УДК 621.785

ДИФФУЗИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ТИТАНА И АЛЮМИНИЯ С УЧАСТИЕМ БАРЬЕРНОГО СЛОЯ TiN НА СТАЛИ 12Х18Н10Т

Хижняк В.Г., *д.т.н., профессор кафедры металловедения и термической обработки*
Аршук М.В., *ассистент кафедры металловедения и термической обработки* (marina351@rambler.ru)
Дацюк О.Э., *аспирант*

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»
(03056, Украина, г. Киев, пр. Победы, 37)

Аннотация. Исследованы фазовый и химический составы, структура и микротвердость диффузионных покрытий, содержащих титан и алюминий, на образцах из стали 12Х18Н10Т. В зависимости от вида обработки на стали образуются многослойные покрытия на основе карбида и нитрида титана, интерметаллидов и оксидов титана, алюминия, никеля, хрома, железа, а также твердых растворов титана и алюминия в аустените. Установлено, что при химико-термической обработке слой нитрида титана выполняет функцию барьера, замедляющего диффузию алюминия и титана в основу, а компонентов основы – в покрытие.

Ключевые слова: сталь 12Х18Н10Т, покрытия, азотирование, титаноалитирование, азототитаноалитирование, нитрид титана, карбид титана, барьерный слой.

Повышение работоспособности стали 12Х18Н10Т является актуальной задачей [1, 2] и решение ее с применением способов поверхностного легирования методами химико-термической обработки представляется перспективным [3 – 5].

Решение поставленной в работе задачи получения на стали 12Х18Н10Т комплексных покрытий, сочетающих жаро- и коррозионную стойкость с высокой износостойкостью имеет научный и практический интерес. В настоящее время показана целесообразность использования комплексного насыщения сплавов титаном и алюминием [4, 6, 7]. Титаноалитированные покрытия, полученные на техническом железе, углеродистых сталях, жаропрочных сплавах, имеют хорошую износостойкость и высокую жаростойкость в атмосфере продуктов сгорания органического топлива, содержащих серу и пары морской воды.

Ресурс жаростойкости, возможность эксплуатации покрытия в условиях трения и действия агрессивных сред определяются фазовым и химическим составами, структурой, характером диффузионных процессов в покрытии и на границах раздела покрытие − основа, покрытие − внешняя среда.

Защитные свойства при испытаниях покрытий на жаростойкость зависят от содержания алюминия и, как правило, ухудшаются с его уменьшением вследствии окисления алюминия при контакте с кислородом воздуха, диффузии алюминия в подложку, а элементов подложки в покрытие [3]. Подобные перераспределения элементов могут происходить также в условиях контактного взаимодействия покрытия с материалом контртела при трении. При этом возможен диффузионный перенос материала контртела в покрытие и наоборот, что приводит к интенсивному изнашиванию покрытия и его разрушению [8, 9].

Предотвратить или замедлить нежелательную диффузию химических элементов в сформированное покрытие можно путем создания барьерных слоев непроницаемых или малопроницаемых для атомов контактирующих веществ. Кроме того, барьерный слой должен сохранять стабильность в заданном температурно-временном интервале, иметь хорошую адгезию как с подложкой, так и покрытием [4]. Барьерами могут служить слои, сформированные непосредственно при насыщении, либо в процессе эксплуатации [3, 4, 6, 9].

Анализ результатов работ [6, 10, 11] показал, что при титаноалитировании предварительно азотированных технического железа или углеродистых сталей формируются многослойные покрытия, у которых соединения, содержащие алюминий, располагаются на внешней стороне диффузионной зоны и ограничены с внутренней слоями карбида TiC и нитрида TiN. При этом, как следует из работ [6, 10, 11], основные барьерные функции в композиции слоев имеет слой TiN, препятствующий проникновению алюминия в основу.

Дальнейшая разработка жаростойких материалов с широким комплексом функциональных свойств должна происходить в первую очередь по пути создания новых многокомпонентных покрытий, объединяющих высокую жаростойкость одних слоев с барьерными свойствами других.

Таким образом, целью работы являлось получение многослойных диффузионных титаноалитированных покрытий с барьерным слоем нитрида титана на стали 12Х18Н10Т с высоким комплексом свойств.

Титаноалитированию подвергали предварительно азотированные стали 12Х18Н10Т и образцы стали со слоем TiN, осаждаемым на их поверхность способом реактивного ионно-плазменного распыления. Азотирование стали 12Х18Н10Т осуществляли в диссоциированном аммиаке при температуре 540 °С на протяжении 20 ч. Нитрид титана наносили способом реактивного

ионно-плазменного распыления на установке ВУ1Б в течении 0,33 ч при температуре подогрева образцов перед напылением 560 – 600 °С, давлении реакционного газа $2{,}5 \cdot 10^{-2}$ Па, токе дуги 100 А, приложенный потенциал смещения составил +150 В. Подготовка поверхности перед напылением проводилась дуговым разрядом 1500 В в течение 1 мин при токе 3,0 А. Титаноалитирование проводили порошковым способом в контейнерах с плавким затвором при пониженном давлении. Образцы с покрытиями исследовали рентгеноструктурным, микрорентгеноспектральным, металлографическим, дюрометрическим методами.

