



УДК 629.7.023.222:620.178.162

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-8-8

ИЗНАШИВАНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ NiP ПОКРЫТИЙ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

И.Р. Асланян

кандидат технических наук

Л.Ш. Шустер

доктор технических наук

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

И.Р. Асланян¹, Л.Ш. Шустер²

ИЗНАШИВАНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ NiP ПОКРЫТИЙ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Исследовано влияние упрочняющей добавки карбида кремния и термической обработки на изнашивание никель-фосфорных (NiP) покрытий, полученных методом электролитического осаждения. Установлено, что изнашивание исследованных покрытий имеет абразивно-окислительный характер: преимущественно абразивный – для композиционных покрытий системы NiP–SiC и окислительный – для покрытий на основе NiP с усталостным разрушением оксидов никеля. Добавка карбида кремния повышает твердость электролитических покрытий, но препятствует закреплению образующихся в процессе трения оксидных пленок на поверхности контакта. После термической обработки твердость покрытий увеличивается благодаря выделению кристаллической фазы Ni₃P и, как следствие, снижается интенсивность изнашивания всех покрытий.

Ключевые слова: электролитическое осаждение, композиционные покрытия, трение, изнашивание, термическая обработка.

I.R. Aslanian, L.S. Schuster

WEARING OF NiP ELECTROLYTIC COATINGS AT SLIDING FRICTION

An effect of reinforcing silicon carbide additives and heat treatment on the wear of nickel-phosphorous coatings (NiP) produced by electrodeposition was investigated. It was found that the wear of the investigated coatings could have an abrasive-oxidative nature: predominantly abrasive for NiP–SiC composite coatings and predominantly oxidative for NiP coatings accompanied by fatigue fracture of nickel oxides. Additives of SiC allow increasing the hardness of electrolytic coatings, but they prevent fixation of oxide films formed during friction on the contact surface. Heat treatment increases the hardness of the coatings due to deposition of the crystalline phase Ni₃P, which reduces the wear rate of the coatings.

Keywords: electrodeposition, composite coatings, friction, wear, heat treatment.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]

E-mail: admin@viam.ru

Введение

Износостойкие электролитические покрытия на основе никеля благодаря своим уникальным свойствам представляют значительный интерес для авиа- и машиностроения, ремонтного производства [1–7]. Никель-фосфорные покрытия характеризуются высокой стойкостью в растворах щелочей и склонностью к пассивированию, безвредностью соединений, высокой гидростойкостью и значительной износостойкостью. Основное назначение никель-фосфорных покрытий – это повышение поверхностной твердости и сопротивления механическому износу. Для повышения поверхностной твердости в состав покрытий вводят различные упрочняющие добавки (например, карбид кремния (SiC)). Однако широкое распространение композиционных электролитических покрытий на основе никеля в промышленности сдерживается вследствие того, что их эксплуатационные свойства, в том числе трибологические характеристики недостаточно изучены [8–14].

Целью данной работы является исследование влияния различных факторов (наличия упрочняющих добавок, термической обработки) на процессы трения и изнашивания композиционных никель-фосфорных покрытий, полученных электролитическим осаждением.

Материалы и методы

Никель-фосфорные покрытия осаждали на стальную подложку в электролитической ванне, содержащей суспензию карбида кремния (200 г/л) со средним диаметром частиц 600 нм, и без суспензии. Раствор содержал 20 г/л фосфористой кислоты (H₃PO₃). Часть образцов подвергали отжигу при 420°C в течение 1 ч.

Металлографические исследования образцов выполнены без использования шлифовальной бумаги, содержащей карбид кремния, для предотвращения попадания инородных частиц в поперечные шлифы. Микротвердость образцов измеряли на поверхности трения и в поперечном шлифе образцов при нагрузке 0,005 кг.

Рентгенографические исследования образцов до и после термической обработки проведены на установке Seifert 3003 TT в Cu K_α-излучении при угле измерений 2 град.

Трибологические испытания проводили по схеме «шар–диск» при нормальном нагружении 2 Н и постоянной скорости скольжения 0,15 м/с. Диаметр поверхности трения диска составлял 24 мм. База испытаний для всех образцов была одинаковая и

составляла 100, 1000 и 15000 циклов. В качестве контртела использовали корундовые шары (фирма Ceratech, Нидерланды) диаметром 10 мм с шероховатостью поверхности $R_a=0,2$ мкм. Испытания проводили без смазки при температуре воздуха 23°C и относительной влажности 50%. Тангенциальную силу трения записывали постоянно в течение всего цикла испытаний. Результаты трибологических испытаний представлены в виде средних значений, полученных по трем измерениям для каждого типа покрытия.

Морфология поверхности покрытий и поверхностей трения проанализирована с помощью сканирующего электронного микроскопа SEM-Philips 515. Химический анализ сделан с помощью установки EDAX при увеличении мощности от 10 до 20 кВ. Некоторые образцы перед металлографическим исследованием подвергали ультразвуковой очистке в этаноле в течение 15 мин.

Высоту (h_r) изношенного слоя вычисляли по данным изношенного объема и его формы, полученным с помощью оптической трехмерной профилирующей системы Wyko NT Series. Износ покрытий оценивали по величине k (приведенной интенсивности линейного износа), характеризующей износ, приходящийся на одно воздействие (цикл).

