

**Уманский А.П.,  
Полярус Е.Н.,  
Костенко А.Д.,  
Терентьев А.Е.**

Институт проблем материаловедения  
им. И.Н. Францевича НАН Украины

## **ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НИКЕЛЯ НА МЕХАНИЗМЫ ИХ ИЗНАШИВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ТРИБОИСПЫТАНИЙ**

### **Введение**

Развитие современной аэрокосмической отрасли, в частности, газотурбостроения определяется возможностями используемых материалов. В связи с этим возникает необходимость поиска и разработки новых композиционных материалов, которые совмещают высокие показатели физико-механических и физико-химических свойств и могут работать в жестких условиях эксплуатации, характерных для современного оборудования [1, 2].

Интерметаллиды системы Ni-Al – алюминиды никеля NiAl и Ni<sub>3</sub>Al – находят широкое применение в качестве материалов защитных покрытий на деталях аэрокосмической техники и энергетического машиностроения, в том числе на элементах газотурбинных установок и ракетных двигателей различного назначения. Такие материалы предназначены для длительной эксплуатации при высоких температурах в окислительной среде в условиях значительной механической и термической усталости [3-5].

Одним из наиболее перспективных направлений создания новых материалов, работающих в данных условиях, является разработка композитов систем «интерметаллид-тугоплавкое соединение» и покрытий из них для их широкого применения в газотурбинных двигателях, которые эксплуатируются в области высоких температур и нагрузок. Введение в состав интерметаллических покрытий карбидов, боридов и нитридов переходных металлов IV - VI групп периодической системы элементов приведет не только к изменению структуры покрытий, но и в значительной мере повлияет на механизмы окисления, изнашивания упрочняемых поверхностей, а, следовательно, их свойства при эксплуатации в экстремальных условиях. Такой подход позволит получить плотные, стойкие к высокотемпературному окислению и изнашиванию покрытия, обеспечивающие защиту деталей ГТД, таких как: уплотнительные кольца и прокладки турбины, турбинные демпферы, подшипники всасывающей трубы, амортизаторы дефлектора турбины.

Первым этапом на пути создания композиционных покрытий систем «интерметаллид-тугоплавкое соединение», работающих при повышенных температурах, является детальное исследование поведения исходных интерметаллических покрытий в условиях трения без смазочных материалов. В связи с этим целью данной работы было исследование влияния состава и начальной температуры трибоиспытаний на механизмы изнашивания NiAl и Ni<sub>3</sub>Al покрытий.

### **Материалы и методы исследования**

В качестве материалов исследования были выбраны плазменные покрытия из серийных порошков ПН70Ю30 и ПН85Ю15, которые соответствуют интерметаллидам NiAl и Ni<sub>3</sub>Al, гранулометрический состав порошков составлял –80 + 40 мкм. Напыление покрытий проводили в открытой атмосфере на плазменной установке УПУ-3Д, модернизированной в Институте проблем материаловедения НАН Украины, в камере напыления 15 ВБ. В качестве плазмообразующих газов использовали смесь аргона и водорода, транспортирующий газ – аргон.

Триботехнические испытания покрытий проводили на машине трения, оснащенной высокотемпературным модулем, по схеме «стержень-диск», в паре с контртелом из стали P18, без смазочных материалов, в диапазоне нагрузок  $P = 3-8$  МПа. Скорость вращения  $V = 200$  об/мин, пройденный путь  $S = 1$  км, испытания проводили как с предварительным подогревом до  $T = 550$  °С, так и при комнатной температуре ( $T = 20$  °С).

Высокотемпературное окисление на воздухе покрытий проводили с помощью лабораторной электропечи ШОЛ 2.3.1,3/1И2 в диапазоне температур  $T = 550 - 950$  °С. Интенсивность окисления определяли с помощью лабораторных электронных весов путем измерения привеса массы материалов до и после испытаний.

Изучение микроструктуры окисленных покрытий, а также топографии, структуры поверхностей трения и микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) продуктов трибовзаимодействия проводили с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ-106И.

### **Результаты исследований**

В данной работе исследовано влияние состава интерметаллических покрытий на основе NiAl, Ni<sub>3</sub>Al на их триботехнические характеристики при  $T = 550$  °С. Для покрытий, которые показали более

высокие характеристики при высокотемпературных испытаниях – NiAl – с целью определения влияния предварительного нагрева на механизмы изнашивания, были проведены дополнительные исследования их триботехнического поведения при начальной температуре испытаний  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Результаты интенсивности изнашивания плазменных покрытий при трибоиспытаниях приведены на рис. 1.

