

УДК 669.018.29

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-1-3-11

Е.Н. Азаровский, С.А. Мубояджян

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ В ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЛАЗМЕ ТИТАНА. ЧАСТЬ II*

Рассмотрены процессы ионного модифицирования титаном поверхности образцов из сталей ЭИ961 и ЭП866 в плазме сильнотоочного вакуумно-дугового разряда ионно-плазменной установки МАП-3 при напряжении смещения в диапазоне 50–400 В и термодиффузионного насыщения титаном этих сталей из твердой фазы по температурно-временным режимам, аналогичным режимам, полученным при ионном модифицировании.

Исследован фазовый состав поверхности образцов, модифицированных титаном при разных напряжениях смещения, и образцов, покрытых титаном и прошедших вакуумный термодиффузионный отжиг (ВТО) по температурно-временным режимам ионного модифицирования, изучен элементный состав поверхностного слоя образцов, подвергнутых ВТО.

Показано, что в процессе ионного модифицирования изменение фазового состояния поверхности образцов из сталей ЭИ961 и ЭП866 в плазме титана начинается при напряжении смещения ~150 В и ионном нагреве поверхности до 470–480°C. Для образцов, покрытых титаном после ВТО по температурно-временным режимам ионного модифицирования, изменений фазового состояния поверхностного слоя не наблюдается.

Ключевые слова: сталь, вакуумная дуга, плазма, ионное модифицирование, термостимулированная ионная диффузия, микроструктура, электронная микроскопия, термодиффузия, титанирование.

The processes of ion modification of EI 961 and EP 866 steel specimen surface with titanium in the plasma of high-current vacuum-arc discharge in ion-plasma generator MAP-3 were considered. The bias voltage was in the range of 50–400 V. The steel specimens were subjected to the thermal diffusion saturation with titanium from the solid phase at temperature-time conditions similar to those of ion modification.

Phase composition both of the specimen surface modified with titanium at different bias voltages and specimens coated with titanium and subjected to vacuum homogenizing annealing at temperature-time conditions of ion modification was investigated. Elemental composition of the surface layer of the specimens after vacuum homogenization was studied.

It was shown that in the process of ion modification the phase state of EI 961 and EP 866 steel specimen surface in titanium plasma starts to change at the bias voltage of about 150 V and ionic heating of the surface up to 470–480°C. After the vacuum homogenizing annealing made at temperature-time conditions of the ion modification, the specimens coated with titanium did not show changes in the phase state of the surface layer.

Key words: steel, vacuum arc, plasma, ion modification, thermally-activated ion diffusion, microstructure, electron microscopy, thermal diffusion, titanizing.

*Рентгенофазовый анализ и определение остаточных напряжений исследуемых образцов выполнила П.Л. Журавлева (см. рис. 1, табл. 1–3, 5).

Для повышения эксплуатационной надежности деталей из конструкционных материалов в промышленности широко используются различные технологии по нанесению функциональных защитных и упрочняющих покрытий на рабочие поверхности деталей, а также процессы модифицирования, основанные на методе термодиффузионного насыщения поверхности модификатором (азотирование, цементация, алитирование, титанирование и др.) [1–13].

Одним из известных методов модифицирования поверхности деталей машин титаном является термодиффузионное титанирование, которое позволяет повысить коррозионную стойкость, износостойкость и кислотостойкость обработанной поверхности [14].

В настоящее время известны следующие основные способы титанирования:

- титанирование в пастах или порошковых титаносодержащих смесях с добавкой активаторов;
- титанирование в жидких средах (в расплавах солей электролизным или безэлектролизным способами);
- титанирование из паровой фазы (в вакууме) и титанирование из газовой фазы [15].

Однако для обработки деталей ГТД из конструкционных сталей, таких как ЭП866 и ЭИ961, известные термодиффузионные методы насыщения поверхности титаном не подходят, так как эти процессы реализуются в области температуры 800–1500°C, значительно превышающих температуру отпуска рассматриваемых сталей (620–650°C),

и имеют большую длительность (до 20 ч). Повторная закалка деталей из конструкционных сталей, имеющих сложную геометрию, после проведения процесса термодиффузионного насыщения их поверхности может привести к изменению геометрии этих деталей.

В настоящее время перспективной является технология ионного модифицирования поверхностного слоя ответственных деталей ГТД методом термостимулированной ионной диффузии в плазме сильнотоочного вакуумно-дугового разряда (ВДР). Эта технология, которая разработана во ФГУП «ВИАМ», уже применяется в промышленности для повышения коррозионной стойкости деталей из стали ЭП866 насыщением поверхности в плазме алюминиевого сплава системы Al–Co–Si–Y [16–23].

Технология ионного модифицирования поверхности основана на генерации достаточно плотной и сильно ионизированной плазмы модификатора в ВДР с последующим электростатическим ускорением ионов к насыщаемой поверхности. Ускоренный поток ионов из плазмы, сталкиваясь с поверхностью обрабатываемого изделия (подложки), оказывает на нее как механическое, так и термическое воздействие [24, 25].