Рентгеноструктурный анализ образцов проводили на установке ДРОН УМ-1 в медном монохроматизированном излучении. Дифрактограммы от поверхности образцов снимали при токе анода 12 – 14 мА и напряжении 30 – 35 кВ в интервале углов 25 – 85°, используя метод шагового сканирования, при шаге сканирования 0,05° и времени экспозиции в точке 5 – 9 с. Съемку вели на шкалах 200 – 1000 импульсов/с со скоростью вращения счетчика 2 °/мин при скорости движения диаграммной ленты 1200 мм/ч с отметкой углов через один градус.

Полученные результаты обрабатывали с помощью программы Powder Cell 2.4 по методу Ритвильда – полнопрофильными анализами [12]. При этом выполняли сравнение полученных дифрактограмм с эталонными, которые приведены в картотеке JCPDS-ASTM.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на сканирующем электронном микроскопе CamScan 4D в режиме вторичных и упруго-отраженных электронов с системой энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализатора INCA-200 Energy.

Микроструктурные исследования проводили на микроскопе Neophot 7 и Neophot 21 в интервале увеличений 50 – 1000 раз в светлом поле. Фотографирование структур осуществляли встроенной камерой, результаты которой передавались на ЭВМ и обрабатывались программным обеспечением «Размер 5.0».

Определение микротвердости и толщины полученных слоев проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 – 0,5 Н [13, 14].

При определении жаростойкости покрытий (ГОСТ 6130-71) использовали весовой метод, который позволяет фиксировать изменения массы образцов после процесса нагрева и изотермической выдержки с последующим охлаждением [15]. Примененный метод базируется на сравнении массы образцов до и после испытаний при высоких температурах для получения данных, по которым и определяются свойства исследуемого покрытия. Испытания на жаростойкость исходной стали и стали с покрытиями осуществляли при температуре 900 °С с выдержкой 100 ч. Образцы предварительно обезжиривали 96 %-ным раствором спирта, взвешивали на аналитических весах, которые контролируют изменение массы до пятого знака, и располагали в алундовых тиглях, предварительно отожженных и обезжиренных. Температуру печи контролировали с помощью термопары.

В данной работе применялся следующий метод исследования коррозионной стойкости – массометрическое определение скорости коррозии образцов из стали 12Х18Н10Т без покрытий и с покрытиями в водных агрессивных средах при комнатной температуре в условиях естественной аэрации (ГОСТ 6130).

Испытания на износостойкость изделий в условиях трения-скольжения без смазки стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии и с покрытиями выполняли на машине трения МТ-68 по схеме вал – вкладка при нагрузке $P = 0{,}5 – 1{,}5$ МПа и скорости скольжения $V = 1{,}0 – 5{,}0$ м/с. В качестве материала контртела использовали сталь 65Г, закаленную и отпущенную на твердость HRC 51 – 52. Величину износа оценивали по отношению изменения размеров образца в пути скольжения, а также изменению размеров лунки в контактной зоне. Последний вариант испытаний позволяет оценить разрушения при контактном взаимодействии композиции основа – покрытие – контртело. Такая испытательная схема моделирует реальную трибометрическую систему.

Фазовый состав и некоторые свойства исследованных в работе покрытий на стали 12Х18Н10Т, полученных при принятых условиях, приведены в табл. 1.

На внешней стороне азотированного слоя в зоне соединений удалось установить присутствие фаз Fe_3O_4, Fe_4N, Fe_2N и CrN. В зоне внутреннего азотирования расположены соединения CrN и $Fe_\gamma(N)$. Параметр кристаллической решетки ГЦК твердого раствора внедрения азота в аустените $Fe_\gamma(N)$ оказался выше, чем параметр решетки исходного аустенита. Толщина азотированных слоев изменялась от 100,0 до 140,0 мкм. Различие в значениях толщины диффузионных слоев в разных зонах образца обусловлено в первую очередь влиянием на процесс насыщения оксидных пленок хрома при принятых температурах насыщения, отличающихся высокой плотностью и стабильностью.

Нитрид титана толщиной 5,0 – 5,5 мкм, осажденный на образцы из стали 12Х18Н10Т, имеет характерный желто-золотистый цвет, что соответствует составу, близкому к стехиометрическому [3, 16]. Последнее подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа, в соответствии с которыми период кристаллической решетки TiN близок к стехиометрическому и равняется 0,4249 нм.

