

ЖАРОСТОЙКИЕ И ТУГОПЛАВКИЕ ПОКРЫТИЯ

С.А. Мубояджян, А.Н. Луценко, Д.А. Александров, Д.С. Горлов

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГТД МЕТОДОМ ИОННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ

Одним из основных направлений современного авиационного двигателестроения является повышение ресурса и надежности ответственных деталей ГТД. Для обеспечения служебных характеристик и повышения ресурса двигателя необходимо защитить лопатки ГТД от коррозионного воздействия и поверхностного окисления. Ионное модифицирование поверхности деталей из конструкционных материалов является одним из способов поверхностной обработки, применяемых в машиностроении [1–2]. Разновидностью поверхностной обработки деталей из конструкционных материалов является разработанный в ВИАМ технологический процесс ионного модифицирования поверхности металлических изделий, выполненных из сталей и титановых сплавов, с использованием ионной обработки в плазме вакуумно-дугового разряда [3–8].

Технология ионно-плазменной обработки и модифицирования поверхности лопаток компрессора ГТД обеспечивает получение на поверхности обрабатываемой детали насыщенного слоя с отличным от материала основы структурно-фазовым состоянием. Эти разработки велись для решения задач повышения ресурса ответственных деталей авиационного двигателя, таких как лопатки компрессора ГТД.

Разработанный технологический процесс может быть реализован на ионно-плазменных установках МАП-1М (модернизированный вариант серийной промышленной установки МАП-1) или МАП-2 (установка МАП-1М с автоматизированной системой управления технологическим процессом – АСУ ТП), которыми оснащены моторные заводы отрасли [9].

В работе обсуждается процесс ионного модифицирования поверхности и приведены примеры его применения для повышения служебных характеристик стальных и титановых лопаток компрессора.

Процесс ионного модифицирования поверхности

Одним из основных узлов в ионно-плазменных установках типа «МАП» является генератор плазмы, базирующийся на использовании сильноточного (300–700 А) вакуумного дугового разряда, который позволяет получать высокоионизированные потоки вещества (при этом степень ионизации и спектр кратности заряда ионов зависит от материала катода). При взаимодействии таких потоков с проводящей поверхностью, помещенной в плазму, легко управлять энергией ионов путем подачи на эту поверхность отрицательного потенциала от автономного источника питания, положительный полюс которого подключается к другой токопроводящей поверхности, контактирующей с плазменным потоком и имеющей развитую поверхность. Если величина прикладываемого отрицательного потенциала составляет сотни вольт, то в первом приближении можно считать, что средняя энергия ионов (в эВ) в потоке, приходящем на поверхность подложки, равна величине приложенного потенциала, помноженного на среднюю кратность заряда ионов.

В целом в зависимости от средней энергии ионной составляющей, взаимодействующей с поверхностью обрабатываемой детали, на поверхности преимущественно протекает один из следующих взаимосвязанных процессов: конденсация покрытия, конденсация с распылением (ионным травлением) осаждающегося слоя, ионное травление материала подложки, внедрение бомбардирующих частиц в поверхностный слой подложки – ионное насыщение (модифицирование) поверхности при одновременном ее ионном травлении. Все эти процессы сопровождаются ионным нагревом обрабатываемой детали.

Для ионного модифицирования поверхности, проводимого при средней энергии ионов в несколько сотен (и более) электронвольт, характерен достаточно быстрый разогрев обрабатываемой детали, что наряду с постоянной ионной бомбардировкой поверх-

ности приводит к интенсификации диффузионных процессов в поверхностном слое материала детали. При этом модифицирование поверхностного слоя протекает в основном благодаря развитию на поверхности процесса термостимулируемой ионной диффузии.

Основными технологическими параметрами ионного модифицирования являются: ток вакуумной дуги I_d , А; отрицательный потенциал, подаваемый на обрабатываемую деталь U , В, и продолжительность ионной обработки τ , мин.

Ток вакуумной дуги влияет на концентрацию заряженных частиц в генерируемом потоке: с ростом величины I_d растет плотность потока заряженных частиц, бомбардирующих подложку, и, следовательно, интенсифицируются термодиффузионные процессы, обеспечивающие ионное модифицирование.

Величина отрицательного потенциала U , как отмечалось выше, задает среднюю энергию ионов в генерируемом потоке модифицирующего материала, определяя температуру нагрева обрабатываемой детали и создавая условия для протекания процессов термостимулируемой ионной диффузии.

Продолжительность ионной обработки, наряду с током дуги и отрицательным потенциалом, подаваемым на обрабатываемую деталь, влияет на характеристики образующегося модифицированного поверхностного слоя. Неизменность вышеперечисленных основных технологических параметров обеспечивает высокую повторяемость результатов ионного модифицирования в потоке заданного модифицирующего материала.

В процессе проведенных исследований основные технологические параметры варьировались в следующих пределах:

$$I_d=200\div 700 \text{ А}; U=250\div 700 \text{ В}; \tau=15\div 60 \text{ мин.}$$

Свойства модифицированных слоев существенно зависят как от модифицирующего материала, так и от материала детали, подвергаемой ионной обработке. Состав модифицирующего материала задается химическим составом катодов, используемых в ионно-плазменных установках.

Исследование модифицированных слоев

В табл. 1 приведены результаты гравиметрических исследований образцов из различных материалов, подвергнутых ионному модифицированию в плазменных потоках разного состава на установке МАП-2. Ионное модифицирование на установке МАП-2 проводилось при параметрах $\tau=1$ ч; $U=-300\div -600$ В. Ток дугового разряда изменяли в диапазоне 300–450 А для поддержания постоянной температуры подложки $T_{\text{п}} \approx 600^\circ\text{C}$ (температура определялась по показаниям термопары).

