

## ИОННАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

*Рассмотрены основные достижения в области ионной обработки и модифицирования поверхности жаропрочных псевдо- $\alpha$ - и ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов, а также представлены результаты исследований новых технологических процессов, которые могут быть рекомендованы для производства и ремонта лопаток компрессора и других деталей ГТД.*

*Представлены результаты исследований и испытаний новых перспективных процессов ионной обработки и модифицирования поверхности титановых сплавов (BT8M-1, BT9, BT20, BT18Y) в плазме чистых металлов, бинарных систем и сплавов на основе никеля, алюминия, титана и циркония.*

*Представленные результаты могут быть использованы для повышения ресурса работы в области температур 450–600 °С существующих и перспективных лопаток компрессора и других деталей ГТД из титановых сплавов, в том числе новых титановых сплавов на интерметаллидной основе.*

**Ключевые слова:** ионная обработка, титановые сплавы.

Основными направлениями развития авиационного двигателестроения и промышленного турбиностроения являются снижение удельной массы двигателей, повышение их удельных характеристик, ресурса и надежности.

Одним из перспективных способов защиты титановых лопаток компрессора от воздействия окружающей среды является разработка надежных покрытий, обеспечивающих на рабочей поверхности лопаток образование защитных слоев с сопротивлением агрессивному воздействию среды, в несколько раз превышающим сопротивление материала основы [1–3].

Повышение рабочих температур при эксплуатации деталей ГТД является критичным для титановых сплавов, так как механизм окисления титановых сплавов при температурах выше 620 °С протекает по нелинейному закону и сопровождается насыщением поверхностных слоев кислородом на глубину ~10–15 мкм, что приводит к охрупчиванию материала и досрочному съему деталей. Поэтому защита поверхности для решения проблемы обеспечения работоспособности при температурах выше 600 °С деталей из титановых сплавов является актуальной задачей [4].

В работе рассмотрены вопросы повышения жаростойкости и термостабильности жаропрочных псевдо- $\alpha$ - и ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов с целью обеспечения работоспособности в области температур 450–600 °С.

Были проведены исследования и испытания титановых сплавов (BT8M-1, BT9, BT20, BT18Y) после ионной обработки и модифицирования в плазме чистых металлов, бинарных систем и сплавов на основе никеля, алюминия, титана и циркония.

Исследования фазового состава проводились на дифрактометре D/MAX-2500 фирмы «Rigaku» в  $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении с симметричной и скользящей (асимметричной) геометрией съемки; элементного состава – с помощью SuperProb 733; испытания на жаростойкость, термостабильность и механические свойства – по методикам ВИАМ.

В проведенных исследованиях были опробованы различные способы ионной обработки поверхности титановых сплавов [4]:

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

– модифицирование с предварительным и последующим нанесением конденсированного слоя.

На рис. 1–3 представлены микроструктуры титановых сплавов после ионной обработки и модифицирования поверхности в плазме сплавов на основе никеля, алюминия и циркония. Показано, что при всех вариантах модифицирования наблюдается зона диффузионного взаимодействия элементов покрытия и основы, а также внешний и внутренний слои.

Были проведены рентгеноструктурные и микрорентгеноспектральные исследования титановых сплавов после ионной обработки с целью определения фазового и элементного состава модифицированных слоев. Результаты представлены в табл. 1–2 и на рис. 4.

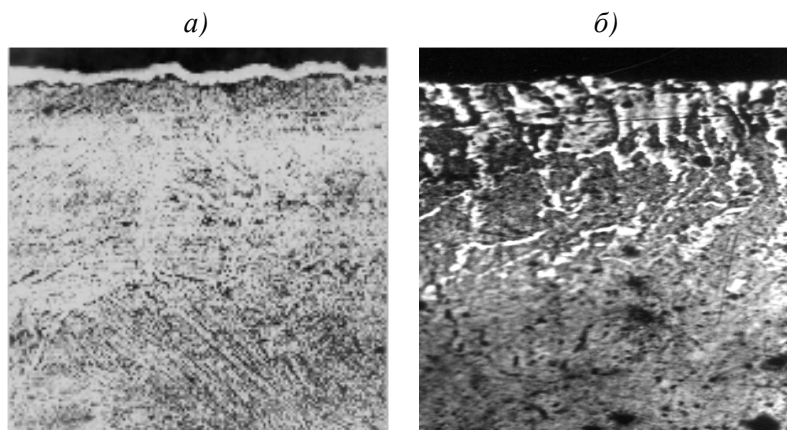


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 500$ ) титановых сплавов после ионного модифицирования:  
*a* – сплав ВТ18У, обработанный в плазме сплава на основе системы Ni–Co–Cr–Al–Y;  
*б* – сплав ВТ9, обработанный в плазме сплава на основе Zr–Y

