различных режимах процесса осаждения покрытия существенно отличаются по защитным свойствам. По мнению автора работы [6] защитные и декоративные свойства осаждаемых тонких покрытий нитридом титана определяются структурой образующегося покрытия, которая в свою очередь зависит от кинетических параметров процесса и взаимосвязана с химическим составом и структурой подложки.

Важнейшей характеристикой защитных свойств покрытий является адгезия к основе, которая определяется, в основном, химическими и диффузионными силами. Ионно-вакуумные покрытия нитридами металлов обладают достаточно высокой адгезией, поэтому есть все основания полагать, что покрытие нитридом титана может быть эффективным средством защиты от коррозии. Кроме того, защитная способность покрытия в значительной степени зависит от равномерности напыления от площади и толщине покрытия, а также от его пористости. Только при выполнении этих условий можно утверждать, что покрытие нитридом титана будет эффективным защитным средством от коррозии.

Формирование защитной способности покрытия начинается с подготовки исходной поверхности. Вопросам подготовки поверхности металла перед нанесением покрытия уделяется очень большое внимание в литературе. Это связано, прежде всего, с тем, что к покрытию предъявляются высокие эксплуатационные требования при малых его толщинах, (максимальная рекомендуемая толщина 8...10 мкм). От подготовки поверхности зависит толщина, равномерность и сплошность образования покрытия. Так как при адсорбции активных атомов кристаллизация на начальной стадии начинается не хаотично, а преимущественно на местах поверхности с более высоким уровнем энергии, которыми являются точки структурной или химической неоднородности, то создание равномерной поверхностной структуры с достаточно плотной концентрацией центров кристаллизации является важным этапом подготовки поверхности. Достигнуть этого результата можно путем повышения энергетического уровня всей поверхности за счет лимитированного уровня наклепа, а также за счет увеличения максимальной плотности поверхностных микронеровностей, либо полного их устранения в результате электрохимической полировки.

Повышение плотности поверхностных микронеровностей необходимо производить без увеличения их высоты, иначе толщина покрытия становится соизмеримой с высотой неровностей, что может привести к нарушению сплошности покрытия и его неравномерности. Так пескоструйная обработка поверхности стали 11X11H2B2MФ привела к увеличению R_z с 5,7 мкм до 10 мкм, при последующем нанесении покрытия величина R_z составила 11 мкм. При нанесении покрытия на поверхность без предварительной пескоструйной обработки значения R_z практически не изменялись и составили 5,6 мкм.

Проведенные исследования показали, что параметры шероховатости поверхности в процессе нанесения покрытия меняются незначительно, однако при этом профилограммы исходной поверхности и после нанесения покрытия имеют существенное различие (рис. 5).

Это различие связано с формированием на поверхности мелкодисперсных фракций покрытия TiN, отчетливо выявляемых на поверх-

ностной микроструктуре. Причем профиль формирующегося покрытия полностью повторяет исходный профиль подложки (рис. 6) и может служить оценочной характеристикой качественного ведения процесса. Так при толщинах 6...8 мкм процесс нанесения покрытия только тогда изменяет исходный профиль поверхности, когда образуются капельные фазы или другие аномалии процесса.