Таблица 1

Материал основы	Удельное изменение массы образцов после ионного модифицирования			
	$\Delta P/S$, мг/(см ² ·ч), после бомбардирования ионами			
	Ti	Cr	Zr	Al
ЭП718-ИД	-6,1	-7,0	-2,6	-3,3
ЭП866	-2,5	-5,0	-2,4	-0,4
ЭИ962	-1,1	-3,0	-3,5	-0,9
ОТ4-1	–	–	–	+2,5
ВТ8М-1	–	–	+1,94	+1,20
ВТ20	–	–	+2,00	+1,26
ВТ9	–	–	+1,96	+1,23

Из рассмотрения полученных данных следует, что в процессе ионной обработки наблюдается «конкуренция» двух взаимосвязанных процессов: насыщение обрабатываемой поверхности модифицирующим материалом и потеря массы обрабатываемого материала из-за ионного травления поверхности подложки. Степень этой «конкуренции» зависит как от сорта бомбардирующих ионов, так и от свойств материала основы.

Для использованных материалов подложек, таких как стали ЭП866, ЭИ962 и сплав ЭП718-ИД, процесс ионной обработки сопровождается потерей массы, интенсивность которой зависит как от материала подложки, так и от вида бомбардирующих

ионов. Обработка титановых сплавов ионами тех же видов существенно меняет наблюдаемую картину – на образцах наблюдается положительный привес.

В целом приведенные результаты экспериментально подтверждают влияние состава плазмообразующего материала и материала основы на характер протекания процессов ионного модифицирования.

Химический состав используемых при ионном модифицировании материалов (катодов) представлен в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав модифицирующих материалов (катодов)

Материал катода	Содержание элементов, % (по массе)								
	Ti	Zr	Al	Cr	Y	Ni	Si	Nb	Fe
Ti (BT1-0)	Основа	–	<0,7	–	–	–	≤0,1	–	<0,25
Zr(Э-110)	–	Основа	–	–	–	–	–	0,9–1,1	–
Cr(BX-1)	–	–	0,1	Основа	–	–	0,3	–	0,6
Al (99)	<0,002	–	>99,99	–	–	–	≤0,003	–	<0,003
Ni–Cr	–	–	–	23–25	–	Основа	–	–	–
Zr–Y	–	Основа	–	–	8–15	–	–	–	–
Al–Ni–Y	–	–	Основа	–	1,2–1,8	13–16	–	–	–

В проведенных исследованиях были опробованы различные способы ионной обработки поверхности:

- модифицирование в плазменном потоке чистых металлов, бинарных и многокомпонентных сплавов;
- последовательное модифицирование в плазменных потоках различного состава;
- модифицирование поверхности с применением конденсированных слоев плазмообразующего материала;
- модифицирование с предварительным нанесением конденсированного слоя («mixture» – перемешивание);
- модифицирование с предварительным и последующим нанесением конденсированного слоя.

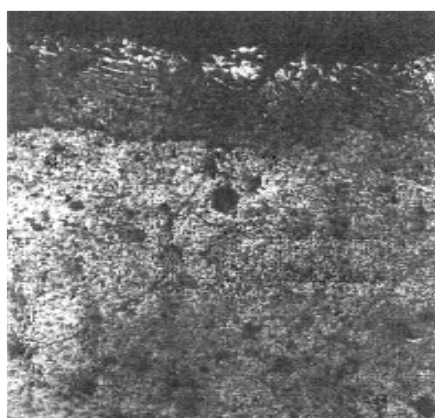
Реализация последнего способа достигалась путем изменения величины U в процессе ионной обработки поверхности и перехода от процесса преимущественной конденсации к процессу ионного насыщения поверхности.

Использование при модифицировании дополнительных тонких (до 10 мкм) конденсированных слоев модифицирующего материала преследовало две цели:

- предварительное накопление модифицирующего материала на поверхности обрабатываемой детали; либо осаждение после модифицирования.

На рис. 1 и 2 представлены микроструктуры полученных модифицированных слоев.

а)



б)

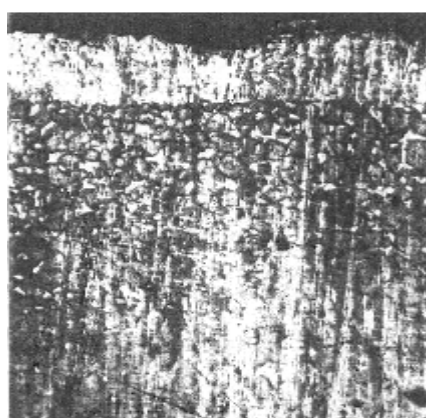


Рис. 1. Микроструктура (×500) образцов с модифицированными слоями:

а – основа – титановый сплав BT18У, модифицирование в плазме Zr–Y; б – основа – сталь ЭП866, модифицирование в плазме Ti