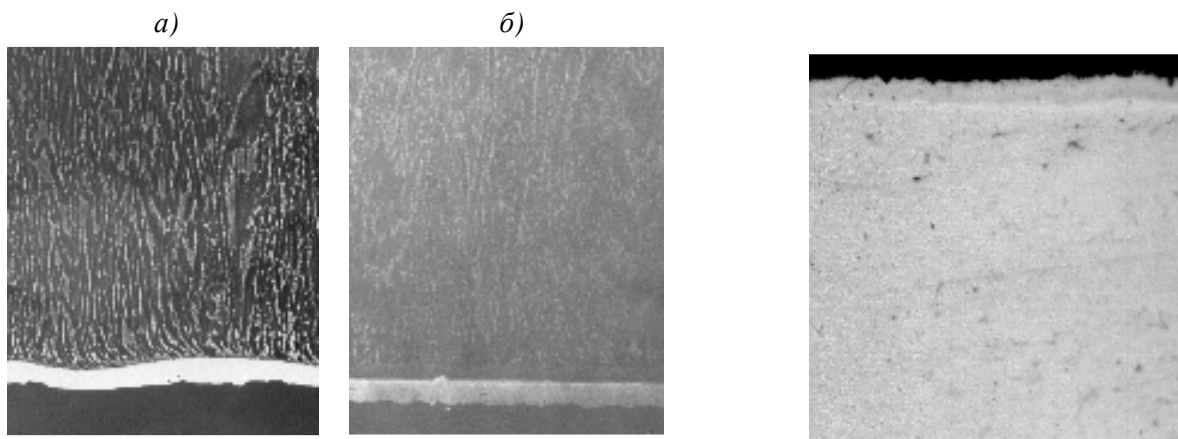


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 500$ ) титанового сплава ВТ8М-1 после ионного модифицирования в плазме сплавов на основе никеля:

*a* –  $(\text{Ni–Al–Y})^+$ ; *б* –  $(\text{Ni–Cr–Al–Y})^+$

Рис. 3. Микроструктура ( $\times 500$ ) титанового сплава ВТ8М-1 после комбинированной ионной обработки в плазме сплавов на основе  $(\text{Ni–Co–Cr–Al–Y})^{++}(\text{Al–Co–Si–Y})$

**Фазовый состав поверхностных слоев титановых сплавов  
после ионного модифицирования**

Материал основы	Вид бомбардирующих ионов	Фазовый состав поверхностного слоя
BT8M-1	Без обработки	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti
	Ni-Cr-Al-Y (осаждение)	$\alpha$ -Ti + $\gamma$ -Ni + Ni <sub>3</sub> Ti + Ti <sub>2</sub> Ni + Ni <sub>2</sub> Y
	(Ni-Cr-Al-Y) <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19)' + $\gamma$ -Ni
	Ni-Al-Y (осаждение)	$\alpha$ -Ti + $\gamma$ -Ni + Ni <sub>3</sub> Ti + Ti <sub>2</sub> Ni + Ni <sub>2</sub> Y
	(Ni-Al-Y) <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19)' + $\gamma$ -Ni
	Zr <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + $\alpha'$ -Ti(Zr) + $\beta$ -Ti(Zr)
BT9	Без обработки	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti
	(Ni-Cr-Al-Y) <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19)' + $\gamma$ -Ni
	(Al-Ni-Y) <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + Ti <sub>3</sub> Al + $\alpha$ -Al
BT18Y	Без обработки	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti (следы)
	(Ni-Cr-Al-Y) <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti + TiNi(B2) + TiNi(B19)' + $\gamma$ -Ni
BT25Y	Без обработки	$\alpha$ -Ti + $\beta$ -Ti
	Zr <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + $\alpha'$ -Ti(Zr) + $\beta$ -Ti(Zr)
	Al <sup>+</sup>	$\alpha$ -Ti + Ti <sub>3</sub> Al + $\alpha$ -Al