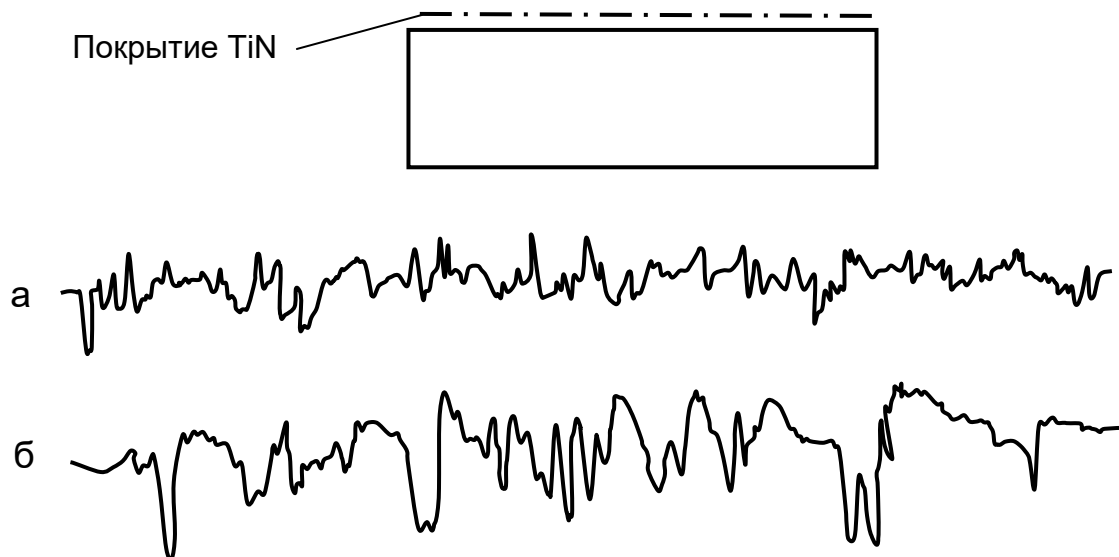


Рисунок 5 – Профилограммы поверхностей образца стали 11X11H2B2MФ с покрытием TiN (а) и без покрытия (б):
 а – шероховатость поверхности $R_a=0,52$; $R_z=4,05$; $R_m=4,95$;
 б – шероховатость поверхности $R_a=0,9$; $R_z=4,75$; $R_m=7,2$

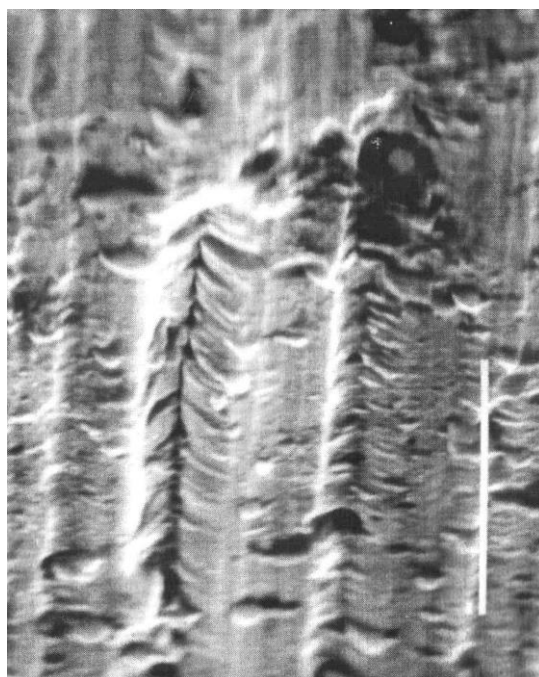


Рисунок 6 – Формирование структуры покрытия TiN по поверхности подложки ($\times 400$)

Чем ниже значения R_a , тем дольше поверхности участвуют в формировании центров зарождения покрытия, однако, по-видимому, все же существует оптимальные значения R_a , ниже которых работоспособность покрытия ухудшается за счет возникновения сил молекулярного взаимодействия. Оптимальные значения R_a находятся в пределах 0,3...0,1 мкм, а значения R_z в пределах 0,4...0,2 мкм.

При интенсивной ионной очистке возможно выравнивание профиля поверхности, однако необходимо помнить, что при этом значительно увеличивается температура подложки.

Проведенные нами исследования показали, что коррозионная стойкость основного металла и покрытия нитридов титана в большой степени прежде всего, зависит от подготовки поверхности. Если при испытании образцов с исходной поверхности в специальной электрохимической ячейке четко прослеживалась переходная зона при исследовании на профилемере, то после пескоструйной обработки четкая граница зоны коррозионного поражения отсутствует, и наблюдаются отдельные очаги коррозии. В случае наличия на поверхности этих образцов покрытия нитридом титана профилограмма поверхности несколько меняется. Так, в случае исходной поверхности с покрытием нитридом титана переходная зона и коррозионная зона не наблюдаются, и шероховатость остается постоянной. При наличии пескоструенной поверхности с покрытием нитридом титана явных очагов коррозии не наблюдается, хотя общая коррозионная стойкость падает из-за того, что толщина покрытия становится соизмерима с высотой неровностей, и количество пор в покрытии возрастает. Проведенные испытания в камере солевого тумана показали плохие результаты по коррозионной стойкости (табл. 3).