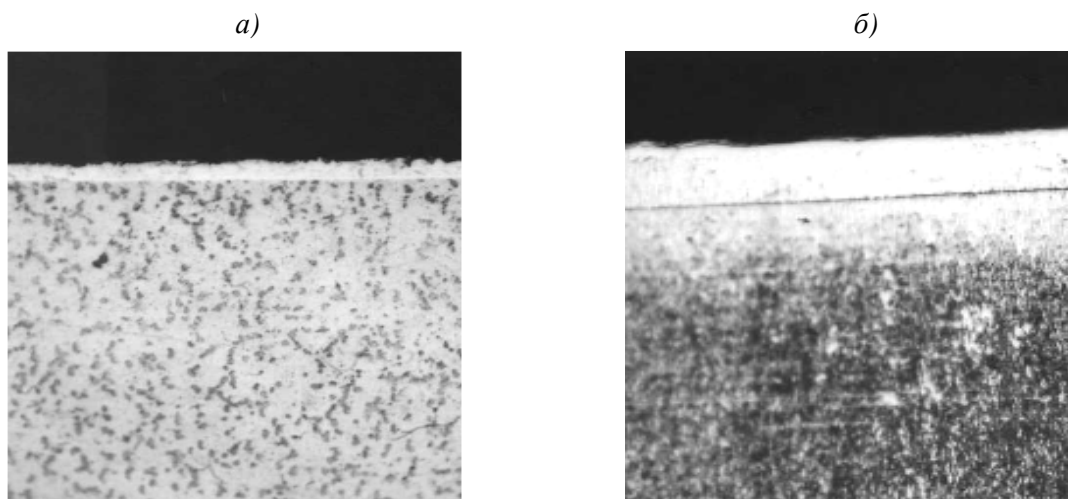


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) образцов с модифицированными слоями:
a – основа – титановый сплав ВТ8М-1, осаждение в плазме Ni–Al–Y; *б* – основа – титановый сплав ВТ8М-1, модифицирование в плазме Ni–Al–Y

В табл. 3 приведены результаты рентгеноструктурного анализа (РСА) полученных модифицированных слоев.

Таблица 3

Фазовый состав поверхностных слоев после ионного модифицирования

Материал основы	Вид бомбардирующих ионов	Фазовый состав поверхностного слоя
ЭИ962	Без обработки	α -Fe + Cr ₂₃ C ₆
	Ti	α -Fe + FeTi + FeO + Fe ₂ Ti
	Zr	α -Fe + α -Zr + Fe ₂ Zr
	Cr	α -Fe + σ -FeCr
	Al	α -Fe + FeAl + AlCr ₂
ВТ18У	Без обработки	α -Ti + β -Ti
	Al	TiAl ₃
	Cr	α -Ti + β -Ti + α -Cr + TiCr ₂
	Ni–Cr–Al–Y	α -Ti + β -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19') + γ -Ni
ВТ9	Без обработки	α -Ti + β -Ti
	Ni–Cr–Al–Y	α -Ti + β -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19') + γ -Ni
ВТ8М-1	Без обработки	α -Ti + β -Ti
	Ni–Cr–Al–Y (осаж.)	α -Ti + γ -Ni + Ni ₃ Ti + Ti ₂ Ni + Ni ₂ Y
	Ni–Cr–Al–Y	α -Ti + β -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19') + γ -Ni
	Ni–Al–Y (осаж.)	α -Ti + γ -Ni + Ni ₃ Ti + Ti ₂ Ni + Ni ₂ Y
	Ni–Al–Y	α -Ti + β -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19') + γ -Ni
	Zr	α -Ti + α' -Ti(Zr) + β -Ti(Zr)

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре фирмы Rigaku D/MAX 2500 с применением Fe, Co и Cu K $_{\alpha}$ -излучений. Сталь ЭИ962 в исходном состоянии содержит фазы α -Fe и следы карбида Cr₂₃C₆. Наибольшие изменения в структурном состоянии поверхности этой стали наблюдались после обработки ионами титана. При обработке ионами хрома в поверхностном слое образуется фаза σ -FeCr, и концентрация хрома на поверхности достигает 50%. При обработке ионами Zr в поверхностном слое наблюдается очень небольшое количество фаз α -Zr и Fe₂Zr.

Титановый сплав ВТ18У в исходном состоянии представляет собой смесь фаз α -Ti и малого количества β -Ti. Обработка этого сплава ионами Al приводит к формированию на поверхности толстого слоя фазы $TiAl_3$. При ионной обработке в плазме Cr в поверхностном слое наряду с α -Ti и β -Ti обнаружены небольшие количества α -Cr и фазы Лавеса $TiCr_2$, причем количество β -Ti значительно возросло. При ионной обработке в плазме сплава Ni-Cr-Al-Y в предповерхностных слоях наблюдали фазы материала основы α -Ti, β -Ti и фазы состава TiNi двух модификаций – фаза с решеткой типа B2 и B19' и твердый раствор на основе γ -Ni.

После ионного модифицирования титановых сплавов ВТ8М-1 и ВТ9 в плазме сплавов Ni-Cr-Al-Y и Ni-Al-Y наблюдали те же фазы, что и при модифицировании сплава ВТ18У (рис. 3). При ионной обработке в плазме Zr титанового сплава ВТ8М-1 обнаружены фазы твердого раствора α -Ti и твердый раствор Zr в Ti: α' -Ti(Zr) и β -Ti(Zr).

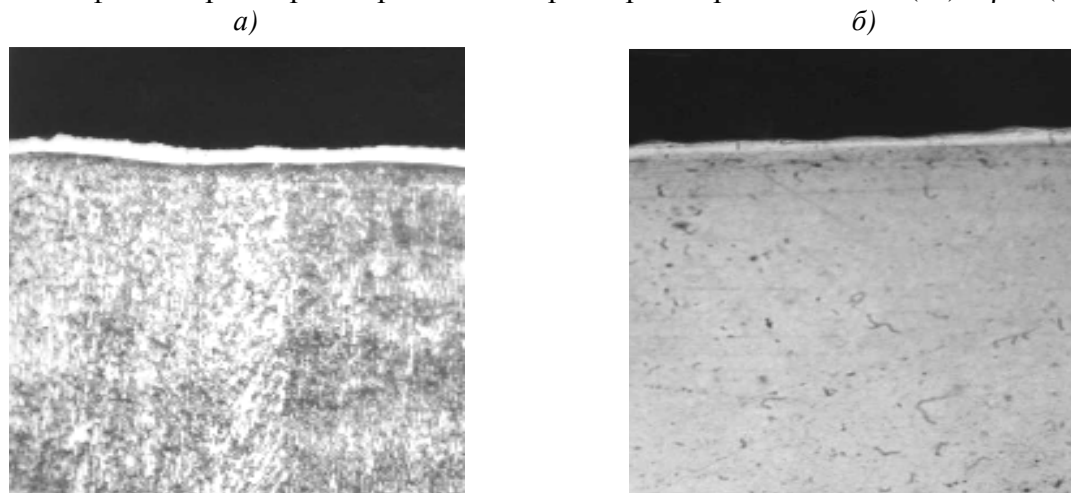


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) образцов с модифицированными слоями:
a – основа – титановый сплав ВТ8М-1, осаждение в плазме Ni-Cr-Al-Y; *б* – основа – титановый сплав ВТ9, модифицирование в плазме Ni-Cr-Al-Y