Термическое воздействие на обрабатываемую поверхность возникает при передаче кинетической и потенциальной энергии ионов, бомбардирующих поверхность, кристаллической решетке подложки. При этом на поверхности подложки образуются участки локального нагрева с высоким градиентом температуры, способствующие ускорению диффузионных процессов.

Механическое воздействие на подложку в процессе модифицирования выражается в столкновениях ускоренных ионов с атомами ее решетки, что приводит к катодному распылению поверхности, искажению кристаллической решетки, возникновению вакансий и дислокаций в поверхностном слое подложки, способствующих ускоренной ионной диффузии модификатора в поверхность обрабатываемой детали [26].

Одной из важных особенностей технологии модифицирования в плазме ВДР является возможность проведения процесса при относительно низких температурах (ниже температуры отпуска), а также возможность регулирования температуры поверхности обрабатываемых деталей путем изменения электрических параметров процесса [27, 28].

Как и обычное термодиффузионное модифицирование поверхности процесс ускоренной термостимулированной ионной диффузии в плазме ВДР позволяет расширить возможности управления физико-химическими свойствами поверхности для повышения ресурса ответственных деталей машин, работающих в агрессивных средах при повышенной температуре, и их эксплуатационной надежности [29–32].

Данная работа посвящена исследованию про-

цесса ионного модифицирования (термостимулированной ионной диффузии) поверхности образцов из сталей ЭИ961 и ЭП866 в титановой плазме ВДР установки МАП-3 и сравнению этого процесса с процессом термодиффузионного насыщения поверхности сталей ЭИ961 и ЭП866 из твердой фазы (покрытие из титана ВТ1-0).

Методика и оборудование для проведения экспериментов

Исследования процесса модифицирования титаном поверхности конструкционных сталей ЭИ961 и ЭП866, используемых в компрессоре авиационных ГТД, проводилось на плоских квадратных образцах размером 12×12 и 25×25 мм при толщине 2 мм. В качестве материала-модификатора использовался титан марки ВТ1-0, из которого изготовлен трубный катод $\phi 180 \times \phi 140$ мм, высотой 340 мм для ионно-плазменной установки МАП-3.

Перед процессами модифицирования и нанесения ионно-плазменного покрытия (ИПП) из чистого титана поверхность образцов подвергали предварительной обработке (очистке) [25]. На образцы из сталей ЭИ961 и ЭП866, подготовленные для термодиффузионного насыщения из твердой фазы, наносили покрытие из Ti по режиму, аналогичному режиму модифицирования, за исключением напряжения смещения ($U_{см}$), которое было принято при нанесении покрытия, равным 10–15 В.

После осаждения титанового покрытия для получения модифицированного слоя на поверхности стальных образцов проводили вакуумный термодиффузионный отжиг (ВТО) в печи типа ВС-16-14 по температурно-временному режиму, идентичному процессу ионного нагрева поверхности обрабатываемых образцов при модифицировании [25].

Гравиметрический контроль изменения массы образцов до и после различных обработок проводили взвешиванием на аналитических весах фирмы «ОНАУС» с точностью 10^{-4} г.

Исследования микроструктуры поверхностного слоя на образцах проводили с использованием металлографического микроскопа GX-51 фирмы «Olympus».

Фазовый состав поверхности образцов из сталей марок ЭИ961 и ЭП866 исследовали на дифрактометре D/MAX-2500 (фирмы «Rigaku») с монохроматическим Cu K_{α} -излучением. Рентгенофазовый анализ проводили с помощью специализированной программы Jade5 и базы данных PDF2. Определение остаточных напряжений проводилось методом $\sin^2\psi$. При расчете остаточных напряжений использовали метод бокового наклона, при семи значениях угла ψ . Положение рентгеновских линий определяли по центру тяжести. Для определения остаточных напряжений выбирались рентгеновские линии, не перекрывающиеся

ся линиями других фаз.

Для элементного анализа поверхностного слоя образцов после термодиффузионного насыщения из твердой фазы использовали портативный рентгенофлуоресцентный анализатор материалов S1 Turbo^{SD} LE фирмы «Bruker».

Результаты эксперимента и их обсуждение

При термостимулированной ионной диффузии в ВДР ионно-плазменной установки МАП-3 фазовый состав поверхности модифицированных титаном образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 в зависимости от напряжения смещения $U_{см}$ в диапазоне 150–400 В претерпевает значительные изменения [25]. На рис. 1 показаны дифрактограммы, полученные на образцах из сталей ЭП866 и ЭИ961 после модифицирования по различным режимам обработки, а в табл. 1 приведены данные по фазовому составу образцов после модифицирования.