Таблица 3 – Испытания образцов стали 13X11H2B2MФ с покрытием TiN в камере солевого тумана (КСТ) (после прогрева при 300° С в течение 100 часов)

Материал	Срок выдержки в КСТ	
	15 суток	1 месяц
13X11H2B2MФ	70% поверхности с налетом продуктов коррозии	100% поверхности в налете продуктов коррозии
13X11H2B2MФ +покрытие TiN	50% поверхности покрытой налетом продуктов коррозии	70% поверхности в ржавых пятнах продуктов коррозии
13X11H2B2MФ +смазка ЦИАТИМ 221	Поверхность без изменений	На поверхности ржавые пятна продуктов коррозии
13X11H2B2MФ +покрытие TiN + смазка ЦИАТИМ 221	Поверхность без изменений	На поверхности большое количество налета продуктов коррозии

В связи с получением отрицательного результата, были проведены исследования по выявлению взаимосвязи коррозионной стойкости с кинетическими параметрами процесса напыления. В частности, исследовалась взаимосвязь ориентации подложки по отношению к источнику напыления, т.е. углу наклона подложки и смещение центра подложки от вертикальной оси через источник напыления. Результаты потенциостатического исследования, зависимость электрохимического поведения стали с покрытием от расстояния от центра стола при нанесении покрытия, представлены на рис. 7.

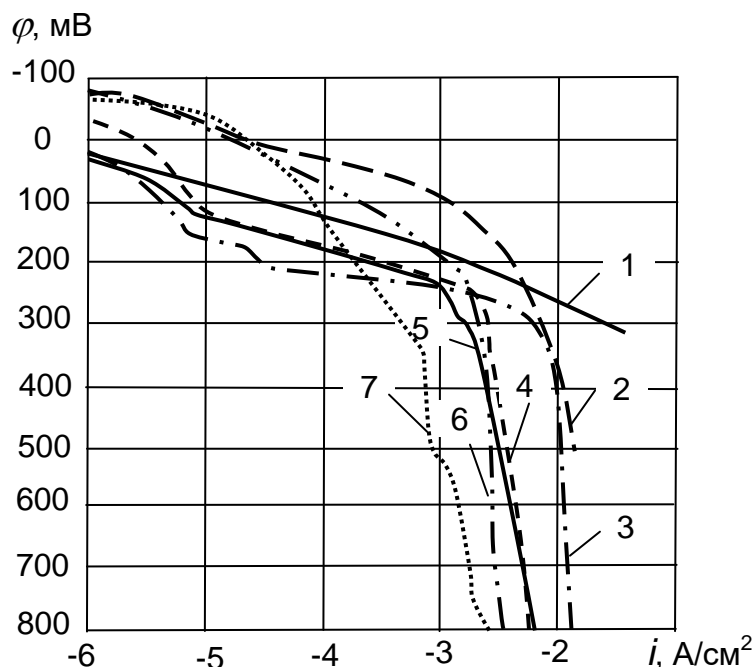


Рисунок 7 – Зависимость скорости растворения от потенциала образцов стали 13X11H2B2MФ в состоянии поставки и покрытием TiN:
 1 – состояние поставки; 2 – 7 с покрытием (расположение образцов относительно центра стола): 2 – 159 мм; 3 – 0 мм; 4 – 30 мм; 5 – 120 мм; 6 – 60 мм; 7 – 90 мм)

По характеру кривых видно, что анодное растворение стали 13X11H2B2MФ (кривая 1) идет со значительным нарастанием скорости (резкое увеличение плотности тока со сдвигом потенциала в положительную сторону от значения стационарного потенциала), в то время, как нанесение покрытия нитрида титана тормозит этот процесс (кривые 2 – 7). По достижении критической плотности тока порядка до 10^{-2} A/cm^2 процесс резко замедляется, и металл под покрытием переходит в пассивное состояние (постоянная плотность тока при смещении потенциала в положительную область).

По электрохимическим характеристикам оптимальным размещением образцов при нанесении покрытия является диапазон 30...90 мм от центра загрузочного стола. При этом наилучшими электрохимическими параметрами обладают образцы, расположенные на расстоянии 90 мм

от центра стола. Наихудший результат имеют образцы, расположенные на максимальном удалении от центра (150 мм), центральное расположение образца также не показало хороших результатов.

Таким образом, по коррозионной стойкости покрытие, полученное в одной садке, не является однородным по длине загрузочного стола. По-видимому, это объясняется как разнотолщинностью, так и пористостью образующегося покрытия.

Проведенные исследования зависимости скорости растворения потенциала при различных углах наклона к поверхности показало значительный разброс данных. Так кривые зависимости скорости растворения от потенциала для образцов с одинаковым углом наклона не имеют сходимости, и только у образцов, расположенных под углом 45° к поверхности загрузочного стола, кривые почти полностью слились. Причиной такого разброса может служить только нестабильность процесса нанесения покрытия.