После осаждения в плазме сплавов Ni-Cr-Al-Y и Ni-Al-Y на титановые сплавы ВТ8М-1 и ВТ9, наряду с фазами материала основы, наблюдались интерметаллидные фазы Ni_3Ti , Ti_2Ni и Ni_2Y .

Полученные результаты показывают, что ионное модифицирование позволяет значительно изменять структурно-фазовое состояние поверхности конструкционных материалов.

В табл. 4 приведены данные по элементному составу модифицированных слоев.

Таблица 4

		Элементный состав модифицированных слоев									
Материал основы	Вид бомбардирующих ионов	Содержание элементов, % (по массе)									
		Cr	Ni	Mo	W	Ti	Al	Si	Nb	Zr	Co
ЭИ962	Без обработки	11,5	1,2	0,5	2,0	2,2	–	–	–	–	–
	Ti	10,0	0,8	0,2	1,8	87,2	–	–	–	–	–
ВТ18У	Без обработки	–	–	1,0	–	90,0	3,5	0,2	1,1	3,0	–
	Zr	–	–	0,2	–	59,0	1,4	–	2,6	37,0	–
	Al	–	–	0,5	–	46,5	49,7	–	1,0	1,9	–
	Ni-Co-Cr-Al-Y	21,1	50,6	–	–	1,5	7,1	–	–	–	19,3
ВТ8М-1	Ni-Al-Y (осаж.)	2,5	84,6	0,3	–	5,9	5,0	0,4Y	–	0,1	–
	Ni-Al-Y	0,2Sn	55,7	0,3	0,5Ta	39,1	2,4	–	–	0,3	–

Микрорентгеноспектральный анализ проводился на анализаторе «Суперпроб 747». Полученные данные показывают, что для титановых сплавов ВТ18У, ВТ8М-1 и ВТ9 после ионной обработки в поверхностном слое наблюдается существенное повышение концентрации модифицирующего элемента при значительном снижении концентрации титана. Для стали ЭИ962 также характерно снижение концентрации основных легирующих элементов при росте концентрации модифицирующего элемента.

Представленные результаты показывают, что после проведения ионной обработки конструкционных материалов в плазме вакуумного дугового разряда в поверхностном слое помимо структурных изменений наблюдаются изменения фазового и элементного состава, что наглядно свидетельствует об образовании на поверхности подложки модифицированного слоя.

Примеры применения ионного модифицирования поверхности конструкционных материалов для повышения их служебных характеристик

В работе исследована возможность повышения при помощи ионного модифицирования рабочих характеристик конструкционных материалов. Так, для стали ЭП866, применяемой для изготовления лопаток компрессора ГТД, были проведены испытания на коррозионную стойкость в условиях воздействия солевой коррозии. Испытания образцов с различными вариантами ионного модифицирования проводились по методике циклических испытаний (10 циклов) с температурой нагрева 600°C. Каждый цикл состоял из выдержки образцов при температуре 600°C в течение 1 ч в печи с воздушной атмосферой, последующего подсуживания на воздухе в течение 1–2 мин, охлаждения до комнатной температуры в 3%-ном растворе NaCl и последующей выдержки во влажном эксикаторе в течение 22 ч. Для сравнения были испытаны образцы той же партии стали без ионной обработки. После каждого цикла испытаний проводился визуальный осмотр, при необходимости – осмотр с помощью бинокулярного микроскопа и гравиметрические измерения. После 10 циклов испытаний образцы были исследованы при помощи бинокулярного микроскопа и выборочно – путем металлографического анализа микрошлифов на микроскопе МИМ-8.

Результаты визуального осмотра образцов стали ЭП866 после ионного модифицирования в плазме Ti, Al и Zr при отрицательном потенциале, обеспечивающем разогрев материала основы до 600°C, представлены в табл. 5.

Таблица 5

Коррозионное поражение поверхности образцов из стали ЭП866 в процессе циклических коррозионных испытаний

Вариант ионной обработки	Степень коррозионного поражения, % поверхности, после коррозионных испытаний в течение, цикл									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Без обработки	10	15	30	40	60	70	75	75	80	85
Ti ⁺	0	1	10	20	25	30	70	70	70	80
Zr ⁺	0	0	0	0	0	0	0	20	30	70
Al ⁺	0	0	2	3	6	10	15	25	30	45
Ti ⁺ +Zr ⁺	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Ti ⁺ +Al ⁺	0	5	10	35	55	60	60	65	70	75
Zr ⁺ +Al ⁺	0	0	0	<1	1	5	8	25	30	40

В табл. 6 представлены результаты гравиметрических исследований после испытаний на циклическую коррозионную стойкость при температуре 600°C.