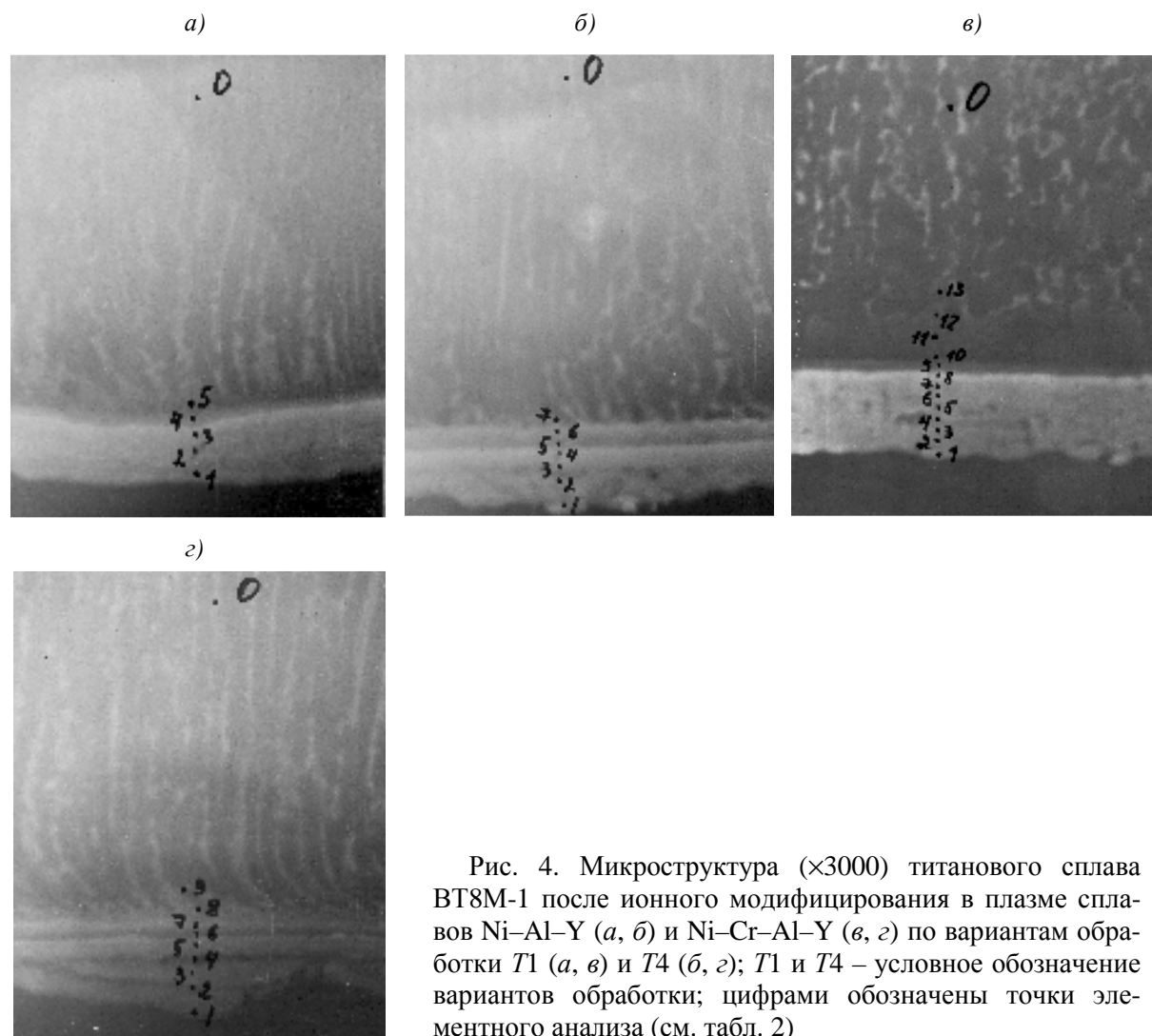


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 3000$ ) титанового сплава BT8M-1 после ионного модифицирования в плазме сплавов Ni-Al-Y (а, б) и Ni-Cr-Al-Y (в, г) по вариантам обработки T1 (а, в) и T4 (б, г); T1 и T4 – условное обозначение вариантов обработки; цифрами обозначены точки элементного анализа (см. табл. 2)