Таким образом, исследования защитной способности ионно-плазменных покрытий показали существенную зависимость ее от плотности и пористости образующихся соединений. Применение плазм других металлов показало, что пористость при образовании монопровитий слабо зависит от природы металла, и только при обработке поверхности плазмой Al удалось получить почти беспористое покрытие на стали 30ХГСА (рис. 8).

Уже на стадии ионной бомбардировки на поверхности образуется тонкий модифицированный плотный слой, состоящий из Al и Al_2O_3 , при этом исходная пористость существенно уменьшается. Такое действие плазмы Al объясняется тем, что при работе легкоплавкого катода наряду с электронноионной компонентой образуется большое количество макрочастиц различных размеров. При ионной бомбардировке они почти полностью перекрывают обрабатываемую поверхность, конденсация приводит к 100% образованию плотного покрытия, состоящего из большого количества макрочастиц Al (рис. 9).

Процесс эксплуатации покрытий – это прежде всего воздействия внешних усилий, температуры, агрессивной среды и времени. Наличие на поверхности покрытия слоя с микротвердостью свыше 12000 МПа, при высокой адгезионной связи металл-покрытие, обеспечивает износостойкость этого соединения. Вопрос взаимодействия этих соединений с окислительной атмосферой при повышенной температуре носит гораздо более сложный характер.

Уже при низких температурах на нитриде образуется тонкий слой твердого раствора TiN-TiO подобный псевдоаморфным слоям, наблюдавшимся при окислении металлов. По достижению определенной критической толщины этот слой во внешней своей части начинает превращаться в Ti_2O_3 и TiO_2 . Диффузия кислорода через слой твердого раствора TiN-TiO связана со значительной кажущейся энергией активации –

54,94 ккал/моль. Энергия активации для первого этапа окисления (химическое взаимодействие нитрида с кислородом) составляет 44,9 ккал/моль. Заметное окисление нитрида титана начинается при температурах выше 700°C. По известным данным при 850°C порошок TiN полностью окисляется менее чем за 10 мин. Поверхностный слой нитрида титана толщиной меньше 1 мкм полностью разрушается на воздухе за несколько часов при 700°C.