Фазовый состав покрытия на образцах титаноалитированной стали 12Х18Н10Т характеризуется зоной соединений, содержащей слои Ti_4Fe_2O, Fe_2Ti, TiC и зоной твердого раствора титана и алюминия в аустените. Результаты микрорентгеноспектрального и послойного рентгеноструктурного анализов показали, что слой карбида титана толщиной 0,5 – 1,0 мкм отделяет зону соединения от твердого раствора. Концентрация титана и алюминия на расстоянии 60,0 мкм от поверхности

Таблица 1

Фазовый состав и свойства покрытий на стали 12Х18Н10Т

Вид обработки: *T*, °С; время, ч	Фазовый состав	Параметр кристаллической решетки, нм	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, ГПа
Азотирование: 540; 20	Fe_3O_4	*a* = 0,8385	45,0 – 60,0	10,0 – 15,5
	Fe_4N	–		
	Fe_2N	*a* = 0,4798		
		c = 0,4419		
	CrN	*a* = 0,4152		
	CrN	*a* = 0,4149	60,0 – 80,0	16,0 – 18,5
	$Fe_\gamma(N)$	*a* = 0,3618		
TiN (способ реактивного ионно-плазменного распыления): 560 – 600; 0,33	TiN	*a* = 0,4249	5,5 – 6,0	21,0
Титаноалитирование: 1050; 2	Ti_4Fe_2O	*a* = 1,1267	39,0 – 42,0	5,5 – 6,0
	Fe_2Ti	*a* = 0,4825		
		c = 0,7840		
	TiC	*a* = 0,4180	0,5 – 1,0	–
	Fe_γ(Ti, Al)	*a* = 0,3560	70,0 – 80,0	3,5 – 2,0
Титаноалитирование после азотирования: 1050; 2	Ti_4Fe_2O	*a* = 1,1441	7,0 – 9,5	9,5 – 12,5
	Fe_2Ti	*a* = 0,4987		
		c = 0,8163		
	TiN	*a* = 0,4261	5,0 – 7,0	20,5
	Fe_γ	*a* = 0,3584	50,0 – 70,0	4,5 – 2,5
	CrN	*a* = 0,4150		
Титаноалитирование после нанесения TiN (способ реактивного ионно-плазменного распыления): 1050; 2	Ti_4Fe_2O	*a* = 1,1267	5,0 – 7,0	6,0 – 6,5
	Fe_2Ti	*a* = 0,4825		
		c = 0,7840		
	TiN	*a* = 0,4267	5,0	23,0

в твердом растворе составляет соответственно 2,5 и 2,0 % (по массе). При этом элементы подложки (железо, никель, хром) присутствуют в зоне упомянутых соединений (рис. 1).

Таким образом, можно сделать вывод, что слой TiC не выполняет барьерные функции по замедлению диффузионного проникновения титана и алюминия в основу.

Послойным рентгеноструктурным анализом покрытий после комплексной обработки (азототитаноалитирование, нанесение слоя TiN с последующим титаноалитированием) установлено, что в обоих случаях зона соединений имеет одинаковый фазовый состав. Это нитрид титана, находящийся на границе с основой и на внешней стороне зоны соединений Ti_4Fe_2O, Fe_2Ti.

Период кристаллической решетки слоя TiN после титаноалитирования существенно увеличился, что вызвано легированием, в первую очередь алюминием. При этом периоды решеток нитридных фаз, полученных разными способами, оказались практически одинаковыми.

Результаты исследований кинетики роста слоя TiN при азототитаноалитировании показали увеличение его толщины в первые 1,0 – 1,5 ч процесса и практическую неизменность толщины в последующем. При этом толщина слоя TiN, образовавшегося при азототитаноалитировании, составляла 4,0 – 5,5 мкм. Можно считать, что барьерные свойства слоя TiN зависят от его толщины и при азототитаноалитировании возрастают в первые 1,0 – 1,5 ч процесса. Именно это обстоятельство и обусловило отличие химического состава комплексных покрытий с барьерным слоем TiN, полученных разными способами.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа образцов показали, что характер распределения в слое насыщающих элементов и элементов подложки для трех типов покрытий имеет много общего (рис. 1 – 3). Максимальная концентрация титана в покрытиях отмечена на некотором расстоянии от поверхности в слоях