Из данных табл. 1 видно, что в процессе модифицирования в интервале напряжения смещения $U_{см}=50-100$ В основной фазой поверхностного слоя является твердый раствор на основе α -Ti (ГПУ). При этом на образцах из стали ЭИ961 присутствуют следы фаз на основе α -Fe (ОЦК) и TiO (ГЦК). Основная фаза α -Ti (ГПУ) соответствует группе α -сплавов, к которой и относится сплав марки ВТ1-0 [33]. Следовательно, в процессе модифицирования сталей ЭП866 и ЭИ961 в интервале $U_{см}=50-100$ В имеет место процесс конденсации покрытия из сплава ВТ1-0 без изменения его фазового состава [25].

С ростом напряжения смещения до 150 В в поверхностном слое стали ЭП866 начинают проходить изменения фазового состава и в качестве основной фазы (помимо α -Ti) присутствует фаза β -Ti (ОЦК), что подтверждается данными рентгеновской дифракции (см. рис. 1, а). Для стали ЭИ961 при том же значении напряжения смещения основной фазой поверхностного слоя остается α -Ti, наблюдаются также фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, β -Ti и (Ti, Fe)O. Образо-

вание β -Ti связано с диффузией из поверхности стальных образцов (ЭП866 и ЭИ961) в покрытие сильных β -стабилизаторов – Fe, Cr и Ni, которые растворяются в фазе α -Ti. Причем на дифрактограмме образца из стали ЭП866 (см. рис. 1, а) видно, что интенсивность линий β -Ti выше, чем на дифрактограмме образца из стали ЭИ961 (см. рис. 1, б).

Эти изменения фазового состава поверхности образцов в процессе ионной обработки при напряжении смещения $U_{см}=150$ В указывают на начало процесса модифицирования, что соответствует основным выводам, полученным в работе [25].

С увеличением значения напряжения смещения до 200 В в поверхностном слое стали ЭП866 фаза α -Ti полностью переходит в фазу β -Ti. Одновременно с этим в поверхностном слое наблюдаются фазы, содержащиеся в малом количестве: чистого α -Fe (ОЦК), сложного оксида (Ti, Fe)O и интерметаллидов: TiFe (куб.), изоморфного FeTi₂ (куб.) и следы фазы (Fe, Cr)₂Ti. При том же значении напряжения смещения в поверхностном слое стали ЭИ961 начинаются значительные изменения фазового состава, при которых основными фазами являются твердые растворы на основе α -Ti, β -Ti и α -Fe, интерметаллид TiFe и сложный оксид (Ti, Fe)O, наблюдается также фаза, содержащаяся в малом количестве – интерметаллид FeTi₂, и следы фазы – интерметаллида (Fe, Cr)₂Ti. Такой фазовый состав на поверхности стали ЭИ961 не изменяется при значении напряжения смещения 300 В. При этом в поверхностном слое стали ЭП866 при значении напряжения смещения 300 В основной фазовый состав изменяется (основные фазы β -Ti и α -Ti), что связано с образованием новых фаз, содержащихся в малом количестве, α -Fe, (Ti, Fe)O, TiFe.

На дифрактограммах образцов из стали ЭИ961, модифицированных при $U_{см}$: 200 и 300 В (см. рис. 1, з, е), наблюдается эффект раздвигания линий β -Ti. Такой характер дифракционной картины, вероятно, связан с насыщением определенной прослойки модифицированного слоя, со-

Таблица 1

Фазовый состав поверхностного слоя образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961, модифицированных титаном

$U_{см}$, В (продолжительность обработки, мин)	Результаты фазового анализа стали	
	ЭИ961	ЭП866
50(60)	Основная фаза α -Ti, следы фазы α -Fe	Основная фаза α -Ti
100(60)	Основная фаза α -Ti, следы фаз α -Fe и TiO	
150(30)	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, β -Ti, (Ti, Fe)O	Основные фазы α -Ti, β -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, TiFe, (Ti, Fe)O, FeTi ₂ .
200(30)	Основные фазы α -Ti, β -Ti, α -Fe, TiFe, (Ti, Fe)O; фаза, содержащаяся в малом количестве: FeTi ₂ ; следы фазы (Fe, Cr) ₂ Ti	Основная фаза β -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, (Ti, Fe)O, TiFe, FeTi ₂ ; следы фазы (Fe, Cr) ₂ Ti
300(30)	Основные фазы α -Ti, β -Ti, α -Fe, TiFe, (Ti, Fe)O; следы фазы FeTi ₂	Основные фазы α -Ti, β -Ti; фазы, содержащие- ся в малом количестве: α -Fe, (Ti, Fe)O, TiFe
400(45)	Основные фазы TiFe, (Ti, Fe)O; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, β -Ti, FeTi ₂	Основные фазы TiFe, (Ti, Fe)O, α -Fe; фазы, содержащиеся в малом количестве: β -Ti, FeTi ₂