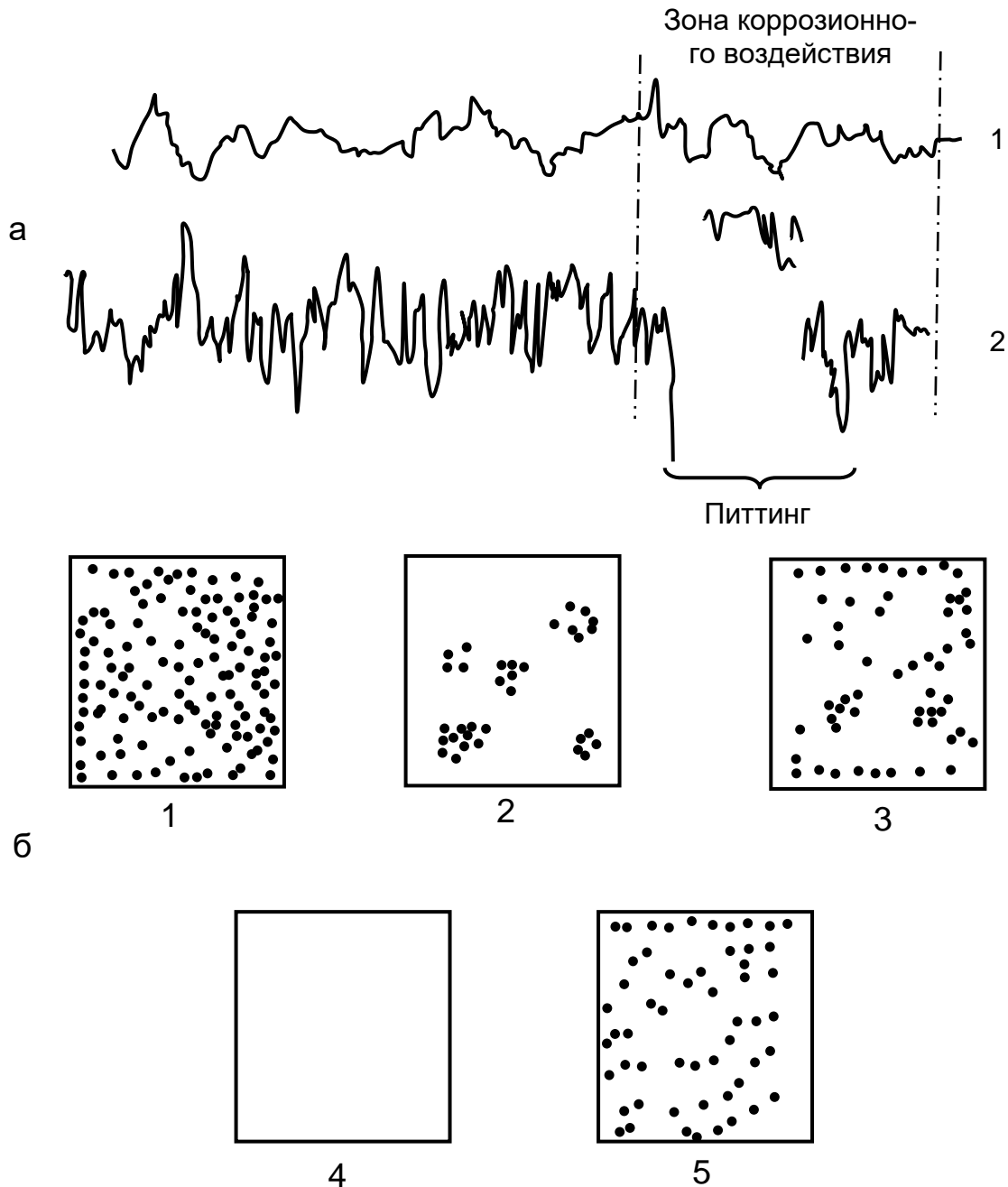


Рисунок 8 – Зависимость коррозионной стойкости стали 30ХГСА от вида покрытия: а – профилограммы поверхности покрытия с разной шероховатостью: 1 – $R_a = 0,32$; $R_a = 1,4$; б – открытая пористость монослойных покрытий: 1 – исходное состояние; 2 – покрытие Ti; 3 – покрытие Cu; 4 – покрытие Al; 5 – покрытие Fe-Cr-Ni

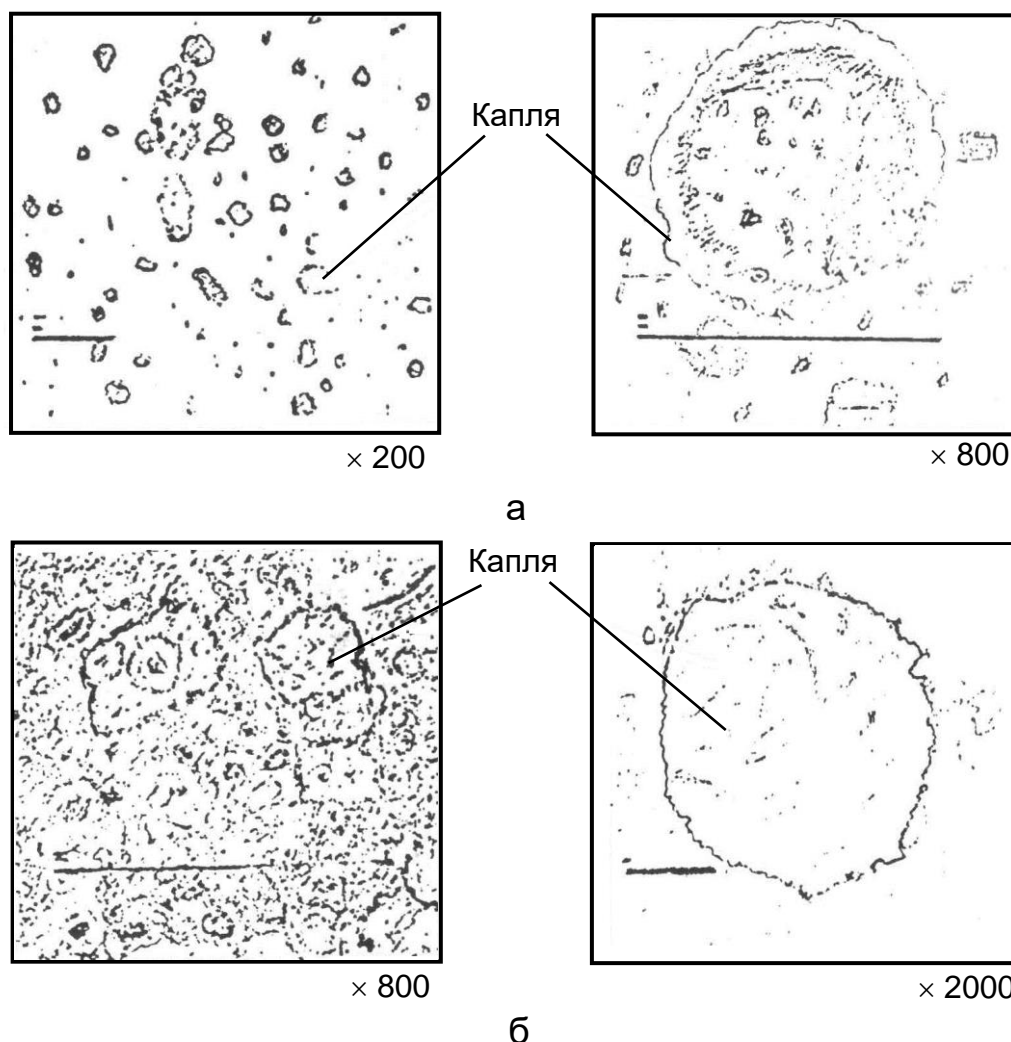
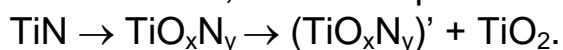