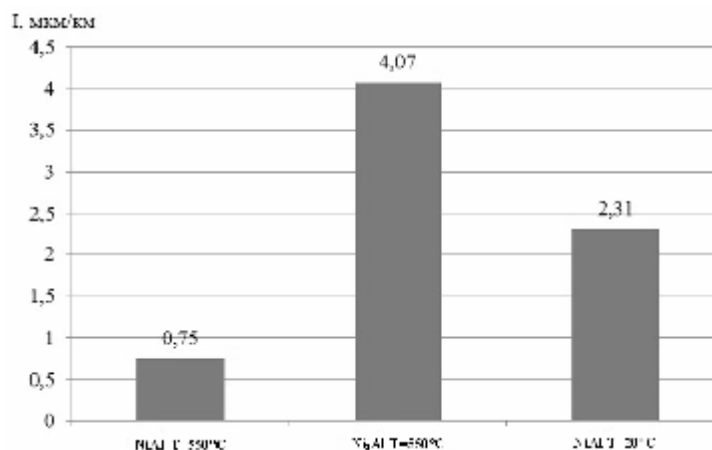


Рис. 1 – Интенсивность изнашивания плазменных покрытий при трибоиспытаниях

При высокотемпературных испытаниях интерметаллических покрытий в диапазоне нагрузок  $P = 3 - 6$  МПа не наблюдается их существенного износа. При увеличении нагрузки до  $P = 6$  МПа наблюдается начало процесса изнашивания, а при  $P = 8$  МПа этот процесс интенсифицируется и сопровождается потерей массы образцов, которая в пересчете на линейный износ составляет 4,07 мкм/км для покрытий Ni<sub>3</sub>Al и 0,75 мкм/км для покрытий NiAl (рис. 1). При этом покрытия из NiAl работают значительно эффективнее, интенсивность их изнашивания в 5 раз меньше этого параметра для покрытий Ni<sub>3</sub>Al.

Полученные результаты подтверждаются соответствующими структурами поверхностей трения покрытий Ni<sub>3</sub>Al, NiAl (рис. 2).

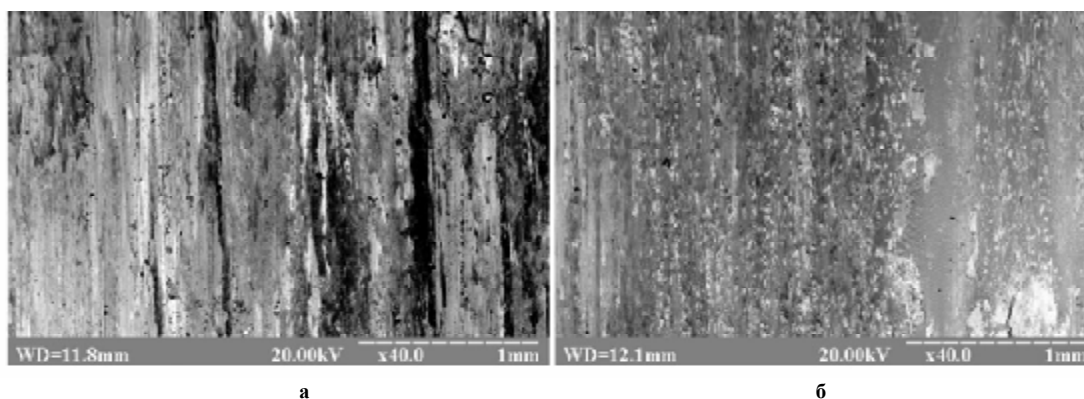


Рис. 2 – Поверхности трения плазменных покрытий после испытаний в паре с контртелом  $P = 18$  при  $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ :  
а – покрытие Ni<sub>3</sub>Al;  
б – покрытие NiAl

Зона трения покрытия Ni<sub>3</sub>Al характеризуется чередующимися участками относительно гладкой поверхности с многочисленными зонами интенсивного повреждения. Эти зоны представляют собой глубокие борозды шириной до 20 мкм, которые, очевидно, образуются в результате формирования продуктов износа на трущихся поверхностях в виде оксидных фаз, их последующего разрушения и внедрения в поверхность трения.

В отличие от Ni<sub>3</sub>Al, зона трения покрытия NiAl (рис. 2, б) представляет собой гладкую поверхность с единичными участками полос скольжения, ширина которых на порядок меньше и не превышает 2 мкм.