Результаты

Металлографические исследования структуры никель-фосфорных покрытий представлены на рис. 1, а. Эти покрытия светло-серого цвета с металлическим блеском имеют глобулярную структуру и невысокую шероховатость поверхности $R_a=13$ нм. Отжиг при температуре 420°C в течение 1 ч не привел к заметному изменению шероховатости и внешнего вида покрытий.

Композиционные покрытия системы NiP-SiC представляют собой однородную глобулярную структуру с внедренными частицами карбида кремния (SiC) в виде темных включений. На рис. 1, б представлена структура композиционных покрытий в исходном состоянии. Химический состав покрытий представлен в табл. 1. Шероховатость поверхности композиционных покрытий системы NiP-SiC составляет 50 нм. Увеличение шероховатости композиционных покрытий системы NiP-SiC (по сравнению с шероховатостью никель-фосфорных покрытий) объясняется наличием карбида кремния в их составе. В процессе электролитического осаждения не все частицы карбида кремния прикрепляются к матрице и по окончании процесса незакрепленные карбиды могут выпасть из металлической матрицы. На рис. 2 видно, что размер частиц SiC, внедренных в композиционную никель-фосфорную матрицу, составляет ~600 нм. После термической обработки (отжига) структура покрытий не изменяется. На рис. 2 и 3 видно, что

частицы SiC распределены равномерно как по поверхности, так и по толщине покрытия. На поверхности покрытий трещин не наблюдалось, но они были замечены между покрытием и подложкой. Толщина покрытий составляла от 20 до 30 мкм.

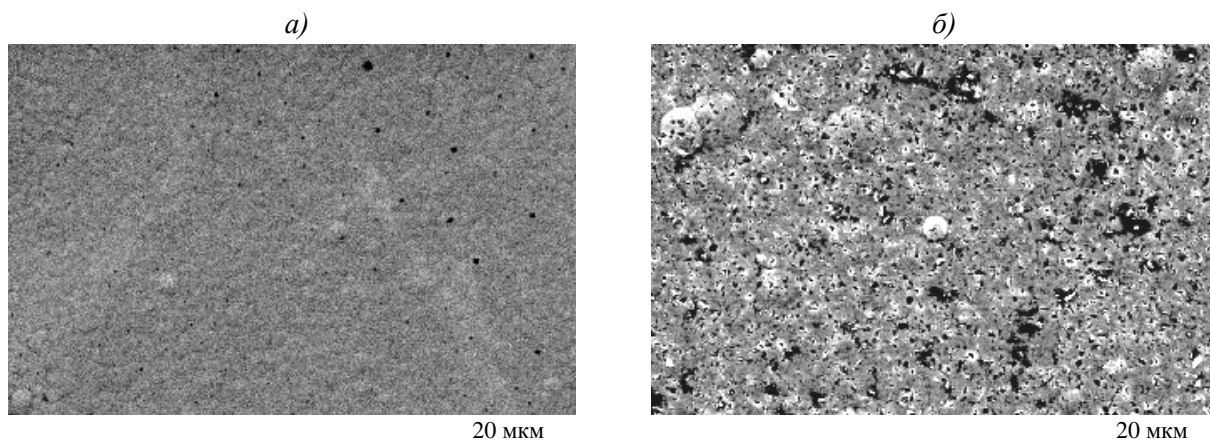


Рис. 1. Микроструктура никель-фосфорного (а) и композиционного покрытия системы NiP-SiC (б) в исходном состоянии

Таблица 1

Химический состав поверхностей трения никель-фосфорных и композиционных покрытий системы NiP-SiC

Покрытие	Состояние поверхности покрытий и частиц износа	N, цикл	Содержание элементов, % (по массе)					
			Ni	P	Si	C	O	Al
NiP-SiC	Исходное	15000	62,56	10,51	5,91	3,08	17,94	1,09
	Отожженное		77,81	10,61	5,58	6,00	–	–
	Продукты износа		31,75	4,42	12,00	15,83	34,08	1,93
NiP	Исходное	100	86,89	13,11	–	–	–	–
		1000	83,12	12,81	–	–	4,07	–
		15000	72,04	9,61	–	–	17,05	1,30
	Отожженное	100	87,21	12,79	–	–	–	–
		1000	82,17	11,76	–	–	6,07	–
		15000	68,17	9,57	–	–	21,14	1,13
	Продукты износа	15000	62,78	8,03	–	–	26,85	2,33