Рисунок 9 – Структура поверхности стали 30ХГСА: а – после ионной обработки плазмой Al; б – после конденсации покрытия из Al

До степени окисления 40% в равновесии с газовой фазой находится только твердый раствор (по типу замещения) азота и кислорода в титане, а затем в самостоятельную фазу выделяется TiO_2 . Если за компоненты твердого раствора принять TiN и TiO , которые имеют достаточно широкие области гомогенности, то в равновесии с TiO_2 может находиться только насыщенная кислородом закись $TiO_{1,18}$.

Последовательность фазовых превращений при окислении нитрида титана (стехиометрического состава) в равновесных условиях, до значения степени окисления $\leq 70\%$, можно выразить схемой



Индекс (') относится к раствору предельного состава.

В токе кислорода порошкообразный нитрид сгорает уже при температурах 700...800°C. Окисление протекает по уравнению



При этом образуется только фаза рутила и выделяется азот, который диффундирует через слой окиси наружу.

Исследование окисления нитрида титана в области гомогенности показало, что, несмотря на то, что оно подчиняется линейно-параболическому закону, поверхностной пленки на образце нет. По-видимому, кислород воздуха, диффундируя в образце, занимает вакантные места, и устойчивость образца, таким образом, сохраняется до температур 600...1000°C, но его электросопротивление при этом несколько изменяется.

Наличие большой дефектности структуры, высоких остаточных макронапряжений приводит к снижению температуры начала интенсивного взаимодействия с кислородом воздуха при эксплуатационных нагревах. Так, уже в интервале 300...400°C наблюдается изменение микротвердости покрытия TiN (рис. 10).