## Локальный химический состав образцов из сплава BT8M-1 после ионной обработки

Покрывание система (сплав)	вариант обработки	Слой покрытия	Место анализа – точка (см. рис. 4)	Содержание элементов, % (по массе)										Σ	
				Al	Ti	Cr	Co	Ni	Y	Zr	Mo	Sn	Ta		
Ni–Al–Y	T1 (см. рис. 4, а)	Основа	Точка «0» (центр образца)	5,4	85,7	0,3	0,1	H/o*	0,1	1,5	4,6	1,2	H/o*	99,0	
		Первый	1 (край)	7,4	0,8	2,9	0,3	84,6	0,8	0,4	0,1	H/o*	0,3	97,6	
			2 (середина)	6,2	1,2	2,7	0,3	86,9	1,0	0,3	0,1	То же	0,2	98,9	
			3 (вблизи второго слоя)	4,8	9,0	3,1	0,2	79,7	1,1	0,6	0,5	0,2	0,7	99,9	
		Второй	4	3,6	46,9	1,2	0,2	44,0	0,3	1,0	2,3	0,5	H/o*	100,0	
			5 (вблизи второго слоя)	5,7	82,5	0,4	0,1	4,3	0,3	1,4	4,2	1,3	То же	100,2	
	T4 (см. рис. 4, б)	Основа	Точка «0» (центр образца)	5,5	85,9	0,1	H/o*	0,1	0,2	1,5	4,3	1,2	0,2	99,0	
		Первый	1 (край)	7,5	1,7	2,7	0,3	82,7	0,8	0,4	0,1	H/o*	1,1	97,3	
			2	6,0	6,0	2,7	0,2	81,2	0,7	0,5	0,1	0,1	1,0	98,5	
			3	2,1	20,3	0,6	0,3	72,0	0,5	0,6	0,5	H/o*	0,8	97,7	
			4	1,8	24,5	0,4	0,3	67,8	0,1	0,6	0,8	0,2	0,8	97,3	
		Второй	5	3,3	36,8	0,4	0,3	53,4	0,2	0,6	2,3	0,6	H/o*	97,9	
			6	3,4	40,7	0,4	0,2	47,9	0,3	0,8	2,2	0,6	0,5	97,0	
			СДП-2	T1 (см. рис. 4, в)	Основа	Точка «0» (центр образца)	5,7	84,7	0,7	H/o*	0,2	0,4	1,7	4,7	0,1
Первый	1 (край)				9,4	0,2	20,3	0,5	56,0	1,2	0,8	0,2	0,2	3,1	91,9
	2	9,1			0,3	21,1	0,5	53,4	1,2	0,7	0,2	0,2	2,8	89,5	
	3	12,3			0,5	16,2	0,5	57,8	1,7	0,9	0,4	H/o*	3,4	93,5	
	4	11,7			0,6	18,6	0,4	51,4	1,2	0,6	0,1	То же	2,6	87,2	
	5	8,8			0,7	23,5	0,5	53,8	1,1	0,5	0,2	-«-	2,9	92,0	
6	11,5	0,8		17,3	0,4	55,8	1,3	0,7	0,3	-«-	3,4	91,5			
7	8,2	2,4		21,9	0,5	53,6	0,9	0,4	H/o*	-«-	3,0	90,9			
Второй	8 (светлая полоса)	7,5		7,3	21,6	0,5	51,4	1,1	0,8	0,6	0,2	2,8	93,8		
	9 (темная полоса)	5,9		36,8	12,8	0,3	34,5	0,9	1,2	1,2	0,1	1,8	95,5		
	10 (черная полоса)	5,3		66,0	6,2	0,2	13,5	0,7	1,1	3,9	1,0	0,3	98,2		
	11 (вблизи черной полосы)	5,6		74,8	2,8	H/o*	6,0	0,9	1,4	4,5	1,3	H/o*	97,3		
	12 (вблизи основного металла)	5,5		73,9	3,7	0,1	6,6	0,7	1,6	4,6	0,8	То же	97,5		
T4 (см. рис. 4, г)	Основа	Точка «0» (центр образца)		5,4	86,1	0,2	H/o*	0,1	0,3	1,6	4,2	1,1	0,2	99,2	
	Первый	1 (край)	13,0	0,9	25,2	0,3	58,0	0,9	0,5	0,1	0,2	0,7	99,8		
		2 (черная полоса)	8,6	1,2	39,6	0,2	48,7	0,9	0,2	0,1	H/o*	H/o*	99,5		
	Второй	3	10,6	1,4	22,4	0,2	61,8	0,8	0,5	0,2	0,1	1,0	99,0		
		4 (черная полоса)	5,1	2,7	46,3	0,2	39,2	0,6	0,3	0,3	0,2	H/o*	94,9		
	Третий	5	8,3	6,9	25,5	0,2	54,1	0,8	0,5	0,2	0,1	0,5	97,1		
		6 (черная полоса)	6,3	26,3	19,1	0,2	42,4	0,4	0,6	0,4	0,3	H/o*	96,0		
	Четвертый	7	3,6	47,3	3,5	0,1	38,4	0,2	0,9	2,0	0,4	То же	96,4		
8		4,1	55,8	2,9	0,2	30,4	0,4	1,1	2,3	0,6	-«-	97,8			

\* Не обнаружено.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что в процессе ионной обработки и модифицирования поверхности титановых сплавов формируются интерметаллидные соединения и твердые растворы на основе элементов покрытия и подложки. Например, при обработке титановых сплавов в плазме сплавов на никелевой основе в

зоне взаимодействия формируются следующие фазы:  $TiNi(B2)$ ,  $TiNi(B19)'$ ,  $Ni_3Ti$ ,  $Ti_2Ni$ ,  $Ni_2Y$ ; в плазме сплавов на алюминиевой основе –  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$ ,  $TiAl_3$ ,  $TiAl_2$ ,  $Ti_2Al_5$ . Следует отметить, что в бинарных системах формирование интерметаллидных соединений определяется условиями ионной обработки поверхности, такими как температура, концентрация и время образования.