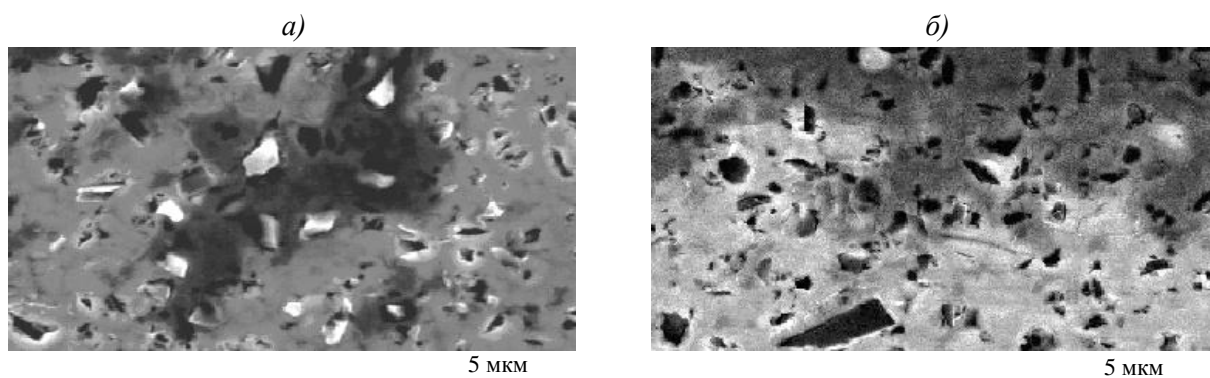


Рис. 2. Распределение карбида кремния в композиционных покрытиях системы NiP–SiC в исходном состоянии (а) и после термической обработки (б)

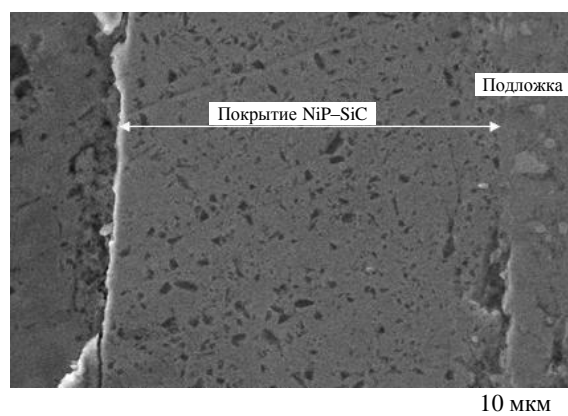


Рис. 3. Поперечный шлиф композиционного покрытия системы NiP–SiC

На рис. 4, а представлена рентгенограмма композиционного покрытия системы NiP–SiC в исходном состоянии, содержащая два пика: широкий пик, характерный для аморфных материалов, и острый пик, соответствующий наличию кремния. Ввиду малого угла дифракции разница в структуре покрытий по глубине не обнаружена. Как и в работе [15] установлено, что после термической обработки при температуре 420°C в структуре никель-фосфорных и композиционных покрытий системы NiP–SiC происходят значительные изменения: в матрице – выделение кристаллической фазы Ni₃P (рис. 4, б). При повышении температуры происходит выделение фосфора по границам зерен, что способствует образованию зон, обогащенных фосфором. Выделение фазы Ni₃P происходит в зонах, содержащих фосфор в количестве, превышающем эвтектическую концентрацию (11% (по массе)) [15]. Фаза Ni₃P, главным образом, располагается по границам зерен [16] благодаря диффузионным процессам, причем энергия активации диффузионного процесса сопоставима с энергией активации, затрачиваемой при самодиффузии

чистого никеля [17]. При температуре 420°C атомы никеля легко мигрируют из зоны, обогащенной фосфором, вступают с ним во взаимодействие и образуют фазу Ni₃P. Из рентгеноструктурного анализа видно, что введение SiC не оказывает заметного влияния на изменения, происходящие в матрице NiP, что соответствует литературным данным [15–17].

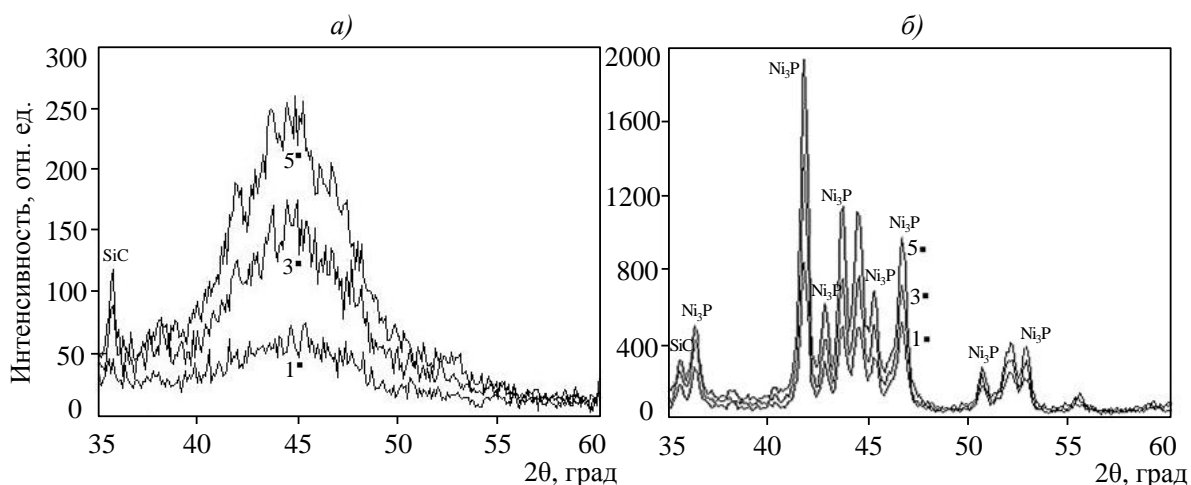


Рис. 4. Рентгенограмма покрытия системы NiP–SiC (80 г/л) без обработки (а) и после термической обработки (б)