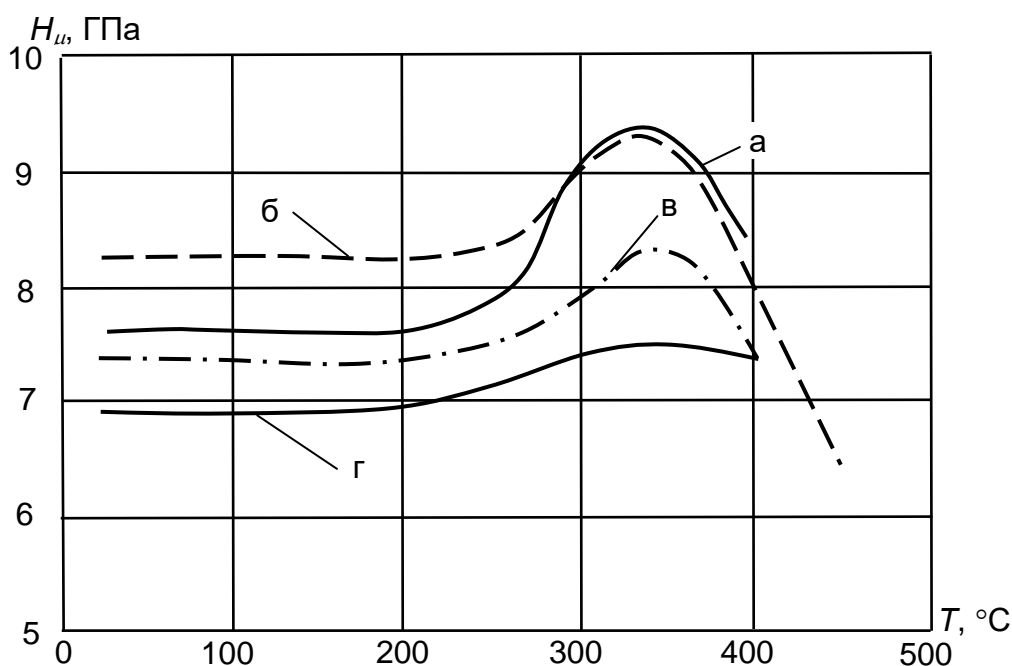


Рисунок 10 – Изменение поверхностной микротвердости (H_0^{50}) в зависимости от температуры нагрева образцов с покрытием TiN: а – 11X11H2B2MФ (установка МИР); б – 11X11H2B2MФ (установка Булат-3Т); в – 07X16H6 (самодельная установка – метод КИБ); г – 11X11H2B2MФ (самодельная установка – метод КИБ)

Такое изменение микротвердости может быть связано с выделением вторичных нитридов из пересыщенных неравновесных твердых растворов или с началом диффузии кислорода по вакансиям вглубь покрытия, когда процесс окисления еще не происходит, а происходит только заполнение пустот. При температуре свыше 400°C наблюдается снижение значений микротвердости, что, по-видимому, уже связано с началом процесса окисления.

Исследования с помощью оже-спектрометра показали, что нитридные покрытия имеют большую нестабильность по азоту (рис. 11). Процесс окисления сопровождается, прежде всего, заполнением этих пустот кислородом (рис. 11).