Таблица 6

**Удельное изменение массы* образцов из стали ЭП866
после циклических коррозионных испытаний при температуре 600°C**

Вариант ионной обработки	$\Delta P/S$, мг/см ² , после коррозионных испытаний в течение, цикл									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Без обработки	+0,17	+0,22	+0,32	+0,41	-0,85	-1,21	-1,68	-1,82	-1,94	-2,1
Ti ⁺	+0,49	0	-0,03	+0,24	-0,27	-0,3	-0,67	-0,82	-1,58	-1,12
Zr ⁺	+0,56	+0,68	+0,29	+0,38	+0,03	+0,38	-0,21	-0,24	-0,88	-0,24
Al ⁺	+0,09	–	+0,38	+0,97	+0,97	+ 1,03	+1,06	+ 1,0	+0,59	+0,68
Ti ⁺ +Zr ⁺	+0,14	–	+0,35	+0,38	+0,38	+0,3	+0,18	+0,03	-0,56	+0,06
Ti ⁺ + Al ⁺	+0,27	+0,39	-0,73	-0,49	-0,52	-0,52	-0,61	-0,7	-1,09	-0,42
Zr ⁺ +Al ⁺	+0,41	+0,38	+0,56	+0,94	+0,81	+0,53	+0,34	+0,25	-0,09	+0,28

* Знаком «плюс» показан привес массы, знаком «минус» – потери.

Представленные результаты показывают, что при одинаковых параметрах ионной обработки коррозионная стойкость модифицированных слоев существенно зависит от химического состава плазмообразующего материала (см. табл. 5 и 6). Так, для стали ЭП866 наиболее высокие результаты по коррозионной стойкости были получены при последовательной ионной обработке в плазме Ti и Zr.

Аналогичные испытания были проведены и для стали ЭИ961, в которых лучшие результаты по повышению коррозионной стойкости среди испытанных вариантов ионной обработки были достигнуты при использовании модифицирующего материала системы Al–Co–Si–Y (микроструктура стали после модифицирования приведена на рис. 4). Сравнительные данные по этим испытаниям приведены на рис. 5, а, б. Металлографический анализ образцов после 10 циклов испытаний позволил оценить состояние поверхности и выявить характерные дефекты. Образцы без ионной обработки характеризуются коррозионным поражением на большей части поверхности, при этом наблюдаются крупные очаги коррозии. Такой характер коррозионного поражения сопровождается интенсивной потерей массы образцов, особенно для стали ЭИ961. Состояние поверхности шлифов с последовательной ионной обработкой в плазме Ti+Zr для стали ЭП866 и ионной обработкой в плазме Al–Co–Si–Y для стали ЭИ961 после 10 циклов испытаний близко к исходному состоянию, хотя в этих модифицированных слоях наблюдаются структурные изменения, связанные с воздействием агрессивной среды и высокой температуры. В целом приведенные результаты показывают, что путем ионного модифицирования можно существенно повысить коррозионную стойкость сталей ЭП866 и ЭИ961 в условиях воздействия солевой коррозии.

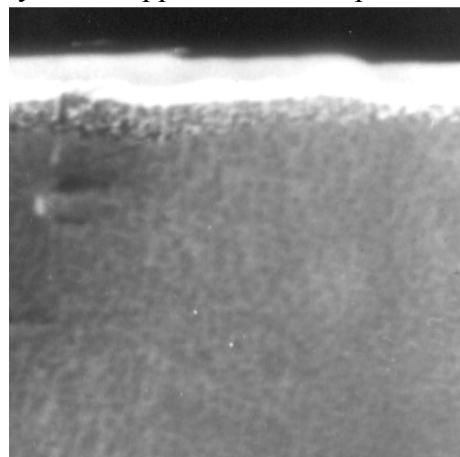


Рис. 4. Микроструктура (×600) образцов стали ЭИ961 после ионного модифицирования в плазме сплава системы Al–Co–Si–Y

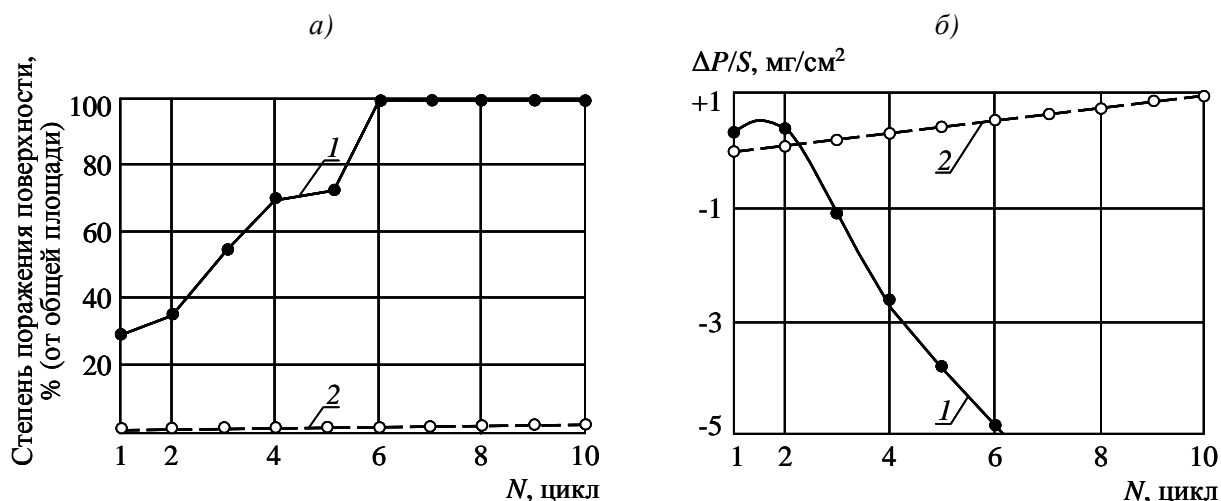


Рис. 5. Коррозионная стойкость (а – степень поражения поверхности; б – потери (привес) массы) стали ЭИ961 при циклических испытаниях (1 цикл: нагрев при 600°С, 1 ч → охлаждение до 20°С в 3%-ном растворе NaCl → выдержка во влажной атмосфере 22 ч):