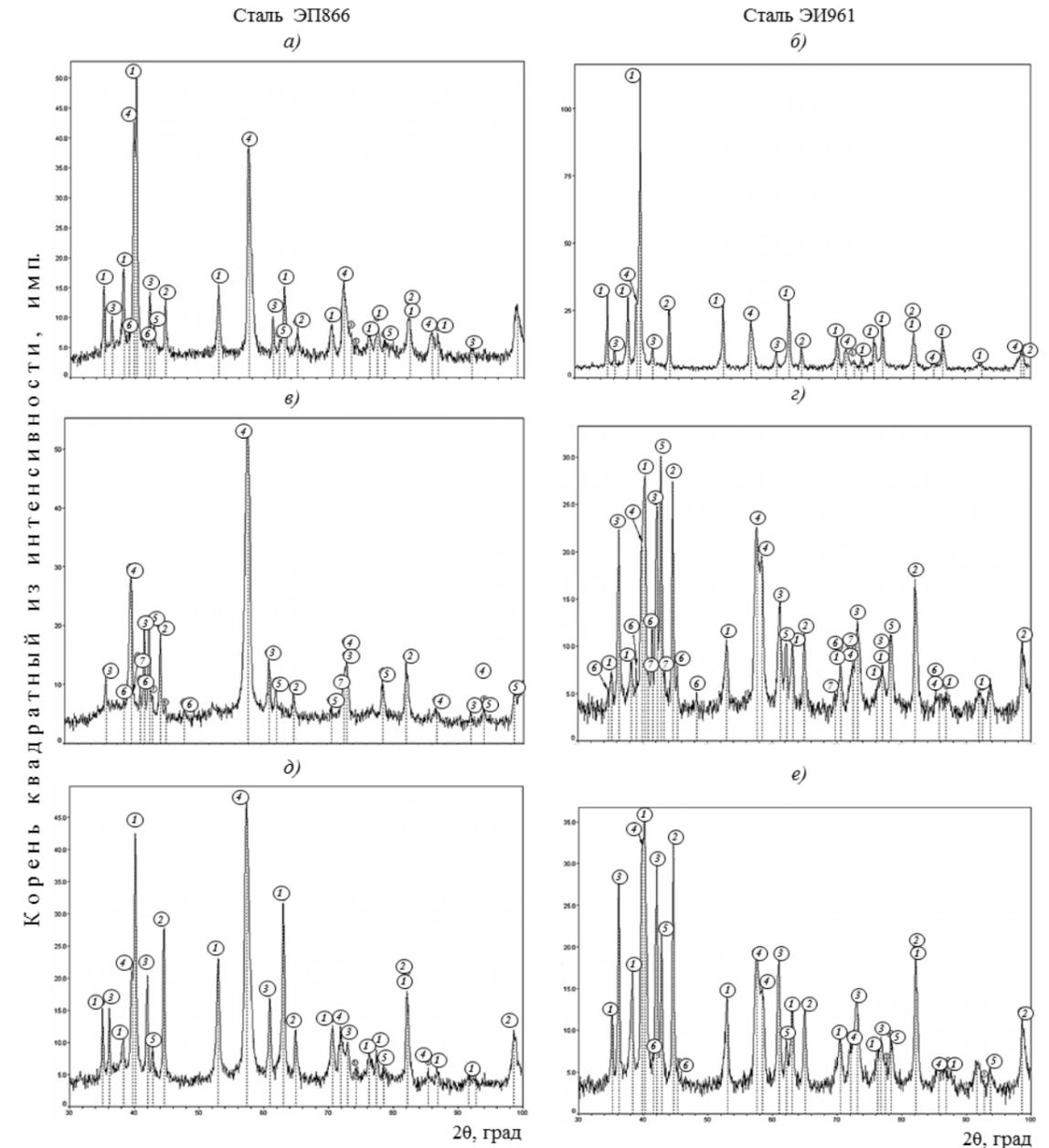


Рис. 1. Дифрактограммы образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 после проведения модифицирования титаном при токе вакуумной дуги 600 А и напряжении смещения $U_{см}$ 150 (а, б); 200 (в, з) и 300 В (д, е): 1 – α -Ti; 2 – α -Fe; 3 – (Ti, Fe)O; 4 – β -Ti; 5 – FeTi; 6 – FeTi₂; 7 – (Fe, Cr)₂Ti

держашего β -Ti, атомами других элементов (Fe, Cr, Ni) и образованием кристаллической решетки этой фазы с другим периодом. Параметры периодов решетки α -Ti и β -Ti приведены в табл. 2. Расчет периодов выполнен по линиям (004) и (202), при перекрытии линиями других фаз по линиям (002) и (102).

Из данных табл. 2 видно, что на поверхности образца из стали ЭИ961, модифицированного при $U_{см}=150$ В, период кристаллической решетки β -Ti наибольший. С увеличением значения напряжения смещения $U_{см}$ до 200–300 В появляется β -Ti с уменьшенным периодом. После модифицирования при $U_{см}=400$ В в образце остается только β -Ti с меньшим периодом по сравнению с периодами решетки β -Ti образцов, модифицированных при $U_{см}$: 100, 200 и 300 В, т. е. при заданном напряжении смещения ($U_{см}=400$ В) диффузия элементов β -стабилизаторов прошла по всей толщине модифицированного слоя.