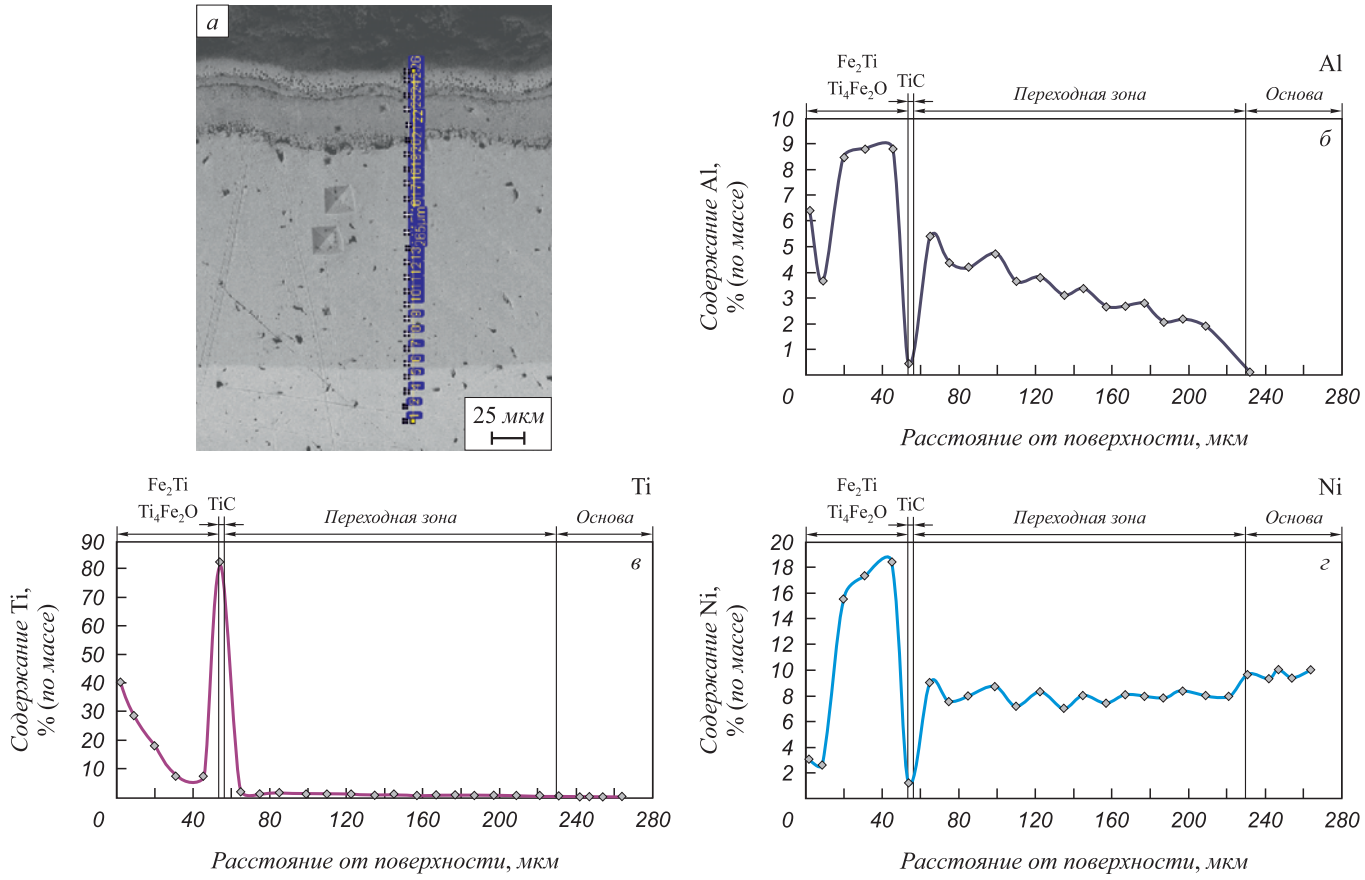

Рис. 1. Микроструктура и распределение элементов по толщине покрытия на стали 12Х18Н10Т после титаноалитирования