1 – без обработки; 2 – после ионной обработки в плазме Al–Co–Si–Y

Все варианты ионной обработки, кроме Zr^+ , приводят к снижению скорости окисления по сравнению с исходными образцами (см. табл. 5). Ионная обработка в плазме циркония приводит к интенсивной потере массы образца после экспозиции в течение 90 ч. Лучшими защитными характеристиками среди испытанных вариантов обработки обладают $Zr^+ + Zr$, $Al + Al^+$, $Zr + Zr^+ + Al + Al^+$. Модифицированные слои, полученные при этих вариантах обработки, не имеют дефектов после длительной экспозиции (350 ч) при высокой температуре, отличаются низкой скоростью окисления (0,2–0,3 мг/см²) по сравнению с необработанным материалом (-1,1 мг/см²), а варианты $Zr^+ + Zr$ и $Zr + Zr^+ + Al + Al^+$, кроме того, придают и высокую стабильность поверхностному слою окислы – отсутствуют изменения в процессе всего времени экспозиции.

Длительные испытания на жаростойкость образцов из стали ЭИ961 при 600°С также показывают (рис. 6), что ионная обработка в плазме Al–Co–Si–Y позволяет снизить среднюю скорость окисления в ~3 раза (по сравнению с исходным материалом основы). Другим примером влияния ионного модифицирования на жаростойкость конструкционных материалов являются испытания образцов при 600°С из титановых сплавов ВТ6 (табл. 7) и ВТ18У после ионной обработки в плазме сплава системы Ni–Co–Cr–Al–Y (СДП-1) по различным технологическим вариантам: Т1 – осаждение; Т2 – модифицирование; Т3 – осаждение + модифицирование («mixture»); Т4 – осаждение + модифицирование + осаждение (рис. 7).

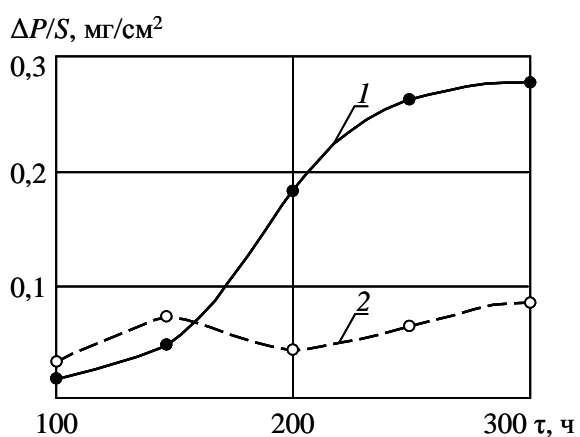


Рис. 6. Жаростойкость стали ЭИ961 при 600°С:

1 – без обработки; 2 – после ионной обработки в плазме Al–Co–Si–Y

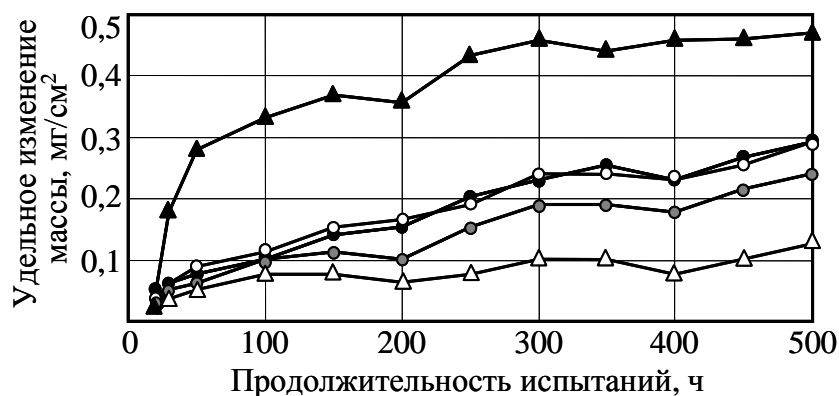


Рис. 7. Испытания на жаростойкость образцов из сплава ВТ18У после ионного модифицирования (СДП-1) на базе 500 ч при температуре 600°C.

Технологические варианты обработки (см. текст):

○ – T1; ● – T2; ○ – T3; △ – T4; ▲ – без обработки

Таблица 7

Жаростойкость образцов из сплава ВТ6 после ионного модифицирования при температуре 600°C

Вид ионной обработки	$\Delta P/S$, мг/см ² , после выдержки при 600°C в течение, ч							
	10	60	90	155	210	260	295	350
Без обработки	+0,09	+0,32	+0,46	+0,62	+0,87	+0,95	+1,01	+1,08
Zr ⁺	-0,21	-0,35	-2,76	-4,45	-5,87	-6,11	-6,3	-6,18
Al ⁺	-0,25	-0,21	-0,21	-0,21	–	+0,07	+0,04	+0,04
Zr ⁺ +Al ⁺	-0,28	-0,18	-0,11	-0,04	+0,11	+0,21	+0,11	+0,18
Al+Al ⁺	-0,21	-0,21	-0,14	-0,35	+0,04	+0,07	-0,04	+0,04
Zr ⁺ +Zr	-0,11	-0,04	+0,07	+0,14	+0,35	+0,39	+0,39	+0,39
Zr+Zr ⁺	+0,14	+0,21	+0,35	+0,64	+0,57	+0,39	+0,11	-0,04
Zr+Zr ⁺ +Al+Al ⁺	-0,04	+0,04	+0,11	+0,14	+0,39	+0,32	+0,32	+0,35
Al+Al ⁺	–	+0,07	+0,07	+0,11	+0,28	+0,32	+0,25	+0,39
Zr ⁺ +Zr+Al ⁺ +Al	+0,07	+0,18	+0,18	+0,25	+0,42	+0,42	+0,43	+0,42