По данным послойного элементного анализа титановых сплавов после ионной обработки и модифицирования поверхности установлено, что модифицированные слои, сформированные преимущественно либо при осаждении материала покрытия, либо при модифицировании, состоят из диффузионной зоны и внешнего слоя покрытия (см. рис. 4). Например, при обработке в плазме сплава на основе никеля в зоне диффузионного взаимодействия наблюдаются слои переменного (градиентного) состава  $Ti-(13,5-44)\% Ni-(3,6-13)\% Al-(1,2-30)\% Cr$ , соответствующие интерметаллидным соединениям и твердым растворам на основе никеля и титана.

Для оценки стойкости титановых сплавов к воздействию температур выше рабочих были проведены испытания на жаростойкость в области температур  $500-600^\circ C$  образцов из титановых сплавов после ионной обработки и модифицирования. Испытания проводились в спокойной атмосфере печи, скорость окисления титановых сплавов после ионной обработки оценивали гравиметрическим способом путем определения изменения массы на единицу поверхности на базе 500 ч. Результаты испытаний на жаростойкость титановых сплавов в исходном состоянии и после ионной обработки и модифицирования в плазме сплавов на основе никеля и алюминия представлены на рис. 5–7.

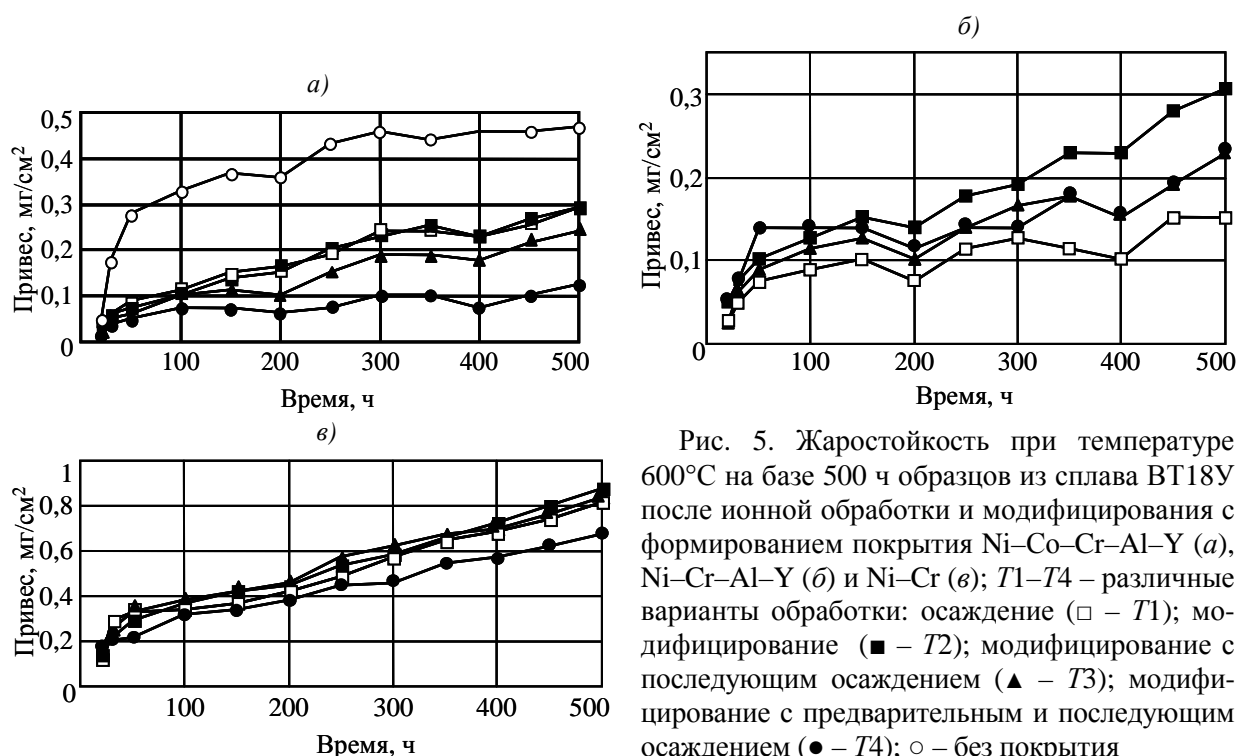


Рис. 5. Жаростойкость при температуре  $600^\circ C$  на базе 500 ч образцов из сплава ВТ18У после ионной обработки и модифицирования с формированием покрытия  $Ni-Co-Cr-Al-Y$  (а),  $Ni-Cr-Al-Y$  (б) и  $Ni-Cr$  (в);  $T1-T4$  – различные варианты обработки: осаждение ( $\square$  –  $T1$ ); модифицирование ( $\blacksquare$  –  $T2$ ); модифицирование с последующим осаждением ( $\blacktriangle$  –  $T3$ ); модифицирование с предварительным и последующим осаждением ( $\bullet$  –  $T4$ );  $\circ$  – без покрытия