Очевидно, что существенное различие в величине износа и структуре поверхностей трения покрытий Ni<sub>3</sub>Al и NiAl объясняется образованием различных продуктов взаимодействия в процессе трибоиспытаний, что в конечном итоге оказывает влияние на механизмы, а, следовательно, и интенсивность изнашивания.

Так как трибоиспытания покрытий проводили при высоких температурах, очевидно, что на рабочих поверхностях покрытий  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$  сформировались оксиды различных составов, структуры и свойств. Для подтверждения этого проведено высокотемпературное окисление исследуемых покрытий. По результатам микрорентгеноспектрального анализа видно, что на поверхности покрытия  $\text{NiAl}$  образуется сплошная защитная пленка, которая соответствует  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рис. 3, а) Такая пленка, с одной стороны, препятствует дальнейшему окислению покрытия, а с другой – предотвращает адгезионное схватывание покрытия с контртелом. На поверхности покрытия  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 3, б) в процессе окисления формируется сложная оксидная пленка на основе  $\text{Ni}$  и  $\text{Al}$ , предположительно шпинель. Структура этой пленки несплошная и состоит из рыхлых, чешуйчатых слоев, которые недостаточно плотно прилегают друг к другу. В процессе трения такая пленка легко разрушается, что в конечном итоге отрицательно сказывается на износостойкости материала.

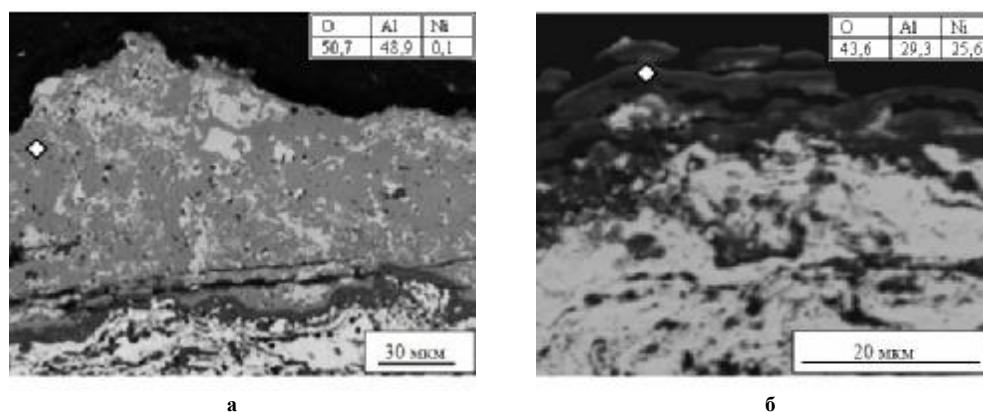


Рис. 3 – Микроструктура покрытий, окисленных при  $T = 950$  °C:  
а –  $\text{NiAl}$ ; б –  $\text{Ni}_3\text{Al}$

Для более глубокого исследования поверхностей трения и определения особенностей механизмов изнашивания покрытий  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$ , были изучены состав, микроструктура и топография дорожек трения этих покрытий при большем увеличении.

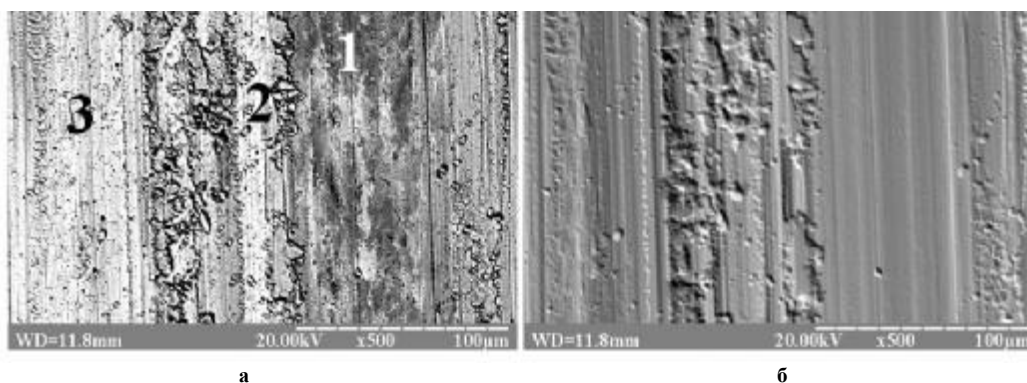


Рис. 4 – Поверхность трения плазменного покрытия  $\text{Ni}_3\text{Al}$  после испытаний в паре с контртелом  $P 18$  при  $T = 550$  °C:  
а – микроструктура и химический состав (фазы 1-3);  
б – топография