На поверхности образцов из стали ЭП866 (модифицированной) при тех же значениях напряжения смещения (см. рис. 1, в, д) такого эффекта раздвигания линий β -Ti не наблюдается; возможно, это связано с более сложной системой легирования этой стали.

При значении напряжения смещения $U_{см}=400$ В в процессе обработки в плазме ВДР образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 фазовый состав поверхности становится однотипным, и основными фазами модифицированного слоя являются интерметаллид TiFe и сложный оксид (Ti, Fe)O, а также присутствуют фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, β -Ti и FeTi₂.

Результаты определения величин остаточных напряжений по основным фазам модифицированного слоя при значениях напряжения смещения 50, 300 и 400 В представлены в табл. 3.

Из данных табл. 3 видно, что после модифицирования стали ЭП866 при напряжениях смещения 50, 300 и 400 В в основных фазах (α -Ti, β -Ti и FeTi) поверхностного слоя наблюдаются остаточные напряжения растяжения. Для стали ЭИ961 после модифицирования при тех же параметрах процесса в фазе α -Ti определены остаточные напряжения сжатия, в то время как в фазах β -Ti и FeTi имеют место остаточные напряжения растяжения (см. табл. 3).

Для сравнения процесса ионного модифицирования титаном поверхности образцов из сталей ЭИ961 и ЭП866 в плазме вакуумно-дугового разряда (ВДР) с процессом термодиффузионного насыщения этих сталей из твердой фазы, на образцы наносили покрытие из титана ВТ1-0 толщиной 8–9 мкм. Для получения модифицированного слоя на поверхности стальных образцов (ЭИ961 и ЭП866) с покрытием проводили вакуумный термодиффузионный отжиг (ВТО) в печи типа ВС-16-14 по температурно-временному режиму, идентичному процессу ионного нагрева поверхности обра-

батываемых образцов при ионном модифицировании в плазме ВДР (см. работу [25], рис. 1).

Нагрев образцов с покрытием проводился по температурно-временным режимам с конечной температурой нагрева 400, 500, 600 и 850°C. После проведения ВТО образцов с покрытием из титана ВТ1-0 исследовалась микроструктура, элементный и фазовый состав поверхности образцов.

Результаты определения элементного состава поверхностного слоя образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 после насыщения поверхности из твердой фазы приведены в табл. 4.

В отличие от результатов определения элементного состава модифицированных образцов (см. работа [25], табл. 1), элементный состав поверхностного слоя образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 с титановым покрытием, прошедших ВТО, изменяется незначительно. Из данных табл. 4 видно, что после ВТО даже при температуре 850°C, которая превышает рабочую температуру конструкционных сталей ЭП866 и ЭИ961 (соответственно 620 и 650°C), не проходят процессы термодиффузионного насыщения поверхности исследуемых сталей из твердой фазы. Этот вывод подтверждают также металлографические исследования структурного состояния поверхности исследованных образцов, подвергнутых ВТО. Микроструктуры поверхностного слоя образцов приведены на рис. 2 и 3.

Из приведенных микроструктур видно, что после ВТО стальных образцов с титановым покрытием нет заметных изменений структурного состояния как в покрытии, так и в поверхностном слое материала основы, а также нет видимых диффузионных зон или зон насыщения (модифицирования).

Фазовый анализ поверхностного слоя образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 с титановым покрытием, прошедших ВТО, приведен в табл. 5.

Результаты фазового анализа поверхностного слоя образцов в исходном состоянии и после проведения ВТО по различным температурно-временным режимам показывают, что для всех образцов основной фазой является α -Ti, при этом наблюдаются и фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe и TiO. Основная фаза α -Ti соответствует группе α -сплавов, к которой и относится сплав марки ВТ1-0, следовательно на поверхности образцов после ВТО нет фазовых изменений как титанового покрытия марки ВТ1-0, так и материала основы.

Результаты фазового анализа еще раз подтверждают основные выводы элементного и металлографического анализов, а именно: в процессе ВТО образцов из сталей ЭИ961 и ЭП866 с титановым покрытием при конечных температурах 400, 500 и 600°C процессы термодиффузионного насыщения титаном поверхности сталей ЭП866 и ЭИ961 не проходят.