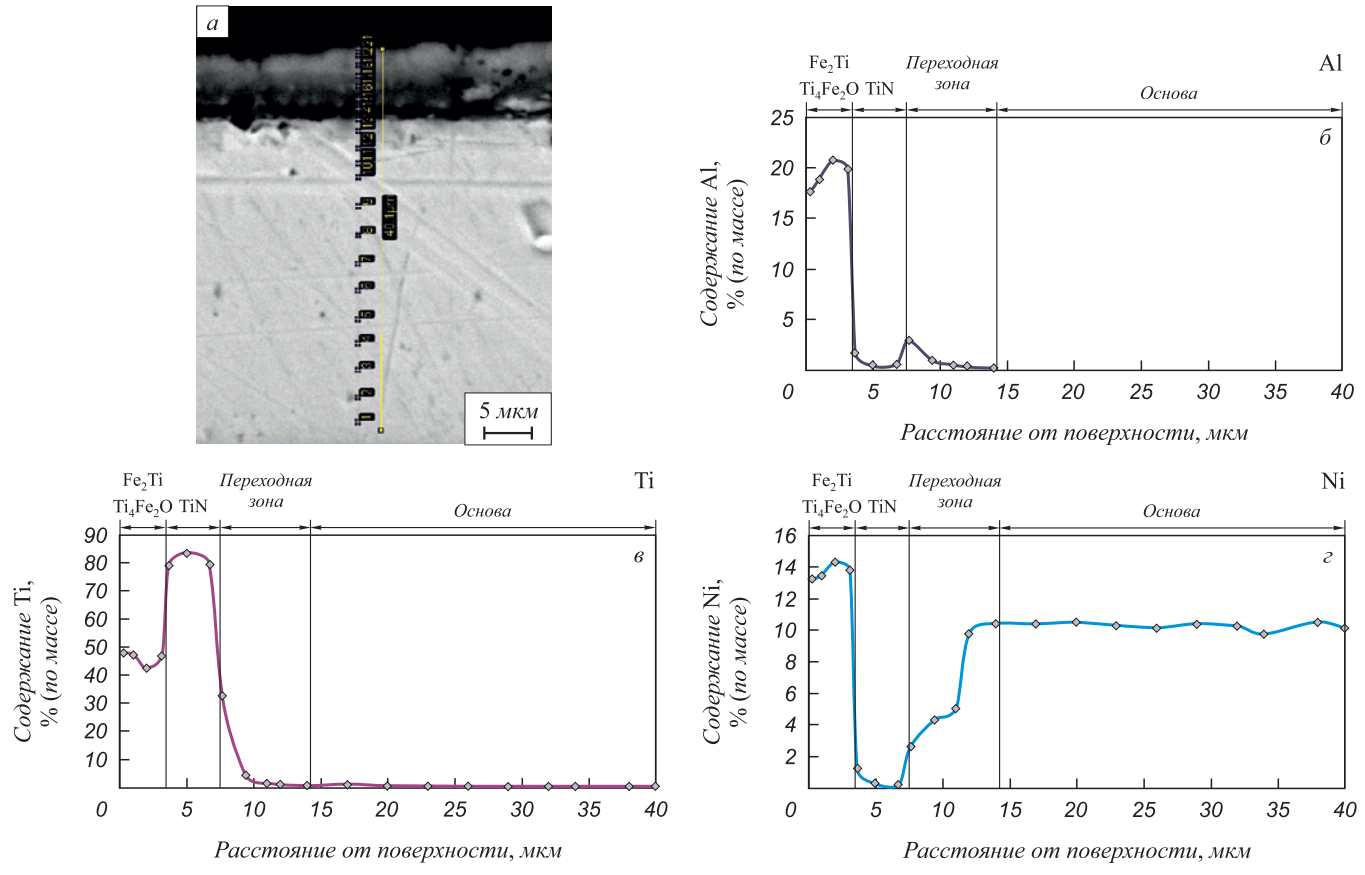

Рис. 2. Микроструктура и распределение элементов по толщине покрытия на стали 12Х18Н10Т после азототитаноалитирования