Проведены испытания на жаростойкость и коррозию (циклические испытания) образцов из сплава ВТ8М-1 после ионного модифицирования (рис. 8; табл. 8 и 9). Испытания титановых образцов из сплава ВТ8М-1 после ионного модифицирования, обработанных в плазме сплава системы Ni–Al–Y, проводились при температуре 600°C. По результатам испытаний на жаростойкость и коррозию (циклические испытания) были выбраны параметры технологического процесса формирования модифицированных слоев и проведен сравнительный анализ результатов испытаний сплава ВТ8М-1 и других титановых сплавов (ВТ9, ВТ18У) после ионного модифицирования. Показано, что титановые сплавы (ВТ8М-1, ВТ9, ВТ18У), обработанные в плазме сплавов систем Ni–Co–Cr–Al–Y (СДП-1), Ni–Cr–Al–Y (СДП-2) и Ni–Al–Y, после ионного модифицирования обладают хорошими показателями по жаростойкости и коррозионной стойкости (относительно исходного материала) при температурах до 600°C.

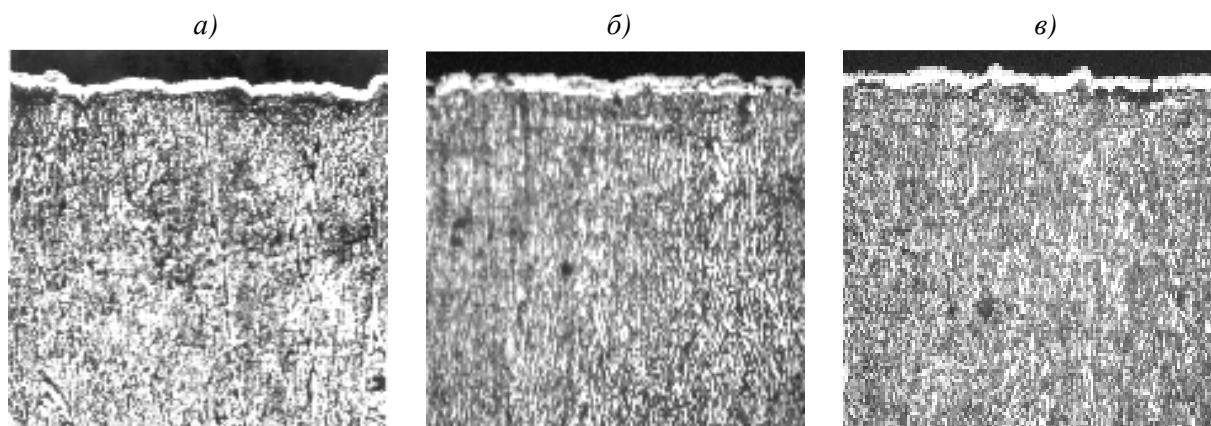


Рис. 8. Микроструктуры образцов из сплава VT8M-1 после ионного модифицирования в плазме сплава Ni-Al-Y:

a – исходное покрытие; *б* – после испытаний на жаростойкость при температуре 600°C на базе 500 ч; *в* – после испытаний на циклическую коррозию при температуре 600°C

Таблица 8

Испытания на жаростойкость титанового сплава VT8M-1 после ионного модифицирования при температуре 600°C

Вид модификатора	Технологический вариант ионной обработки (см. текст)	Удельное изменение массы, мг/см ² , после испытания в течение, ч					
		20	30	50	100	150	200
Без обработки		0,05	0,18	0,28	0,33	0,37	0,36
СДП-1	T1	0,04	0,06	0,09	0,11	0,15	0,16
	T2	0,03	0,06	0,08	0,1	0,14	0,15
	T3	0,03	0,05	0,06	0,1	0,11	0,10
	T4	0,01	0,04	0,05	0,08	0,08	0,06
СДП-2	T1	0,03	0,05	0,08	0,09	0,1	0,08
	T2	0,05	0,08	0,1	0,13	0,15	0,14
	T3	0,03	0,06	0,09	0,11	0,13	0,10
	T4	0,05	0,08	0,14	0,14	0,14	0,12

Таблица 9

Испытания на циклическую коррозию титанового сплава VT8M-1 после ионного модифицирования в 3%-ном растворе NaCl при температуре 600°C

Вид модификатора	Технологический вариант ионной обработки (см. текст)	Удельное изменение массы, мг/см ² , после испытания в течение, цикл					
		1	2	4	5	8	10
Без обработки		0,012732	0,05093	0,05093	0,063662	0,025465	0,05093
СДП-1	T1	-0,01273*	0,05093	0,063662	0,076394	0,038197	0,05093
	T2	0,012732	0,05093	0,038197	0,05093	0,038197	0,076394
	T3	0,012732	0,05093	0,05093	0,076394	0,05093	0,076394
	T4	0	0,063662	0,05093	0,089127	0,101859	0,114592
СДП-2	T1	0,012732	0,05093	0,038197	0,076394	0,063662	0,101859
	T2	0,012732	0,038197	0,038197	0,063662	0,05093	0,076394
	T3	0,012732	0,05093	0,05093	0,063662	0,038197	0,05093
	T4	0	0,05093	0,038197	0,05093	0,05093	0,076394

* Знак «минус» (-) означает потери массы, в остальных случаях – привес.

Для оценки влияния ионного модифицирования поверхности конструкционных материалов на механические характеристики основы, были проведены сравнительные испытания на длительную прочность (табл. 10).