При ВТО с конечной температурой 850°C, пре-

Таблица 2

Результаты определения периодов решеток фаз α -Ti и β -Ti после модифицирования образцов из сталей ЭИ961 и ЭП866

Сталь	$U_{см}$, В (продолжительность обработки, мин)	Значения параметра, нм, для твердого раствора на основе		
		α -Ti		β -Ti
		a	c	
ЭИ961	50(60)	0,29522	0,46884	–
	100(60)	0,29540	0,46928	–
	150(30)	0,29557	0,46912	0,32223
	200(30)	0,29441	0,46950	0,31978 0,31990
	300(30)	0,29462	0,46938	0,31576 0,31592
	400(45)	–	–	0,31479
ЭП866	50(60)	0,29465	0,46748	–
	100(60)	0,29469	0,46868	–
	150(30)	0,29437	0,47072	–
	200(30)	–	–	0,31704
	300(30)	0,29415	0,46946	0,32048
	400(45)	–	–	0,32048

Таблица 3

Результаты определения величины остаточных напряжений по основным фазам образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 после модифицирования при напряжении смещения 50, 300 и 400 В

Сталь	$U_{см}$, В (продолжительность обработки, мин)	Основная фаза поверхностного слоя	Линия hkl	Величина остаточного напряжения, МПа	Модуль упругости, ГПа
ЭП866	50(60)	α -Ti	213	250	113,5
	300(30)	α -Ti	213	440	113,5
		β -Ti	222	90	113,5
		FeTi	222	230	240,0
	400(30)	FeTi	222	230	240,0
ЭИ961	50(60)	α -Ti	213	-170	113,5
	300(30)	α -Ti	213	-155	113,5
		β -Ti	222	95	113,5
		FeTi	222	440	240,0
	400(30)	FeTi	222	440	240,0

Таблица 4

Элементный состав поверхностного слоя образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 с покрытием из титана ВТ1-0 до и после ВТО, проведенной при различных температурно-временных режимах

Сталь	Конечная температура ВТО, °C	Содержание элементов, % (по массе), в поверхностном слое глубиной до 50 мкм (глубина анализа)								
		Ti	Fe	Cr	Co	Ni	W	Mo	Nb	Mn
ЭП866	Без ВТО	55,7	31,0	6,79	3,21	0,62	0,51	1,44	0,33	0,37
	400	53,5	32,4	7,55	3,23	0,62	0,48	1,41	0,32	0,34
	500	54,9	31,6	7,00	3,30	0,6	0,49	1,44	0,33	0,36
	600	52,4	33,3	7,61	3,36	0,65	0,49	1,42	0,33	0,43
	850	54,9	31,6	6,87	3,26	0,64	0,51	1,47	0,34	0,36
ЭИ961	Без ВТО	52,8	39,2	5,43	–	0,54	1,05	0,46	0,01	0,32
	400	53,6	38,5	5,34	–	0,54	1,04	0,45	–	0,31
	500	50,9	40,4	5,67	0,46	0,57	1,10	0,45	0,01	0,30
	600	50,9	40,4	5,53	0,49	0,62	1,06	0,45	–	0,29
	850	51,7	39,5	5,55	0,49	0,55	1,10	0,47	–	0,36

Таблица 5

Фазовый состав поверхностного слоя образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961 с титановым покрытием в исходном состоянии и после проведения ВТО

Конечная температура ВТО, °C	Результаты фазового анализа стали	
	ЭИ961	ЭП866
Исходное состояние (без ВТО)	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, TiO	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, TiO
400	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, TiO	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, TiO
500		
600		
850	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, FeTi ₂ , β -Ti, TiO, TiFe	Основная фаза α -Ti; фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, FeTi ₂ , β -Ti, TiO, TiFe

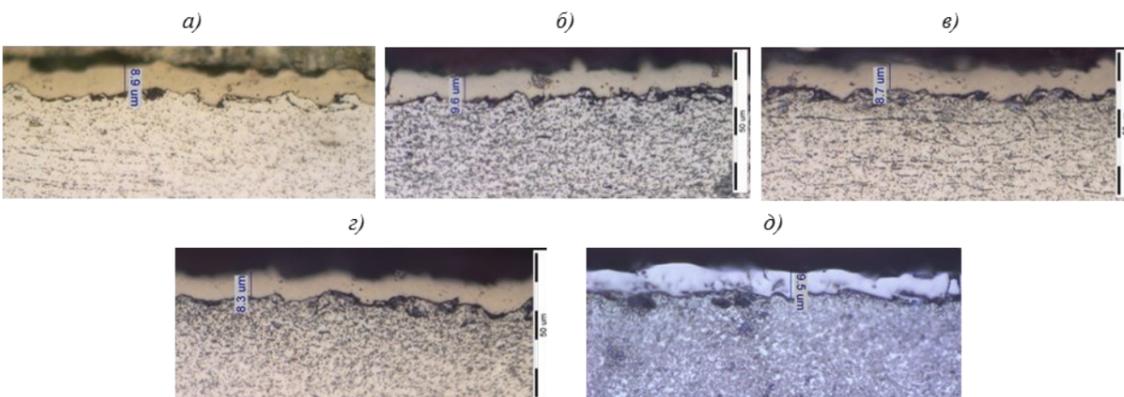


Рис. 2. Микроструктура ($\times 1000$) образцов из стали ЭП866 с титановым покрытием ВТ1-0 до (а) и после ВТО при температурах: 400 (б), 500 (в), 600 (г) и 850°C (д)