Металлографические исследования поверхности трения композиционных покрытий системы NiP–SiC представлены на рис. 5, а. На поверхности трения наблюдаются царапины темного цвета. Эти царапины и трещины параллельны направлению движения. Такой вид поверхности характерен для абразивно-окислительного изнашивания. Вид поверхности трения не зависит от количества внедренных карбидов кремния для композиционных покрытий системы NiP–SiC и примерно одинаков для покрытий до и после термической обработки. На поверхности трения покрытий наблюдается также множество мелких трещин, параллельных и перпендикулярных направлению трения. В результате детального исследования темной зоны в увеличенном масштабе (рис. 5, б) обнаружены места вырыва SiC с развитой системой трещин вокруг этих мест. Это наблюдение имело место для всех композиционных покрытий системы NiP–SiC после термической обработки.

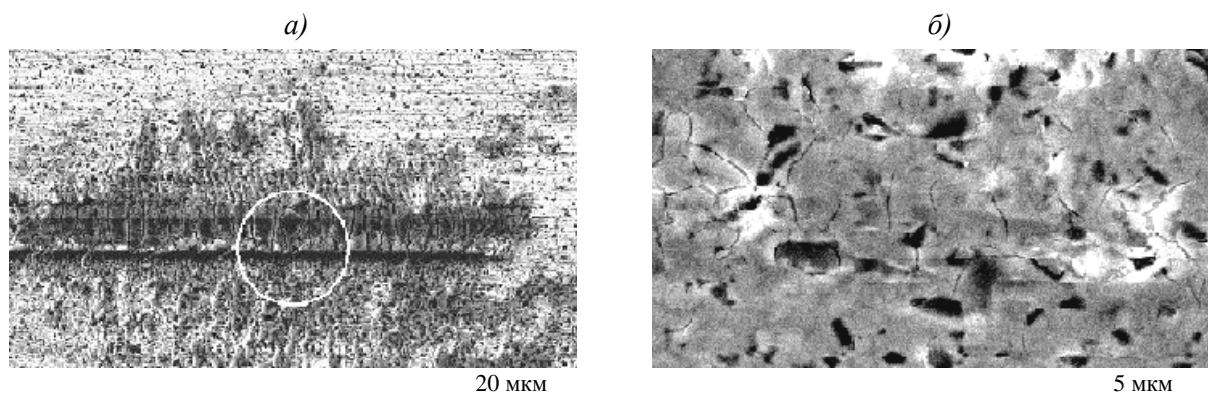


Рис. 5. Микроструктура поверхности трения термообработанных композиционных покрытий системы NiP-SiC после 15000 циклов испытаний (а); увеличенная зона (б)

Образование темных полос замечено на поверхности трения для всех типов покрытий в исходном состоянии и после отжига, но в большей мере оно проявилось на никель-фосфорных покрытиях. Темные полосы расположены параллельно направлению движения и их количество на отожженном никель-фосфорном покрытии растет с увеличением длительности испытаний (рис. б). После 100 циклов испытаний на поверхности трения наблюдается небольшое количество царапин, параллельных направлению движения. Это наблюдение подтверждено авторами работы [18], согласно которой после 400 циклов испытаний никель-фосфорные покрытия демонстрируют абразивное изнашивание.

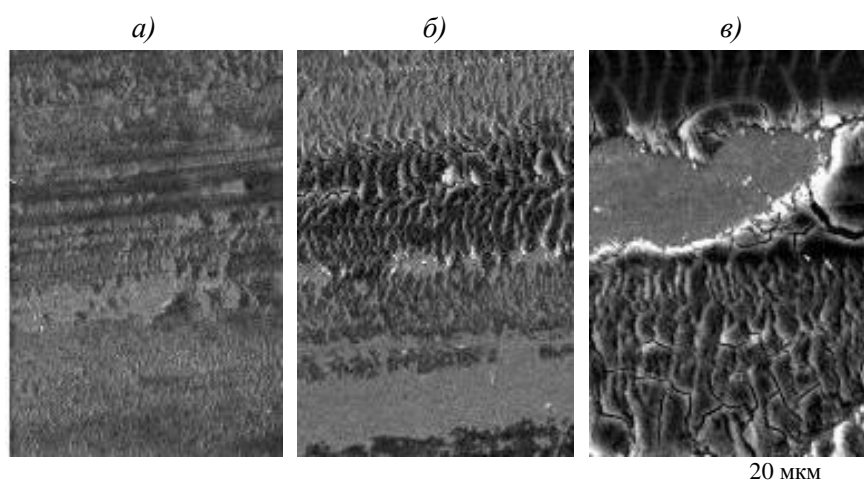


Рис. 6. Эволюция образования оксидных пленок на поверхности трения никель-фосфорных покрытий после испытаний в течение 100 (а), 1000 (б) и 15000 циклов (в)