Поверхность зоны трения покрытия  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 4, а) имеет три характерных участка. Поверхность более темного участка (фаза 1) гладкая и характеризуется равномерным распределением линий скольжения без каких-либо зон повреждений (рис. 4, б). Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что эта фаза содержит 25,5%  $\text{Ni}$ , 27,8%  $\text{Al}$ , 36,5%  $\text{O}$  (табл. 1). Образование таких оксидных фаз согласуется с результатами высокотемпературного окисления покрытий с учетом того, что на поверхности трения также обнаружено железо в количестве 10,2 %, которое переносится с контртела на материал покрытия в процессе трибоиспытаний. Таким образом, на поверхности формируются сложные оксидные пленки на основе никеля и алюминия, легированные железом.

Светлая область характеризуется двумя участками: фазы 2 и 3 (рис. 4). Поверхность трения участка (фаза 2) характеризуется наличием зон повреждений в виде вырывов и сколов материала покрытия. Химический состав данной фазы соответствует интерметаллиду  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (табл. 1), в нем не обнаружен кислород и отсутствует железо.

**Химический состав поверхностей покрытий Ni<sub>3</sub>Al и NiAl после трения в паре трения с контртелом из стали Р 18 по результатам микрорентгеноспектрального анализа**

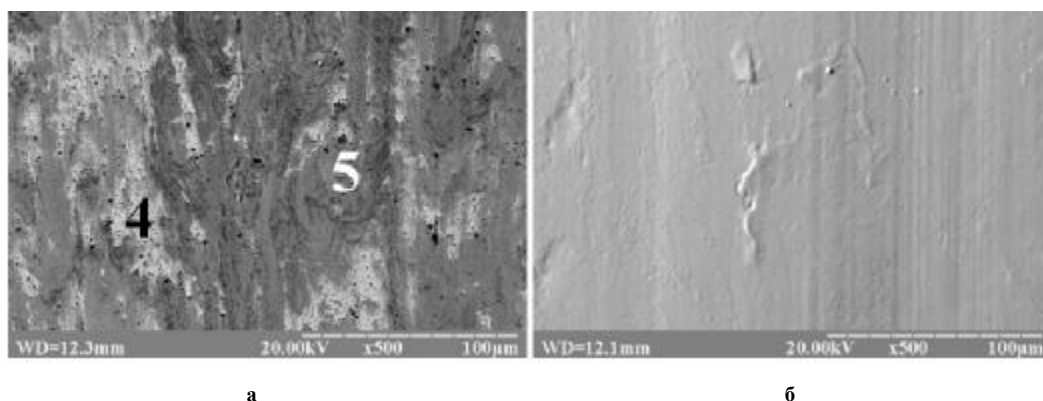
Элемент содержание, масс. %	Ni <sub>3</sub> Al T = 550 °C			NiAl T = 550 °C		NiAl T = 20 °C	
	фаза 1	фаза 2	фаза 3	фаза 4	фаза 5	фаза 6	фаза 7
O	36,5	-	6,4	10,3	19,1	5,7	13,9
Al	27,8	15,3	8,3	29,9	14,4	12,7	2,8
Ni	25,5	84,7	74,2	55,5	42,3	68,8	8,4
Fe	10,2	-	11,1	4,3	24,2	12,8	74,9

Механизм изнашивания можно представить следующим образом: в процессе высокотемпературных трибоиспытаний на поверхности материала покрытия образуются оксидные пленки на основе никеля – шпинели (NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>), что согласуется с результатами высокотемпературного окисления (рис. 4, б). Такие пленки являются рыхлыми, легко отслаиваются и уносятся из зоны трения. В результате происходит адгезионное схватывание покрытия с материалом контртела и формируется структура, представленная на рис. 4, б.

Для участка 3 характерно наличие более глубоких по сравнению с участком 1 линий скольжения, которые распределены неравномерно. Фазовый состав соответствует образованию оксидных фаз на основе Ni, Fe и Al.

Таким образом, наличие участков адгезионного схватывания на поверхности покрытий Ni<sub>3</sub>Al объясняет высокую интенсивность их изнашивания (рис. 1).