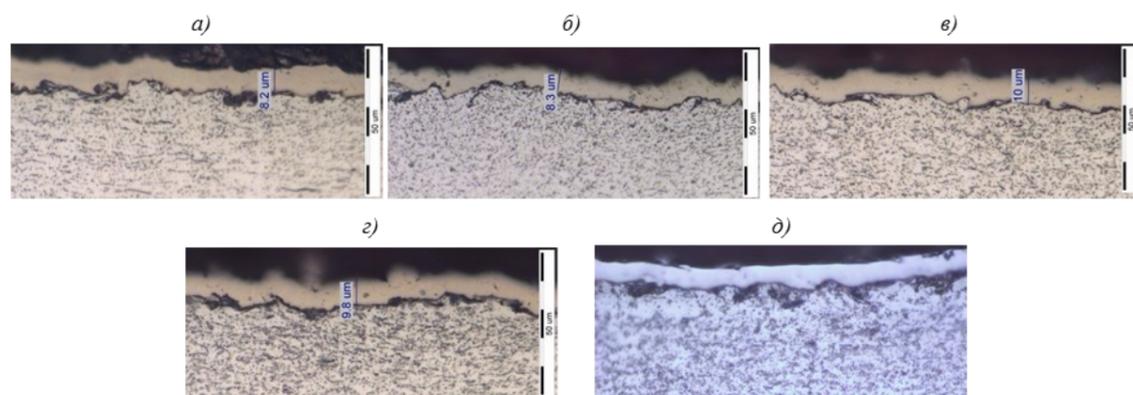


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) образцов из стали ЭИ961 с титановым покрытием ВТ1-0 до (а) и после ВО при температурах 400 (б), 500 (в), 600 (г) и 850°C (д)

вышающей рабочей температуры сталей ЭП866 и ЭИ961 (620 и 650°C соответственно), в поверхностном слое основной фазой остается α -Ti, однако при этом появились фазы, содержащиеся в малом количестве: α -Fe, FeTi₂, β -Ti, TiO, TiFe. Появление этих фаз указывает на начало процесса диффузионного взаимодействия между покрытием из титана и поверхностью стальных образцов.

Видно, что при одинаковых температурно-временных режимах обработки поверхности конструктивных сталей ЭП866 и ЭИ961 процесс модифицирования поверхности исследованных сталей протекает только в плазме ВДР методом ускоренной термостимулированной диффузии. Это указывает на значительно более высокие скорости и более низкую температуру процесса ионного модифицирования и его преимущества по сравнению с процессом термодиффузионного твердофазного насыщения поверхности.

Таким образом, исследован фазовый состав поверхности образцов из сталей ЭП866 и ЭИ961, модифицированных в титановой плазме сильно-точного (600 А) вакуумно-дугового разряда при напряжениях смещения в интервале 50–400 В, а также образцов из тех же сталей с титановым по-

крытием, толщиной 8–9 мкм, подвергнутых вакуумному термодиффузионному отжигу по температурно-временным режимам, идентичным процессу ионного нагрева поверхности образцов при ионном модифицировании.

Показано, что фазовые изменения поверхности образцов в титановой плазме ВДР начинаются при напряжении смещения 150 В и температуре поверхности 470–480°C [25]. Наиболее сильные изменения фазового состава поверхности образцов наблюдаются при напряжениях смещения 200 и 300 В с образованием фаз: α -Ti, β -Ti, α -Fe, TiFe, (Ti, Fe)O. При напряжении смещения 400 В в поверхностном слое сталей ЭП866 и ЭИ961 наблюдается одинаковый фазовый состав – TiFe и (Ti, Fe)O. Для образцов с термодиффузионным твердофазным насыщением поверхности по температурно-временным режимам, идентичным процессу ионного нагрева поверхности образцов при ионном модифицировании, изменений фазового состава не наблюдается. Показано также, что диффузионное взаимодействие между покрытием из титана и поверхностью стальных образцов начинается только при конечной температуре 850°C и продолжительности выдержки 33 мин.

Определены остаточные напряжения по основным фазам (α -Ti, β -Ti и FeTi) после ионного модифицирования в плазме ВДР при значениях напряжения смещения 50, 300 и 400 В, и показано, что для стали ЭП866 по основным фазам (α -Ti, β -Ti и FeTi) имеют место напряжения растяжения, в то время как для стали ЭИ961 в фазе α -Ti имеют место напряжения сжатия, а в фазах β -Ti и FeTi – напряжения растяжения.

Проведено сравнение процесса ионного модифицирования поверхностного слоя сталей ЭП866 и ЭИ961 методом термостимулированной ионной диффузии в плазме ВДР с процессом обычного термодиффузионного твердофазного насыщения и показаны преимущества процесса ионного модифицирования (более высокая скорость и более низкая температура процесса).