Таблица 10

Длительная прочность конструкционных материалов после ионного модифицирования				
Материал основы	Вид ионной обработки	Температура испытания, °С	σ , МПа	Время до разрушения τ , ч
ЭП866	Без обработки Ti^+	600	340	100,5; 139,5; 143,5; 138,5; 165,5; 152,5; 212
		600	340	103,5; 209
BT8-1	Без обработки Zr^+	500	400	133; 152
		500	400	136,5; 105; 291

Приведенные данные показывают, что для обоих видов конструкционных материалов (сталь и титановый сплав) при исследованных вариантах ионной обработки длительная прочность материалов основы практически не снижается.

Таким образом, выявлены и исследованы структурные особенности модифицированных слоев, формирующихся в процессе ионного модифицирования в плазме сильнооточного вакуумного дугового разряда, и определены основные факторы, влияющие на характеристики таких слоев.

Результаты испытаний на коррозионную стойкость, жаростойкость и длительную прочность для двух классов конструкционных материалов (сталей и титановых сплавов) подтверждают возможность повышения служебных характеристик этих материалов путем применения ионного модифицирования.

Экспериментально установлено, что использование новой технологии ионного модифицирования поверхности обеспечивает повышение эксплуатационных характеристик композиции сплав–покрытие и многократное повышение стойкости к солевой коррозии лопаток компрессора ГТД.

Сложность процессов, протекающих на поверхности конструкционных материалов при ионной обработке и модифицировании, указывает на необходимость детальных исследований при выборе оптимального варианта плазмообразующего материала и режимов обработки как для каждого класса конструкционных материалов, так и для отдельных марок стали и сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мухин В.С., Смыслов А.М., Боровский С.М. Модифицирование поверхностей деталей ГТД по условиям эксплуатации.– М.: Машиностроение, 1995, 256 с.
2. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками /Под ред. Д.М. Поуга и др.– М.: Машиностроение, 1987, 424 с.
3. Патент (РФ) 2164550. Способ обработки поверхности изделия /Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А., Помелов Я.А. //Б.И., 2001, № 9.
4. Патент (РФ) 2188251. Способ обработки поверхности металлического изделия /Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А., Помелов Я.А. //Б.И., 2002, № 24.
5. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Вакуумно-плазменная технология высоких энергий – прогрессивный метод получения износостойких покрытий на деталях ГТД /В кн.: Новые технологические процессы и надежность ГТД.– М.: ЦИАМ, 1981, № 7 (31), с. 7–11.
6. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленная установка МАП-1 для нанесения защитных покрытий различного назначения //Авиационная промышленность, 1995, № 7–8, с. 44–48.
7. Помелов Я.А., Мубояджян С.А. Модифицирование поверхности конструкционных материалов методом ионной обработки в плазме вакуумного дугового разряда //В сб.: Авиационные материалы и технологии, 2003, с. 85–94 (ВИАМ).

8. Мубояджян С.А., Луценко А.Н. Ионное модифицирование поверхности – перспективный процесс для защиты лопаток компрессора ГТД от солевой коррозии и эрозии //Труды международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина. Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение.– М.: ВИАМ, 2006, с. 314–318.
9. Луценко А.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленные технологические процессы ионной обработки поверхности //В сб.: Авиационные материалы и технологии, 2005, № 1, с. 30–40 (ВИАМ).

В.Я. Белоус, А.Д. Журнов, А.Н. Луценко, С.А. Мубояджян

ПОВЫШЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛЬНЫХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГТД ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ

Для защиты лопаток компрессора от коррозионного воздействия окружающей среды одним из перспективных способов является разработка надежных покрытий, обеспечивающих на рабочей поверхности лопаток образование тонких защитных слоев с сопротивлением агрессивному воздействию среды, в несколько раз превышающим сопротивление материала основы.

Анализ повреждений лопаток и других деталей компрессора ГТД после длительной эксплуатации в условиях морской коррозии показывает, что основными причинами возникновения дефектов является солевая коррозия, развивающаяся в процессе воздействия влаги, содержащей хлорид натрия.

В работе проведены комплексные исследования влияния защитного ионно-плазменного покрытия СДП-1+ВСДП-20, разработанного в ВИАМ с целью повышения коррозионной стойкости стальных лопаток компрессора ГТД из стали 15X16K5H2MBФAB (ЭП866-Ш) в области температур 450–650°C, работоспособного во всеклиматических условиях.

Исследование коррозионной стойкости стали ЭП866-Ш с покрытием СДП-1+ВСДП-20

Исследование коррозионной стойкости стали ЭП866-Ш с покрытием СДП-1+ВСДП-20 проводили в условиях камеры солевого тумана (КСТ-35), камеры тропического климата (КТК), промышленной атмосферы и по методике ускоренных циклических испытаний при температуре 450°C.

Испытаниям на коррозионную стойкость были подвергнуты образцы из стали ЭП866-Ш в следующих состояниях:

- в исходном состоянии после термообработки по стандартному режиму;
- после нагревов по режиму 450°C, 100 ч (оксидные пленки не удалялись);
- с покрытием СДП-1+ВСДП-20 после диффузионного отжига;
- с покрытием СДП-1+ВСДП-20 после нагрева по режиму 450°C, 100 ч.

Испытания проводили в соответствии с ГОСТ 9.012 и СТП 1-595-7-358–2001. Продолжительность испытаний составила 6 мес. Результаты испытаний показаны в табл. 1.

Данные, приведенные в табл. 1, свидетельствуют о том, что на образцах стали ЭП866-Ш первые коррозионные повреждения в КСТ-35 появляются через 30 сут испытаний; на образцах, подвергнутых нагреву при 450°C, 100 ч, коррозионные повреждения образуются через 10 сут из-за наличия на поверхности оксидных пленок и обезлегированных слоев. Количество коррозионных повреждений на образцах после нагревов больше, чем на исходных образцах, но глубина их меньше.