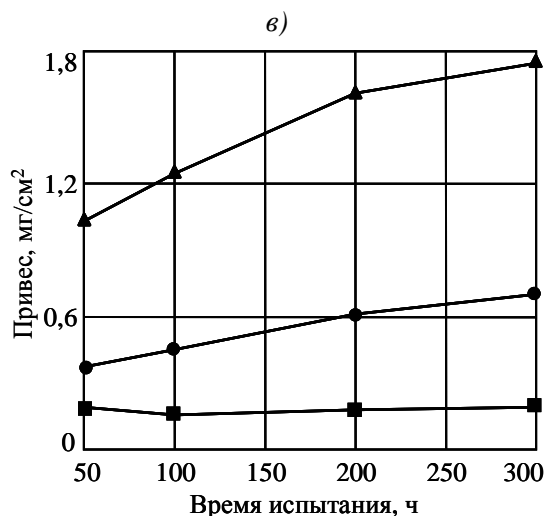
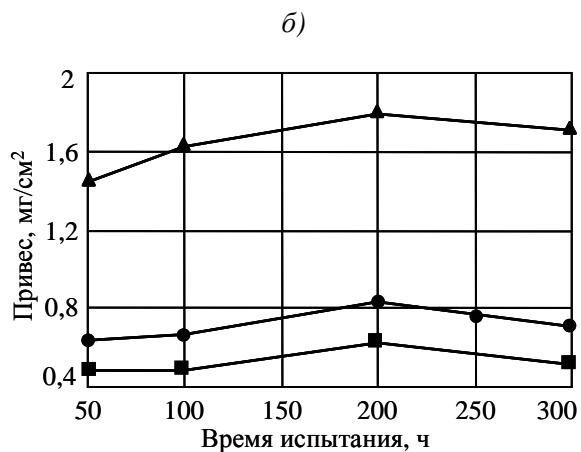
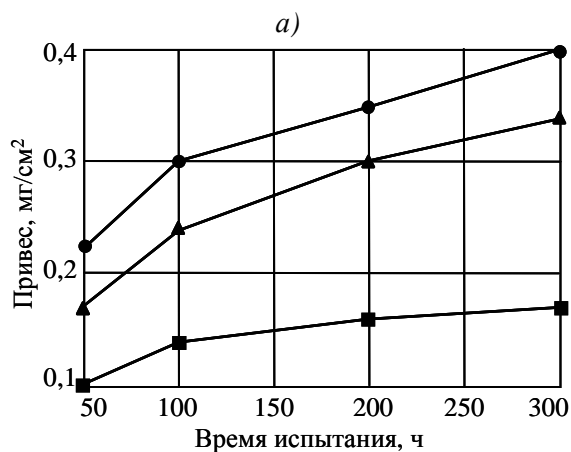


Рис. 6. Жаростойкость при температурах 500 (а), 550 (б) и 600°C (в) сплава VT8M-1 после ионного модифицирования в плазме сплавов Ni-Al-Y (●) и Ni-Co-Al-Y (■); ▲ – без ионной обработки

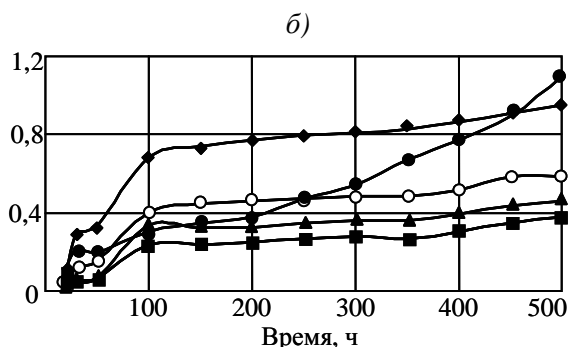
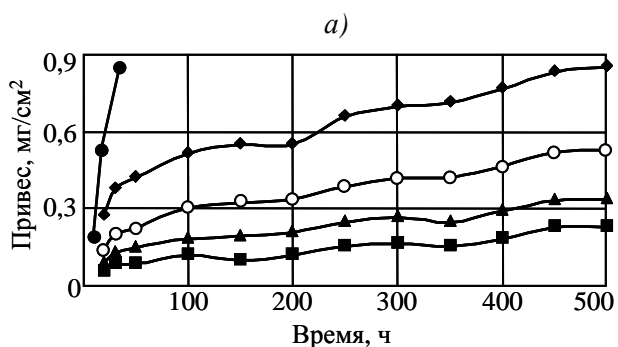


Рис. 7. Жаростойкость при температуре 600°C сплавов VT20 (а) и VT9 (б) после ионного модифицирования в плазме сплава системы ВСДП-16 (Al-Ni-Y): ◆, ■, ▲, ○ – варианты обработки T1–T4 соответственно; ● – без обработки