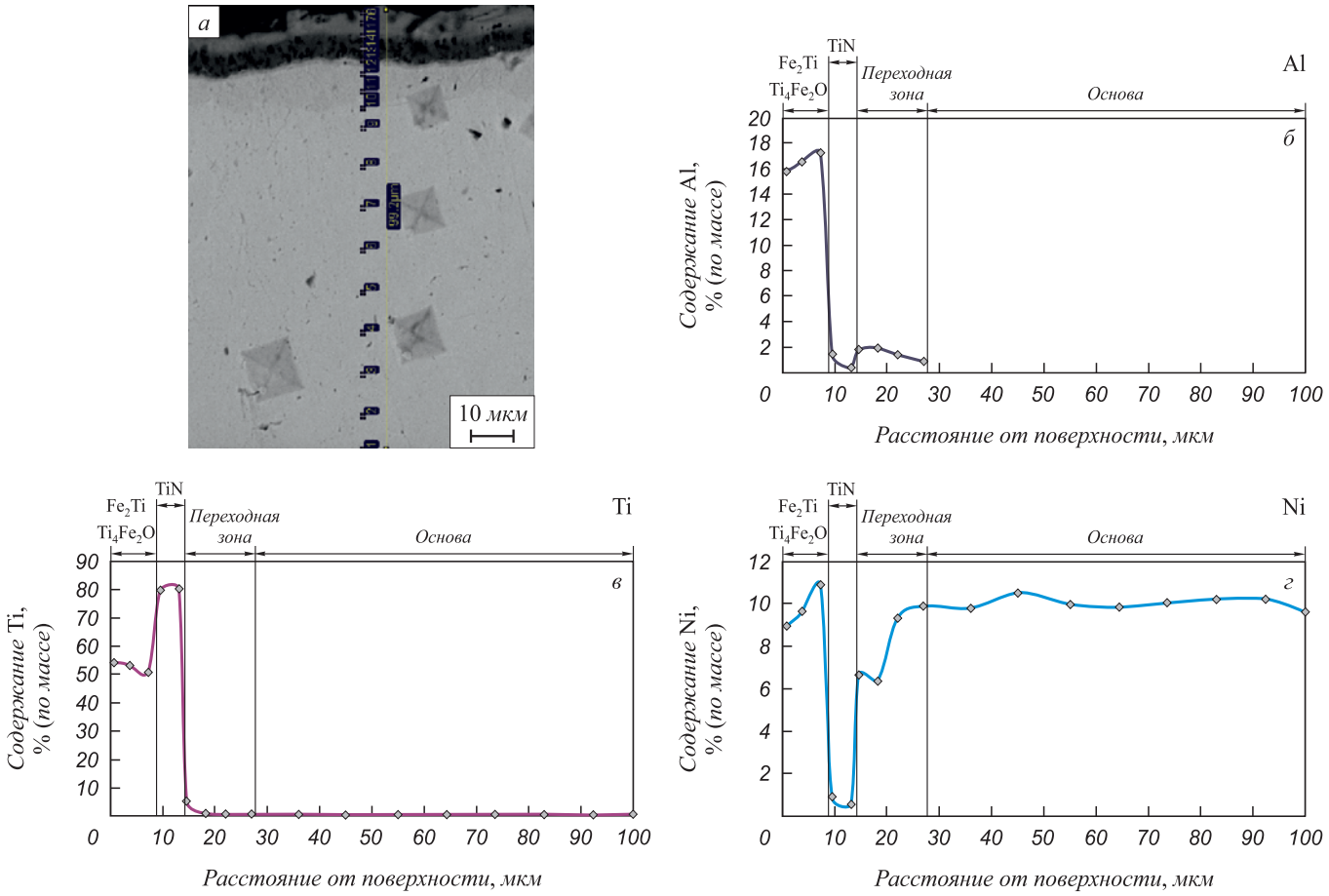

Рис. 3. Микроструктура и распределение элементов по толщине покрытия на стали 12Х18Н10Т после титаноалитирования с предварительным покрытием TiN

карбида титана или нитрида титана. Концентрация никеля в покрытии оказалась выше, чем в основе, а хрома меньше.

Существенным отличием титаноалитированных покрытий от титаноалитированных покрытий с TiN является практическое отсутствие в структуре последних твердого раствора алюминия в аустените. Кроме того, барьерный слой TiN уменьшает проникновение в покрытие компонентов основы. Наиболее эффективным барьером оказался слой TiN, полученный способом реактивного ионно-плазменного распыления. Диффузионный слой TiN в азототитаноалитированных покрытиях замедляет проникновение железа, никеля, хрома основы в слой соединений менее эффективно, чем осажденный TiN. Это обусловлено формированием слоя TiN в азототитаноалитированных слоях непосредственно при химико-термической обработке. Например, концентрация хрома в титаноалитированном слое составляет 4,5 – 12,5 % (по массе), в азототитаноалитированном 2,5 – 4,0 % (по массе), в покрытии с осажденным нитридом титана – 0,5 % (по массе).

При азототитаноалитировании и титаноалитировании стали со слоем TiN концентрация титана и алюминия на внешней стороне покрытия составляла 44,0 и 21,0 % (по массе) и 52,0 и 16,8 % (по массе) соответственно, что больше, чем при титаноалитировании (19,0 и 8,5 % (по массе) соответственно).

Проведенные исследования показали, что микротвердость зоны соединений Ti_4Fe_2O, Fe_2Ti в азототитаноалитированном слое на стали 12Х18Н10Т составляет 9,5 – 12,5 ГПа, что выше, чем у подобных слоев после титаноалитирования или титаноалитирования стали со слоем предварительно осажденного нитрида титана. Увеличение микротвердости слоя соединения Ti_4Fe_2O обусловлено присутствием азота, который при азототитаноалитировании участвует в образовании данного соединения. Можно считать, что азот, замещая часть атомов кислорода, способствует формированию соединения $Ti_4Fe_2O_xN_{1-x}$.

Для полученных в работе покрытий на стали 12Х18Н10Т были определены жаро-, износо- и коррозионная стойкость (табл. 2). Анализ полученных данных показал целесообразность использования покрытий.

Выводы. Установлено, что при титаноалитировании образцов из стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии, предварительно азотированной или имеющей осажденный слой TiN, формируются многослойные покрытия соединений и твердого раствора на основе феррита: при титаноалитировании – $Ti_4(Fe, Al, Cr, Ni)_2O$, $(Fe, Al, Cr, Ni)_2Ti$, TiC, $Fe_\alpha(Al, Cr, Ni, Ti)$ толщиной 123,0 мкм; азототита-

Таблица 2

Влияние защитных покрытий на свойства стали 12Х18Н10Т (значения свойств нормированы на свойства стали без покрытия)