По результатам исследования видно, что при увеличении базы испытаний со 100 до 1000 циклов характер изнашивания меняется с абразивного на абразивно-окислительный (см. табл. 1). При исследовании поверхности трения после 100 циклов испытаний кислород не обнаружен, однако после 1000 и 15000 циклов на поверхности трения в темных зонах обнаружено наличие кислорода. Количество кислорода возрастает с увеличением длительности испытаний. Причем формирование оксидных пленок на поверхности трения связано с увеличением циклов испытаний независимо от того, были образцы подвергнуты термической обработке или нет. До термической обработки содержание кислорода на поверхности трения для всех покрытий примерно одинаковое (см. табл. 1). После термической обработки содержание кислорода на поверхности трения никель-фосфорных покрытий в ~10 раз превышает содержание кислорода на поверхности трения композиционных покрытий системы NiP–SiC. Содержание кислорода на поверхности трения никель-фосфорных покрытий также зависит от количества циклов испытаний. С увеличением числа циклов испытаний содержание кислорода возрастает. Распределение кислорода по всей площади контакта примерно одинаковое для всех типов композиционных покрытий системы NiP–SiC.

После исследований образцы подвергали ультразвуковой очистке в этаноле в течение 15 мин, в результате которой полностью удалены оксидные пленки, образованные после малого числа циклов испытаний. После 1000 циклов испытаний, ультразвуковой очисткой поверхности трения никель-фосфорных покрытий выявили глубокие царапины с едва заметными следами оксидных пленок. Однако ультразвуковое очищение не помогло удалить оксидные пленки с поверхности трения после 15000 циклов испытаний. Это свидетельствует о том, что сформированные в этих условиях оксидные пленки прочно связаны с поверхностью никель-фосфорных покрытий и участвуют в процессе изнашивания материала.

Результаты исследования изнашивания никель-фосфорных и композиционных покрытий системы NiP–SiC при нагрузке 2 Н представлены на рис. 7. Численные значения приведенной интенсивности (k) линейного износа представлены в табл. 2.

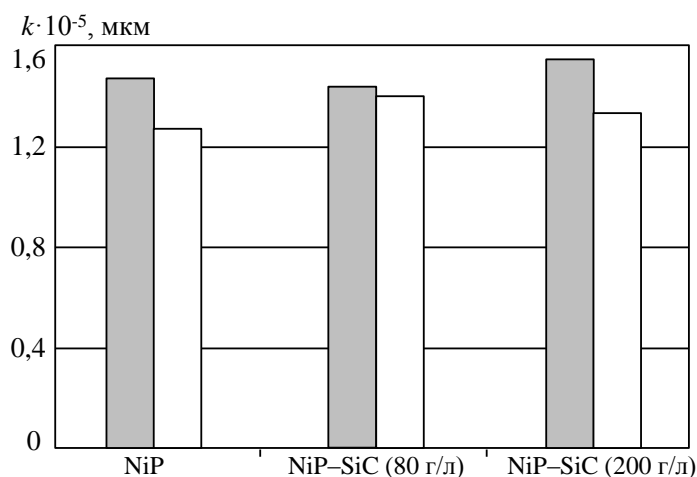


Рис. 7. Приведенная интенсивность (k) линейного износа покрытий после термообработки (□) и без нее (■)

При введении в покрытия SiC наблюдается небольшое увеличение микротвердости композиционных покрытий. После отжига, благодаря выделению кристаллической фазы Ni_3P в матрице NiP, наблюдается увеличение микротвердости всех покрытий. С увеличением содержания SiC в композиционных покрытиях системы NiP-SiC наблюдается некоторое повышение изнашивания вследствие вырывания карбидов кремния с поверхности покрытия. После термической обработки величина износа снизилась для всех покрытий. Это уменьшение связано, главным образом, с образованием кристаллической фазы Ni_3P в металлической матрице всех типов покрытий. Некоторое увеличение интенсивности изнашивания композиционных покрытий системы NiP-SiC по сравнению с никель-фосфорными покрытиями связано, по-видимому, с повышением чувствительности к образованию трещин вокруг карбидов в матрице NiP в процессе изнашивания. В процессе трения карбиды кремния легко вырываются с поверхности, что создает дополнительные потери объема материала испытываемых образцов.

Таблица 2

Результаты трибологических испытаний покрытий

Покрытия	Значение свойств покрытий в состоянии			
	исходном		после термообработки	
	Микротвердость H_{μ}	Приведенная интен- сивность $k \cdot 10^{-5}$, мкм	Микротвердость H_{μ}	Приведенная интен- сивность $k \cdot 10^{-5}$, мкм
NiP	580	1,45	1090	1,27
NiP-SiC (80 г/л)	700	1,42	1150	1,40
NiP-SiC (200 г/л)	730	1,55	1450	1,34

При изнашивании композиционных материалов с твердыми добавками изнашивается преимущественно матрица, а твердые включения выпадают из поверхности при трении, что показано при исследовании композиционных материалов в работе [19]. Карбид кремния композиционного покрытия системы NiP–SiC имеет достаточно небольшие размеры, поэтому при трении покрытий, несмотря на образование карбидами опорных площадок, их опорная способность невысока, и никель-фосфорная матрица активно участвует в процессе трения и изнашивания.