Показано, что жаростойкость титановых сплавов существенно зависит от состава матрицы во всем диапазоне температур 450–600°C, а при увеличении температуры испытаний выше рабочих температур и до критической 620°C – от состава выбранного модификатора, так как с повышением температуры происходит поверхностное насыщение титанового сплава кислородом и азотом, что может привести к окислению на глубину в несколько десятков микрон и, как следствие, к снижению механических свойств материала основы. Например, обработка титанового сплава VT8M-1 в

плазме сплавов на основе никеля и алюминия позволяет снизить в 1,5–3 раза скорость окисления при длительных испытаниях на жаростойкость при 500–600°C; однако наблюдается и увеличение скорости окисления, связанное с термически стабильным поведением титанового сплава при температурах, близких к рабочим (450°C) (см. рис. 6), когда не выявляется склонности матрицы к поверхностному насыщению кислородом. Такую же тенденцию наблюдали для жаропрочного сплава ВТ18У, обработанного в плазме сплавов на основе Ni–Cr–Al–Y (СДП-2), Ni–Cr и Ni–Co–Cr–Al–Y (СДП-1) (см. рис. 5). Этот факт, возможно, связан с образованием оксидной пленки (двуоксид титана TiO<sub>2</sub>) на поверхности титанового сплава, которая с увеличением температуры может изменять кристаллическое строение и стехиометрический состав, что подтверждено результатами рентгеноструктурного анализа.

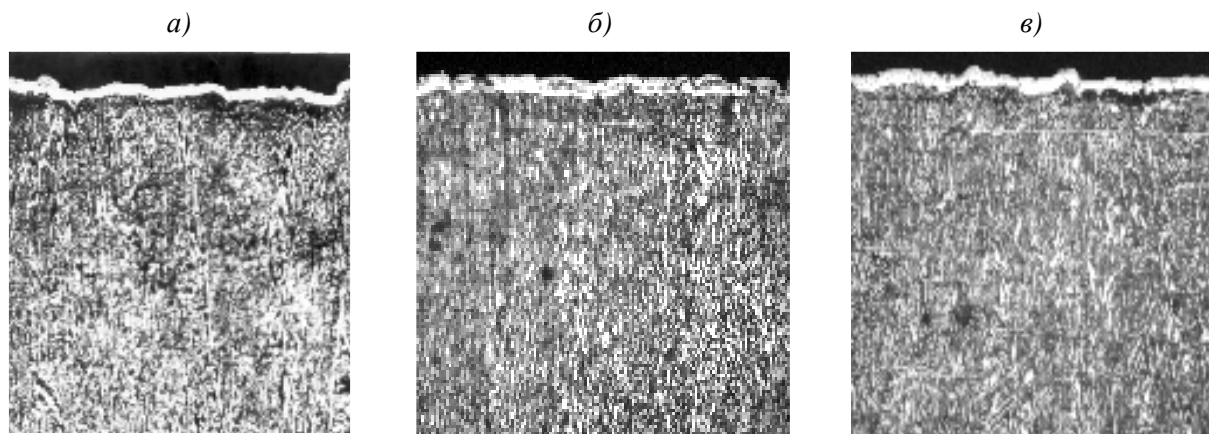


Рис. 8. Микроструктура ( $\times 500$ ) образцов из сплава ВТ8М-1 после ионного модифицирования в плазме сплава Ni–Al–Y:

*а* – исходное покрытие; *б* – после длительных нагревов при температуре 600°C на базе 500 ч; *в* – после испытаний на циклическую коррозию при температуре 600°C (1 цикл: нагрев до 600°C → охлаждение в 3%-ном NaCl)

Однако обработка титановых сплавов в плазме сплава на алюминиевой основе (ВСДП-16 системы Al–Ni–Y) по различным технологическим схемам приводит к значительному снижению скорости окисления по сравнению со скоростью окисления материала основы вследствие формирования на поверхности оксидов алюминия (см. рис. 7).

Проведены испытания на коррозию титанового сплава ВТ8М-1 с целью оценки скорости окисления при температурах 450–600°C. Результаты металлографического исследования титанового сплава ВТ8М-1 после ионного модифицирования, длительных нагревов и испытаний на коррозионную стойкость при температуре 600°C представлены на рис. 8.

Для оценки влияния ионной обработки и модифицирования поверхности титановых сплавов на механические характеристики материала основы проводили испытания на длительную прочность образцов из титановых сплавов с различными вариантами ионной обработки поверхности (*T1–T4*), а также после длительных нагревов в течение 500 ч. Результаты испытаний представлены в табл. 3–5.

Показано, что для титанового сплава ВТ9 после обработки в плазме сплава на алюминиевой основе по технологиям *T2*, *T3* и *T4* снижается уровень длительной прочности, а по технологии *T1* длительная прочность сохраняется на уровне свойств материала ос-

новы. Такая же тенденция наблюдается для сплава ВТ18У, за исключением случаев использования модификатора на основе Ni–Cr, – при обработке по технологиям T2 и T3 уровень длительной прочности на базе 100 ч при температуре 500°С не снижается.