Вид покрытий	Свойства покрытий				
	жаростойкость: 900 °С; 100 ч	износостойкость при скольжении без смазки P = 0,5 МПа, v = 5,0 м/с	коррозионная стойкость в агрессивных средах		
			водопроводная вода H_2O	10 %-ный раствор кальцинированной соды Na_2CO_3	10 %-ный раствор уксусной кислоты CH_3COOH
Титаноалитирование	1,5	3,5	3,9	3,0	1,3
Азототитаноалитирование	2,7	4,0	4,0	3,7	5,3
Осажденный слой TiN – титаноалитирование	2,9	4,5	4,1	4,1	6,3

ноалитировании – $Ti_4(Fe,Al,Cr,Ni)_2ON$, $(Fe,Al,Cr,Ni)_2Ti$, TiN толщиной 12,0 – 15,5 мкм; при титаноалитировании стали со слоем TiN – $Ti_4(Fe,Al,Cr,Ni)_2O$, $(Fe,Al,Cr,Ni)_2Ti$, TiN толщиной 10,0 – 12,0 мкм.

Показано, что слой соединения TiN выполняет роль барьера, значительно уменьшающего содержание железа, никеля и хрома основы в покрытии, а также существенно тормозящего диффузию титана и алюминия в основу, блокируя таким образом формирование переходной зоны.

Максимальная микротвердость в исследуемых покрытиях установлена для слоев TiC и TiN – 35,0 и 21,0 ГПа соответственно. Микротвердость зоны соединений покрытий составляла: «Ti + Al» – 5,5 – 6,0 ГПа; «азотирование → Ti + Al» – 9,5 – 10,5 ГПа; «TiN → Ti + Al» – 6,0 – 6,5 ГПа.

Титаноалитирование и осажденный слой TiN с последующим титаноалитированием позволяют повысить жаростойкость при температуре 900 °С соответственно в 1,5 и 2,9 раз; износостойкость в условиях трения скольжения без смазки соответственно в 3,5 и 4,5 раз; коррозионную стойкость в водопроводной воде соответственно в 3,9 и 4,1 раз, в 10 %-ном водном растворе кальцинированной соды соответственно в 3,0 и 4,1 раз, а в 10 %-ном водном растворе уксусной кислоты в 1,3 и 6,3 раз по сравнению с исходной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы.− М.: Металлургия, 1969. – 749 с.
2. Приймак Е.Ю., Грызунов В.И., Грызунова Т.И. Кинетика газовой коррозии аустенитной стали 12Х18Н10Т. // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 9. С. 21 – 24.
3. Коломыцев П.Т. Жаростойкие диффузионные покрытия − М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
4. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. − М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
5. Голованов А.В., Радюк А.Г., Славов В.И. и др. Структура и фазовый состав поверхностного слоя на сталях после алитирования. // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 6. С. 42 – 45.
6. Хижняк В.Г., Аршук М.В., Лесечко Д.В., Лоскутова Т.В. Титаноалітування технічного заліза в закритому реакційному просторі в середовищі хлору. // Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2009. № 4. С. 92 – 96.
7. Кайдаш Н.Г., Частоколенко П.П., Частоколенко Л.Н. и др. Повышение окалиностойкости сталей путем химико−термической обработки. − В сб.: Жаростойкие покрытия для защиты конструкционных материалов. – Л.: Наука, 1977. С. 195 – 199.
8. Лоскутов В.Ф., Хижняк В.Г., Куницкий Ю.А. Диффузионные карбидные покрытия. − К.: Техника, 1991. – 168 с.
9. Верещака А.С., Третьяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. − М.: Машиностроение, 1986. – 192 с.
10. Хижняк В.Г., Курило Н.А., Летвицька І.В., Сердитов О.Т. Азототитанування сталей і твердих сплавів. // Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2008. № 6. С. 83 – 88.
11. Аршук М.В., Курило Н.А., Хижняк В.Г. и др. Комплексні покриття за участю титану й алюмінію на сталі ШХ15. // Проблеми тертя та зношування. 2009. № 51. С. 123 – 131.
12. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронооптический анализ: Учеб. пособие для студентов вузов. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.
13. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников: ГОСТ 9450-76. [Чинний від 1976-01-09]. – М.: ИПК издательство стандартов, 1976. – 33 с.
14. Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов и полупроводников – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.
15. Коломыцев П.Т. Газовая коррозия и прочность никелевых – М.: Металлургия, 1984. – 216 с.
16. Тот Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. – М.: Мир, 1974. – 295 с.

© 2014 г. *Хижняк В.Г., Аршук М.В., Дацюк О.Э.*

Поступила 30 апреля 2014 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy. 2014. No. 9. Vol. 57, pp. 56–62.