Известно, что при непрерывном трении скольжения на контактной поверхности покрытия возникают прерывисто-циклические напряжения. Так как контакт поверхности покрытия и контртела имеет дискретный характер, фактические пятна касания покрытия испытывают многократное воздействие (тепловое и механическое), в результате чего в приповерхностном слое покрытия образуются трещины, происходит срез с образованием стружки (продуктов износа) и борозд на изнашиваемой поверхности. Многократные упругие деформации поверхностей скольжения разрыхляют структуру этих слоев покрытий. При циклическом действии сил трения кристаллическая решетка поверхностных слоев расшатывается и разрушается. Процесс разрушения представляет собой диспергирование поверхности с образованием твердых (абразивных) частиц износа. Оторвавшиеся частицы размещаются во впадинах между неровностями и как абразив участвуют в дальнейшем процессе изнашивания, а ювенильные участки этой поверхности вступают во взаимодействие с окружающей средой, образуя оксиды.

При трении скольжения контртела по поверхности покрытия ввиду кратковременности контакта и химической инертности контртела взаимодействие поверхностей является преимущественно механическим. Определенное влияние оказывает и молекулярное взаимодействие, характеризующееся адгезией и явлениями схватывания поверхностей. Под действием химических реакций с окружающей средой поверхности трения покрытий окисляются. Многократные упругие деформации микронеровностей поверхностей скольжения разрыхляют структуру оксидов и покрытий и приводят их к разрушению.

Изнашивание никель-фосфорных и композиционных покрытий системы NiP–SiC имеет абразивно-окислительный характер, причем абразивная составляющая изнашивания приводит к все возрастающим потерям материала в процессе трения, а окислительная – к временной защите материала от изнашивания. Механизм изнашивания одинаков для композиционных покрытий системы NiP–SiC независимо от термической обработки.

На первой стадии происходит взаимное внедрение и сцепление неровностей контртела и покрытия. При многократном воздействии нагрузки вначале происходит интенсивное изнашивание мягкой матрицы NiP с образованием на поверхности оксида никеля. Однако оксиды не могут долго удерживаться на поверхности трения, экранируя изнашивание, так как их прочному сцеплению с матрицей препятствуют частицы SiC, которые разделяют оксиды на небольшие блоки. Эти твердые блоки оксидов как абразив участвуют в трении и изнашивании и вместе с продуктами износа удаляются из зоны трения, а на их месте образуются новые оксиды, т. е. идет рекомбинационный процесс.

Вследствие изнашивания мягкой матрицы NiP повышается давление на выступающие твердые добавки SiC, они вдавливаются в матрицу NiP, некоторые из них перемещаются в зоне контакта под действием сил трения. В результате такого избирательного изнашивания поверхность обогащается твердыми структурными составляющими и приобретает строчечную структуру, что показано в ранее выполненных работах [20, 21]. После того, как износится мягкая матрица NiP, твердые структурные составляющие сплава – карбиды кремния – выкрашиваются и удаляются с поверхности трения в виде продуктов износа. Выкрашиванию способствуют также прерывисто-циклические напряжения. Непосредственно выкрашиванию предшествует образование и развитие трещин, ограничивающих единичные малые объемы от остального материала, что многократно наблюдалось при различных увеличениях поверхности трения покрытий.

В случае никель-фосфорных покрытий имеет место преимущественно окислительное изнашивание вследствие наличия прочно связанных оксидных пленок на поверхности трения. Эти пленки экранируют поверхности трения, препятствуя их изнашиванию. Однако на фактических пятнах касания (из-за прерывисто-циклических напряжений и деформаций) на оксидных пленках появляются трещины, уменьшающие прочность их сцепления с матрицей. Частично оксидные пленки разрушаются и удаляются из зоны трения в виде абразивных продуктов износа. На их месте формируются новые оксидные пленки никеля, т. е. тоже идет рекомбинационный процесс. Но в этом случае (в отличие от покрытий с упрочняющими добавками) оксиды сцепляются с матрицей более прочно и удерживаются на поверхностях трения более длительное время, так как они не разделены на блоки твердыми включениями SiC.

Таким образом, при отсутствии в никель-фосфорном покрытии твердых включений SiC при трении скольжения происходит в основном окислительное изнашивание

с усталостным разрушением оксидов, а при наличии добавки SiC – окислительно-абразивное изнашивание. Добавки SiC, с одной стороны, увеличивают окислительную составляющую изнашивания, а с другой – уменьшают его абразивную составляющую. В результате (в зависимости от состояния матрицы – термообработанное или нетермообработанное) увеличение концентрации SiC в покрытии может оказывать неоднозначное влияние на изнашивание покрытий. Как видно из рис. 7, концентрация SiC (80 г/л) у нетермообработанных покрытий обеспечивает их минимальное изнашивание, а у термообработанных – максимальное.