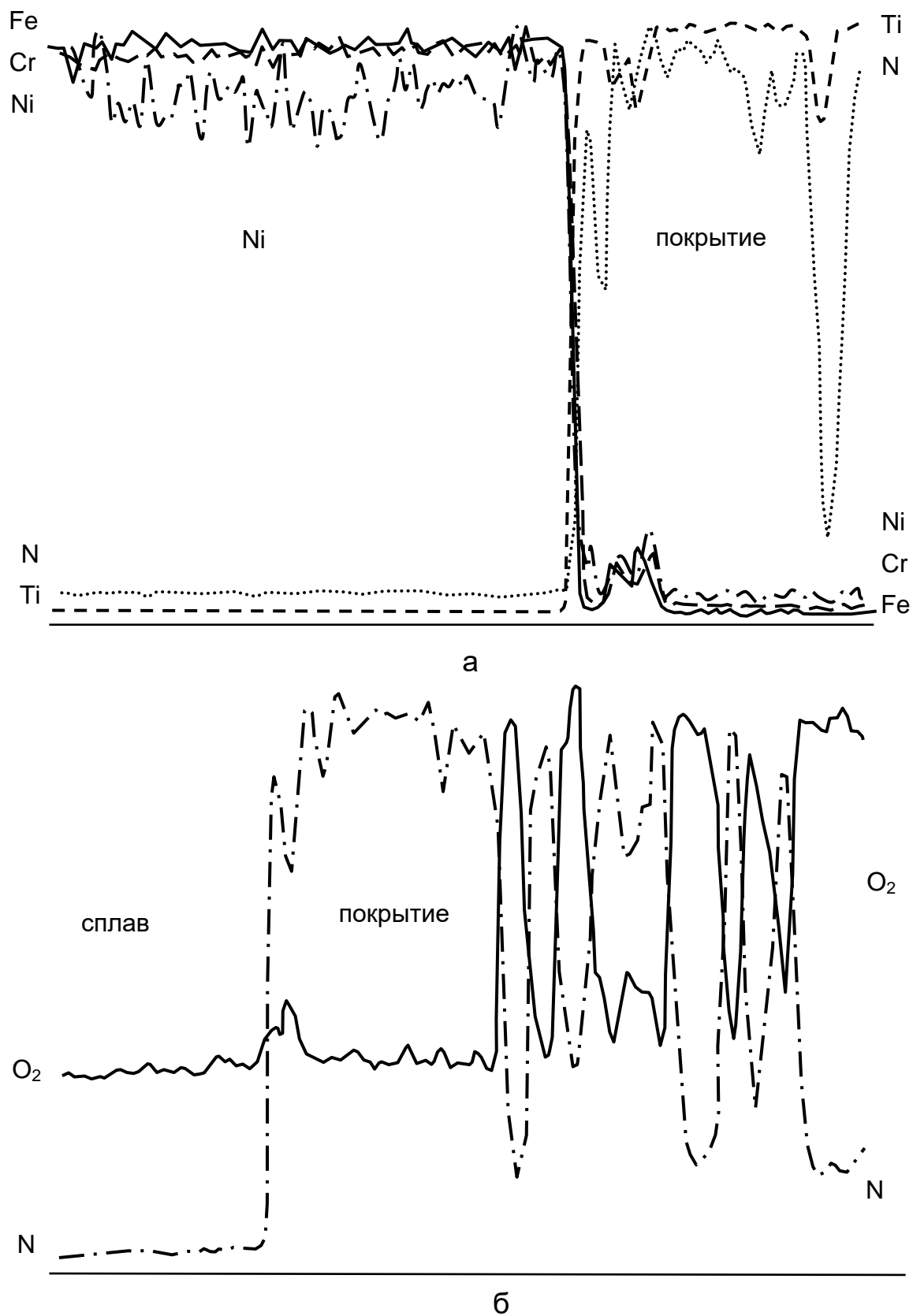


Рисунок 11. – Распределение элементов по толщине композита сталь 11ХН2В2МФ с покрытием TiN: а – исходное состояние; б – после окисления на воздухе ($T = 500^{\circ}\text{C}$; время – 15 мин)

Стабильность свойств композита металл-покрытие в значительной степени зависит от равномерности распределения элементов покрытия по его толщине. Так при нанесении α -Ti на подложку наблюдается равномерное его распределение по толщине покрытия и только на границе раздела металл-покрытие образуется диффузионная зона элементов подложки и покрытия. Нанесение на подложку покрытия более сложного состава (Ti-Al-V-Sn) приводит к неравномерности распределения элементов по его толщине. Так в приграничной области в подложке наблюдается максимальное количество Al, которое затем убывает по мере приближения к подложке. Такое распределение Al в покрытии связано, скорее всего, с факторами разогрева подложки и катода, когда наличие высоких температур затрудняет осаждение легкого элемента.

Так как структура покрытий находится в напряженном неравновесном состоянии, длительные условия эксплуатации должны влиять на перераспределение элементов в покрытии. Длительная выдержка в течение 10 лет показала, что интенсивная диффузия азота в подложку наблюдается только при отсутствии на границе металл-покрытие буферного запирающего подслоя из α -Ti.

Выводы

1. Показано, что обработка поверхности конструкционных материалов в вакуумной камере потоком активных плазм различных металлов с целью получения покрытий различного функционального назначения увеличивает их работоспособность.

2. Установлено, что защитная способность покрытий определяется величиной их дефектности и получение заданного уровня коррозионной стойкости для монопокрытий представляет собой сложную задачу, которую можно легко решить с помощью многослойных покрытий.

3. Стабильность свойств композита «металл-покрытие» зависит от равномерности распределения элементов покрытия по его толщине. Показано, что наличие промежуточного буферного слоя α -Ti обеспечило стабильность элементов покрытия TiN в течение 10 лет.

Список использованных источников

1. Бычков, А.С. Структура покрытий, формирующихся при конденсации [Текст] / А.С. Бычков // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ». – Вып. 2(86). – Х., 2016. – С. 26 – 30.

2. Бычков, А.С. Изменение свойств поверхности деталей на различных этапах формирования вакуумных ионно-плазменных покрытий. Сообщение 1. Неразрушающий контроль поверхностных слоев материала. Изменение состояния поверхности на технологическом этапе пред-

варительной очистки [Текст] / А.С. Бычков // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ». – Х., 2016. – Вып. 73. – С. 31 – 43.

3. Бычков, А.С. Изменение свойств поверхности деталей на различных этапах формирования вакуумных ионно-плазменных покрытий. Сообщение 2. Очистка в тлеющем разряде и при ионной бомбардировке поверхности. Свойства оксидов при технологическом нагреве [Текст] / А.С. Бычков // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ». – Х., 2016. – Вып. 74. – С. 64 – 77.

4. Бычков, А.С. Изменение фазового состава при формировании монослойных ионно-плазменных титановых покрытий [Текст] / А.С. Бычков // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ». – Вып. 3 (87).– Х., 2016. – С. 91 – 98.

5. Бычков, А.С. Изменение структуры и свойств поверхности при формировании монослойных ионно-плазменных титановых покрытий [Текст] / А.С. Бычков, А.Г. Моляр // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ». – Вып. 4(88).– Х., 2016. – С. 90 – 104.

6. Петров, Л.М. Формирование фазового состава, структуры и свойств функциональных ионно-плазменных покрытий для деталей широкого применения и инструмента [Текст]: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01 / Петров Леонид Михайлович. – М., 2000. – 280 с.

Поступила в редакцию 22.02.2017.

*Рецензент: д-р техн. наук, проф. В.Е. Гайдачук,
Национальный аэрокосмический университет
им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков.*