ЛИТЕРАТУРА

1. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия. 1984. С. 50–189.
2. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение. 1965. С. 42–322.
3. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С. Нанослойные упрочняющие покрытия для защиты стальных и титановых лопаток компрессора ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2011. №3. С. 3–8.
4. Салахова Р.К. Коррозионная стойкость стали 30ХГСА с «трехвалентным» хромовым покрытием в естественных и искусственных средах //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 59–66.
5. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД //Металлы. 2012. №1. С. 5–13.
6. Мубояджян С.А., Галоян А.Г. Комплексные термодиффузионные жаростойкие покрытия для безуглеродистых жаропрочных сплавов на никелевой основе //Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 25–30.
7. Способ нанесения покрытия для защиты от высокотемпературного окисления поверхности внутренней полости охлаждаемых лопаток турбин из безуглеродистых жаропрочных сплавов на основе никеля: пат. 2471887 Рос. Федерация; опубл. 17.10.2011.
8. Способ алитирования поверхности внутренней полости лопатки турбины из жаропрочного сплава: пат. 2382830 Рос. Федерация; опубл. 13.08.2008.
9. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Смирнов А.А. Получение керамических теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД магнетронным методом //Авиационные материалы и технологии. 2012. №4. С. 3–8.
10. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Матвеев П.В. Высокотемпературные жаростойкие покрытия и жаростойкие слои для теплозащитных покрытий //Авиационные материалы и технологии. 2013. №1. С. 17–20.
11. Будиновский С.А., Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Применение аналитической модели определения упругих напряжений в многослойной системе при решении задач по созданию высокотемпературных жаростойких покрытий для рабочих лопаток авиационных турбин //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Спец. вып. Перспективные конструкционные материалы и технологии. 2011. С. 26–37.
12. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С., Егорова Л.П., Булавинцева Е.Е. Защитные и упрочняющие ионно-плазменные покрытия для лопаток и других ответственных деталей компрессора ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 71–81.
13. Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия: пат. 2402633 Рос. Федерация; опубл. 31.03.2009.
14. Анфиногенов А.И. Анализ развития химико-термической обработки металлов и сплавов //Расплавы. 2005. №3. С. 40–52.
15. Лыгденов Б.Д. Интенсификация процессов химико-термической обработки при диффузионном титанировании. Барнаул: Изд-во АлтГТУ. 2006. 135 с.
16. Мубояджян С.А. Перспективные покрытия для деталей авиадвигателей //Военный парад. 2009. №1 (91). С. 33–34.
17. Мубояджян С.А., Помелов Я.А. Модифицирование поверхности конструкционных материалов методом ионной обработки в плазме вакуумного дугового разряда //В сб. Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ. 2003. №3. С. 85–94.
18. Мубояджян С.А. Современные вакуумные процессы ионной обработки поверхности //Конверсия в машиностроении. 2004. №4. С. 69–77.
19. Способ обработки поверхности изделия: пат. 2164550 Рос. Федерация; опубл. 22.06.1999.
20. Установка для нанесения защитных покрытий: пат. 2187576 Рос. Федерация; опубл. 14.09.2000.
21. Способ защиты стальных деталей машин от солевой коррозии: пат. 2165475 Рос. Федерация; опубл. 27.05.1999.
22. Способ обработки поверхности металлических изделий: пат. 2165474 Рос. Федерация; опубл. 27.05.1999.
23. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок //Крылья родины. 2010. №4. С. 31–33.
24. Мубояджян С.А. Модифицирование металлической поверхности в плазме вакуумно-дугового разряда методом термостимулированной ионной диффузии //Металлы. 2008. №6. С. 1–13.
25. Азаровский Е.Н., Мубояджян С.А. Модифицирование поверхности деталей из конструкционных сталей в вакуумно-дуговой плазме титана. Ч. I //Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 20–25.

26. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками /Под ред. Д.М. Поута и др. М.: Машиностроение. 1987. 424 с.
27. Мубояджян С.А. Особенности осаждения из двухфазного потока многокомпонентной плазмы вакуумно-дугового разряда, содержащего микрокапли испаряемого материала //Металлы. 2008. №2. С. 20–34.
28. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Ионное травление и модифицирование поверхности ответственных деталей машин в вакуумно-дуговой плазме //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. Спец. вып. Перспективные конструкционные материалы и технологии. 2011. С. 149–163.
29. Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Александров Д.А., Горлов Д.С. Исследование возможности повышения служебных характеристик лопаток компрессора ГТД методом ионного модифицирования поверхности //Труды ВИАМ. 2013. №1 (электронный журнал).
30. Шулаев В.М., Таран В.С., Тимошенко А.И., Гасилин В.В. Исследование эффектов модификации поверхности металлических подложек, подвергнутых ионно-плазменной обработке //Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум. Чистые материалы, сверхпроводники. 2011. №19. С. 184–192.
31. Андреев А.А. Вакуумно-дуговое модифицирование поверхности стальных изделий //ФИП. 2007. Т. 5. №3–4. С. 140–148.
32. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
33. Белов С.П., Брунн М.Я., Глазунов С.Г. и др. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов. М.: Металлургия. 1992. С. 5–15.