DIFFUSION COATINGS OF TITANIUM AND ALUMINUM BARRIER LAYER INVOLVING TIN ON STEEL 12CR18NI10TI

Khizhnyak V.G., *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Material Science and Heat treatment"*
Arshuk M.V., *Assistant of the Chair "Material Science and Heat treatment"* (marina351@rambler.ru)
Datsyuk O.E., *Postgraduate*

Kiev Polytechnic Institute (37, pr. Pobedy, Kiev, 03056, Ukraine)

Abstract. Phase and chemical compositions, structures and microhardness of diffusion coatings, containing titanium and aluminium, were studied on samples of steel 12Cr18Ni10Ti. Depending on the type of treatment the multilayer coatings on titanium carbide and nitrite base, intermetallics and oxides of titanium, aluminium, nickel, chromium, iron, as well as solid solutions of titanium and aluminium in austenite are formed in steel. It was found that during chemical-thermal treatment the titanium nitrite layer has a function of a barrier, delaying the aluminium and titanium diffusion into a base and the base components – into a coating.

Keywords: steel 12Cr18Ni10Ti, coating, nitriding, titanium alitizing, nitrogen-titanium alitizing, titanium nitride, titanium carbide, barrier layer.

REFERENCES

1. Khimushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1969. 749 p. (In Russ.).
2. Priimak E.Yu., Gryzunov V.I., Gryzunova T.I. Kinetics of gas corrosion of austenitic steel 12Kh18N10T. *Metal Science and Heat Treatment*. 2009, no. 9–10 (51), pp. 429–432.
3. Kolomytsev P.T. *Zharostoikie diffuzionnye pokrytiya* [Heat-resistant diffusion coatings]. Moscow: Metallurgiya. 1979. 272 p. (In Russ.).
4. Borisenok G.V., Vasil'ev L.A., Voroshnin L.G. etc. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov. Spravochnik* [Chemical heat-treatment of metals and alloys. Handbook]. Moscow: Metallurgiya, 1981. 424 p. (In Russ.).
5. Golovanov A.V., Radyuk A.G., Slavov V.I., Baranov V.P., Titlyanov A.E., Kul'mamet'eva Yu.V. Structure and phase composition of the surface layer on steel after alitization. *MITOM = Metal Science and Heat Treatment*. 2008, no. 5–6 (50), pp. 300–302.
6. Khizhnyak V.G., Arshuk M.V., Lesechko D.V., Loskutova T.V. *Naukovi visti NTUU "KPI"*. 2009, no. 4, pp. 92–96. (In Ukr.).
7. Kaidash N.G., Chastokolenko P.P., Chastokolenko L.N., Lutsenko P.I., Semenenko I.A. *Povyshenie okalinostoikosti stalei putem khimiko-termicheskoi obrabotki. In: Zharostoikie pokrytiya dlya zashchity konstruktsionnykh materialov* [Increase scale resistance of steels by chemical and heat-treatment. In: Heat-resistant coatings for protection of structural materials]. Leningrad: Nauka. 1977. pp. 195–199. (In Russ.).
8. Loskutov V.F., Khizhnyak V.G., Kunitskii Yu.A. *Diffuzionnye karbidnye pokrytiya* [Diffusion carbide coatings]. Kiev: Tekhnika. 1991. 168 p. (In Russ.).
9. Vereshchaka A.S., Tret'yakov I.P. *Rezhushchie instrumenty s iznosostoikimi pokrytiyami* [Cutting tools with wear-resistant coatings]. Moscow: Mashinostroenie. 1986. 192 p. (In Russ.).
10. Khizhnyak V.G., Kurilo N.A., Letvits'ka I.V., Serditov O.T. *Naukovi visti NTUU "KPI"*. 2008, no. 6, pp. 83–88. (In Ukr.).
11. Arshuk M.V., Kurilo N.A., Khizhnyak V.G., Loskutova T.V., Lesechko V.D. *Problemi tertya ta znoshuvannya*. 2009, no. 51, pp. 123–131. (In Ukr.).
12. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorgouev L.N. R*entgenograficheskii i elektronnooptycheskii analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow: MISIS. 1994. 328 p. (In Russ.).
13. GOST 9450-76. *Izmerenie mikrotverdosti vdavlivaniem almaznykh nakonechnikov* [Measurement of microhardness by indentation diamond tips]. Moscow: PKI publishing standards. 1976. 33 p. (In Russ.).
14. Glazov V.M., Vigdorovich V.N. *Mikrotverdost' metallov i poluprovodnikov* [Microhardness of metals and semiconductors]. Moscow: Metallurgy. 1969. 248 p. (In Russ.).
15. Kolomytsev P.T. *Gazovaya korroziya i prochnost' nikelevykh splavov* [Gas corrosion resistance of nickel alloys]. Moscow: Metallurgy, 1984. 216 p. (In Russ.).
16. Toth Louis E. *Transition Metal Carbides and Nitrides*. New York, Academic Press, 1971, 279 p. (Russ.ed.: Toth L. *Karbidy i nitridy perekhodnykh metallov*. Moscow: Mir. 1974. 295 p.).

Received April 30, 2014