В результате испытаний на длительную прочность образцов сплава ВТ8М-1 с исходной ионной обработкой и после термостатирования при температуре 500°С на базе 500 ч установлено, что применение технологии T1 (Ni–Cr–Al–Y и Ni–Al–Y) не снижает уровня длительной прочности при испытании с ионной обработкой без термостатирования по сравнению со свойствами материала основы. Однако испытания показали, что ионная обработка и последующее термостатирование образцов титанового сплава приводит к значительному снижению уровня длительной прочности по сравнению со свойствами материала основы, что, вероятно, связано с образованием в процессе нагревов тонкой пленки оксида титана, обеспечивающей защитный эффект и обладающей пластичностью.

Таблица 3

**Испытания на длительную прочность при 500°С образцов сплава ВТ9 после ионного модифицирования в плазме сплава системы Al–Ni–Y**

Вид обработки	Длительная прочность	
	σ, МПа	τ, ч
Без обработки (исходное состояние)	600	214; 198
T1	600	218,5; 211
T2	600	85; 100
T3	600	94,5; 107
T4	600	68; 70

Таблица 4

**Испытания на длительную прочность при 500°С образцов сплава ВТ18У после ионного модифицирования в плазме сплавов на основе никеля**

Покрытие	Вид обработки	Длительная прочность	
		σ, МПа	τ, ч
Без обработки (исходное состояние) Ni–Cr		660	92,5; 50
	T1	660	82,5; 90
	T2	660	126; 120
	T3	660	102; 98
Ni–Cr–Al–Y	T4	660	89; 93
	T1	660	92,5; 90
	T2	660	82; 84
	T3	660	55,5; 51
Ni–Co–Cr–Al–Y	T4	660	81; 79
	T1	660	101; 104
	T2	660	99; 98
	T3	660	85; 81
	T4	660	52; 55



**Испытания на длительную прочность при 500°С образцов титанового сплава ВТ8М-1 после ионного модифицирования и термостатирования**

Покрытие	Вид ионной обработки	Режим термостатирования	$\tau$ , ч (при $\sigma=500$ МПа)	
Ni-Cr-Al-Y	Без обработки		212; 264,5	
	T1	} Без термостатирования	192; 173	
	T4		59,5; 63	
	Ni-Al-Y		T1	206; 199
T4			69; 85,5	
Zr	Модифицирование	44; 51,5		
Ni-Cr-Al-Y	Без обработки		101; 130	
	T4	} Термостатирование при 500°С, 500 ч	45; 47	
	Ni-Al-Y		T1	45,5; 50
			Zr	Модифицирование

Результаты проведенного комплекса исследований и испытаний группы жаропрочных псевдо- $\alpha$ - и ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов после ионной обработки и модифицирования поверхности показывают, что при температурах 450–500°С титановые сплавы менее склонны к поверхностному окислению из-за формирования на поверхности тонкой пленки из оксида титана, а при температурах 500–600°С и выше наблюдается склонность к насыщению поверхности кислородом и азотом на глубину до нескольких десятков микрометров. Установлено, что процессы ионной обработки и модифицирования поверхности титановых сплавов необходимо проводить в тонких слоях, в сумме не превышающих толщины 7–10 мкм, так как увеличение толщины покрытия приводит к снижению механических свойств. Дальнейшее увеличение температуры до критической: 620°С и выше – для титановых сплавов, применяемых в КВД, может приводить к возникновению процессов горячей коррозии, что требует, с одной стороны, разработки новых систем защитных покрытий или, с другой – новых титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением (ВТ41) и на интерметаллидной основе  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\gamma(\text{TiAl})$  или только  $\gamma(\text{TiAl})$ , обладающих высокой жаростойкостью в области температур 600–800°С.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Современные процессы ионной обработки поверхности в плазме вакуумного дугового разряда //В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып.: Высокожаропрочные материалы для современных и перспективных газотурбинных двигателей и прогрессивные технологии их производства. М.: ВИАМ. 2003. С. 102–116.
2. Луценко А.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленные технологические процессы ионной обработки поверхности //В сб.: Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ. 2005. №1. С. 30–40.
3. Мубояджян С.А., Луценко А.Н. Ионное модифицирование поверхности – перспективный процесс для защиты лопаток компрессора ГТД от солевой коррозии и эрозии //Труды международн. научн.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина. М.: ВИАМ. 2006. С. 314–319.
4. Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Горлов Д.С. Перспективы применения ионно-плазменных покрытий для титановых сплавов. //В сб.: Перспективы развития и применения титановых сплавов для самолетов, ракет, двигателей и судов, посвященного 55-летию лаборатории «Титановые сплавы для конструкций самолетов и двигателей». М.: ВИАМ. 2007. С. 61–68.