Термообработка никель-фосфорных и композиционных покрытий системы NiP–SiC сама по себе практически не изменяет механизма их изнашивания. Но повышение твердости матрицы при термообработке снижает абразивную составляющую изнашивания, поэтому независимо от состава покрытий термообработка снижает их износ (см. рис. 7). Однако, как указывалось выше, в сочетании с разными концентрациями добавок SiC термообработка может оказывать неоднозначное влияние на износ покрытий. Из всех рассмотренных вариантов наименьшее изнашивание при непрерывном трении скольжения обеспечивает термообработанное никель-фосфорное покрытие без твердых добавок SiC.

Обсуждение и заключения

В результате трибологических испытаний никель-фосфорных и композиционных покрытий системы NiP–SiC установлены зависимости интенсивности изнашивания от наличия добавок карбидов кремния и кристаллической фазы Ni₃P, выделившейся в процессе отжига образцов. Изнашивание исследованных покрытий имеет абразивно-окислительный характер: абразивный – для композиционных покрытий системы NiP–SiC и окислительный – для никель-фосфорных покрытий с усталостным разрушением оксидов никеля. Карбид кремния, хотя и увеличивает твердость композиционных покрытий системы NiP–SiC, но препятствует сцеплению оксидных пленок на поверхности трения. Это обстоятельство, а также растрескивание матрицы NiP вокруг SiC при термообработке, которое способствует вырыванию частиц SiC при трении, приводят к увеличению изнашивания композиционных покрытий системы NiP–SiC с концентрацией карбидов кремния 200 г/л, тогда как в исходном состоянии с концентрацией 80 г/л они обеспечивают наименьший износ.

Применяемые твердые включения в композиционных покрытиях системы NiP–SiC не подавляют протекание физико-химических процессов, инициируемых трением, и

образование вторичных структур в виде оксида никеля, что увеличивает окислительную составляющую изнашивания электролитических покрытий.

Термическая обработка увеличивает твердость покрытий благодаря выделению кристаллической фазы Ni_3P , что снижает интенсивность изнашивания всех покрытий. Наименьшее изнашивание наблюдается у никель-фосфорных покрытий после термической обработки. Формирование на фрикционном контакте никель-фосфорных покрытий оксидных пленок при одновременном уменьшении изнашивания свидетельствует о протекании на контакте процессов самоорганизации с образованием диссипативных структур.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей //Конверсия в машиностроении. 1999. №2. С. 42–47.
2. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. /Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука. 2006. 632 с.
3. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Heat-resistant coatings for the high-pressure turbine blades of promising GTES //Russian metallurgy (Metally). 2012. V. 2012. №1. P. 1–7.
4. 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.
5. Каблов Е.Н. Коррозия или жизнь //Наука и жизнь. 2012. №11. С. 16–21.
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. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД //Металлы. 2012. №1. С. 5–13.
8. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 60–70.
9. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
10. 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. №5. С. 71–81.
11. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей //Металлы. 2007. №5. С. 23–34.

12. Семенычев В.В., Салахова Р.К., Тюриков Е.В., Ильин В.А. Защитные и функциональные гальванические покрытия, получаемые с применением наноразмерных частиц //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 335–342.
13. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего //Автоматическая сварка. 2013. №10. С. 23–32.
14. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Луценко А.Н. Наноструктурные ионно-плазменные защитные и упрочняющие покрытия для лопаток газотурбинных двигателей //Вопросы материаловедения. 2008. №2 (54). С. 175–187.
15. Apachitei I., Duszczyk J. Autocatalytic nickel coatings on aluminium with improved abrasive wear resistance //Surface and Coatings Technology. 2000. V. 132. №1. P. 89–98.
16. Mehta S.C., Smith D.A., Erb U. Study of grain growth in electrodeposited nanocrystalline nickel-1.2 wt.% phosphorus alloy //Materials Science and Engineering A. 1995. V. 204. №1–2. P. 227–232.
17. Jena A.K., Chaturvedi M.C. Effect of heat treatment of NiP coatings //Phase Transformation in Materials, Prentice Hall, Englewood Cliffs. 1992. P. 103–105.
18. Chen C.K., Feng H.M., Lin H.C., Hon M.H. The effect of heat treatment on the microstructure of electroless Ni–P coatings containing SiC particles //Thin Solid Films. 2002. V. 416. №1–2. P. 31–37.
19. Прибытков Г.А., Полев И.В. и др. Структура и абразивная износостойкость композитов тугоплавкий карбид – металлическая матрица. Ч. 1 //Физическая мезомеханика. 2004. №7. С. 419–422.
20. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука. 1970. 252 с.
21. Асланян И.Р., Шустер Л.Ш. Изнашивание гальванических никель-фосфорных покрытий //Вестник машиностроения. 2010. №12. С. 34–38.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N., Mubojadzhan S.A., Budinovskij S.A., Pomelov Ja.A. Ionno-plazmennye zashhitnye pokrytija dlja lopatok gazoturbinnih dvigatelej [Ion-plasma protective coatings for gas turbine engine blades] //Konversija v mashinostroe-nii. 1999. №2. S. 42–47.
2. Litye lopatki gazoturbinnih dvigatelej. Splavy, tehnologii, pokrytija [Alloy blades of gas turbine engines. Alloys Technology, coating]. 2-e izd. /Pod obsbh. red. E.N. Kablova. M.: Nauka. 2006. 632 s.
3. Kablov E.N., Muboyadzhan S.A. Heat-resistant coatings for the high-pressure turbine blades of promising GTES //Russian metallurgy (Metally). 2012. V. 2012. №1. P. 1–7.
4. Mubojadzhan S.A., Aleksandrov D.A., Gorlov D.S. Nanoslojnye uprochnjajushhie pokrytija dlja zashhity stal'nyh i titanovyh lopatok kompressora GTD [Nanolayer strengthening coatings for pro-

- tection of steel and titanium compressor blades of GTE] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №3. S. 3–8.
5. Kablov E.N. Korrozija ili zhizn' [Corrosion or life] //Nauka i zhizn'. 2012. №11. S. 16–21.
 6. Mubojadzhjan S.A., Galojan A.G. Kompleksnye termodiffuzionnye zharostojkie pokrytija dlja bezuglerodistyh zharoprochnyh splavov na nikelovej osnove [Integrated thermal diffusion heat-resistant coatings for carbon-free heat-resistant nickel-based alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №3. S. 25–30.
 7. Kablov E.N., Mubojadzhjan S.A. Teplozashhitnye pokrytija dlja lopatok turbiny vysokogo davlenija perspektivnyh GTD [Thermal barrier coatings for turbine blades of high-pressure turbine engine perspective] //Metally. 2012. №1. C. 5–13.
 8. Kablov E.N., Mubojadzhjan S.A. Zharostojkie i teplozashhitnye pokrytija dlja lopatok turbiny vysokogo davlenija perspektivnyh GTD [Heat-resistant and heat-resistant coatings for high-pressure turbine blades promising GTD] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 60–70.
 9. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih perera-botki na period do 2030 goda [Strategic directions of development of materials and technologies to process them for the period up to 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
 10. Mubojadzhjan S.A., Aleksandrov D.A., Gorlov D.S., Egorova L.P., Bulavinceva E.E. Zashhitnye i uprochnajushhie ionno-plazmennye pokrytija dlja lopatok i drugih otvetstvennyh detalej kompressora GTD [Protective and strengthening ion-plasma coatings for blades and other critical parts of the compressor GTE] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 71–81.
 11. Kablov E.N., Mubojadzhjan S.A., Budinovskij S.A., Lucenko A.N. Ionno-plazmennye zashhitnye pokrytija dlja lopatok gazoturbinyh dvigatelej [Ion-plasma protective coatings for gas turbine engine blades] //Metally. 2007. №5. S. 23–34.
 12. Semenychev V.V., Salahova R.K., Tjurikov E.V., Il'in V.A. Zashhitnye i funkcional'nye gal'vanicheskie pokrytija, poluchaemye s primeneniem nanorazmernyh chastic [Functional and protective electroplated coatings obtained using nanoscale particles] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 335–342.
 13. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Strategicheskie napravlenija razvitija konstrukcionnyh materialov i tehnologij ih pererabotki dlja aviacionnyh dvigatelej nastojashhego i budushhego [Strategic directions of development of structural materials and their processing technology for aircraft engines present and future] //Avtomaticeskaja svarka. 2013. №10. S. 23–32.
 14. Kablov E.N., Mubojadzhjan S.A., Lucenko A.N. Nanostrukturnye ionno-plazmennye zashhitnye i uprochnajushhie pokrytija dlja lopatok gazoturbinyh dvigatelej [Nanostructured ion-plasma protective and strengthening coatings for gas turbine engine blades] //Voprosy materialovedenija. 2008. №2 (54). S. 175–187.
 15. Apachitei I., Duszczyk J. Autocatalytic nickel coatings on aluminium with improved abrasive wear resistance //Surface and Coatings Technology. 2000. V. 132. №1. P. 89–98.

16. Mehta S.C., Smith D.A., Erb U. Study of grain growth in electrodeposited nanocrystalline nickel-1.2 wt.% phosphorus alloy //Materials Science and Engineering A. 1995. V. 204. №1–2. P. 227–232.
17. Jena A.K., Chaturvedi M.C. Effect of heat treatment of NiP coatings //Phase Transformation in Materials, Prentice Hall, Englewood Cliffs. 1992. P. 103–105.
18. Chen C.K., Feng H.M., Lin H.C., Hon M.H. The effect of heat treatment on the microstructure of electroless Ni–P coatings containing SiC particles //Thin Solid Films. 2002. V. 416. №1–2. P. 31–37.
19. Pribytkov G.A., Polev I.V. i dr. Struktura i abrazivnaja iznosostojkost' kompozitov tugoplavkij karbid – metallicheskaja matrica. Ch. 1 [Structure and abrasive wear resistance of the composites refractory carbide - metal matrix] //Fizicheskaja mezomehanika. 2004. №7. S. 419–422.
20. Hrushhov M.M., Babichev M.A. Abrazivnoe iznashivanie [Abrasive wear]. M.: Nauka. 1970. 252 s.
21. Aslanjan I.R., Shuster L.Sh. Iznashivanie gal'vanicheskikh nikel'-fosfornyh pokrytij [Wear a galvanic nickel-phosphorus coatings] //Vestnik mashinostroenija. 2010. №12. S. 34–38.