Зона трения покрытия NiAl характеризуется наличием двух фаз: светлой и темной. Состав этих фаз отличается тем, что в темной фазе 5, согласно данным МРСА содержание кислорода в два раза больше, чем в фазе 4 и содержится 24,2% Fe (табл. 1). Очевидно, что в результате предварительного нагрева на поверхности трения сформировались оксидные пленки на основе Al и Ni, а в процессе трения произошел перенос оксида железа с контртела на поверхность покрытия. В целом оба типа оксидов формируют на поверхности покрытия сплошную гладкую пленку, которая имеет достаточно высокую адгезию к покрытию и предотвращает адгезионное схватывание с контртелом. Топография поверхности трения характеризуется равномерным распределением линий скольжения и отсутствием зон повреждений. Этим объясняются высокие триботехнические характеристики, полученные при испытаниях интерметаллида NiAl.



**Рис. 5 – Поверхность трения плазменного покрытия NiAl после испытаний в паре с контртелом Р 18 при T = 550°C:**  
 а – микроструктура и химический состав (фазы 4, 5);  
 б – топография

Для изучения влияния предварительного нагрева на механизм изнашивания покрытий NiAl в процессе трибоиспытаний, был проведен эксперимент при T = 20 °C. Результаты представлены на рис. 1, б.

Величина износа плазменных покрытий NiAl при испытаниях без предварительного подогрева составляет 2,31 мкм/км, что в три раза превышает величину износа покрытий этого состава, испытанных при высоких температурах (рис. 1).

Структура поверхности трения покрытия NiAl, испытанного при T = 20 °C, состоит из двух фаз: светлой 6 и темной 7 (рис. 6, а). По данным МРСА и в результате изучения топографии поверхности установлено, что данные фазы идентичны по составу и соответствуют оксиду железа. Отличие фаз по цвету объясняется тем, что на поверхности трения формируется оксидная пленка разной толщины. Темные участки 7, характеризующиеся большей толщиной пленки, содержат железо и кислород. Светлые участ-

ки также содержат пленки оксида железа, однако эти пленки, по-видимому, очень тонкие и при определении их состава микрозонд регистрирует компоненты интерметаллических покрытий, расположенные под ними. Это подтверждается тем, что в фазе 6 соотношение железа и кислорода такое же, как и в фазе 7 (табл. 1).

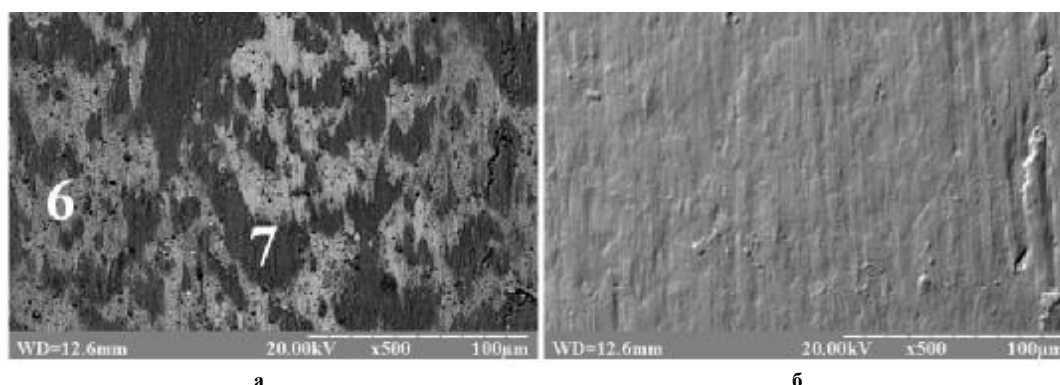


Рис. 6 – Поверхность трения плазменного покрытия NiAl после испытаний в паре с контртелом  $P 18$  при  $T = 20^\circ\text{C}$ :  
а – микроструктура и химический состав (фазы 6, 7);  
б – топография

Механизм изнашивания покрытий, испытанных при  $T = 20^\circ\text{C}$  можно представить в следующем виде: в процессе трибоиспытаний в результате локального повышения температуры происходит окисление стального контртела (окисление NiAl происходит менее интенсивно). Оксиды железа переносятся на материал покрытия и, в результате трибовзаимодействия, на поверхности формируются пленки различной толщины. По мере роста более толстые участки пленок под действием нагрузки разрушаются и уносятся из зоны трения, что приводит к эрозии покрытий. Этот процесс имеет циклический характер.

Таким образом, при трибоиспытаниях покрытий NiAl реализуются окислительные механизмы изнашивания. Однако, образующиеся при высокотемпературных испытаниях на поверхности трения сложные оксиды Al и Ni, работают эффективнее и обеспечивают более высокие триботехнические характеристики, чем оксиды железа, которые формируются на поверхности трения покрытий, испытанных при температуре  $T = 20^\circ\text{C}$ .

### Выводы

1. Исследовано влияние состава интерметаллических покрытий на интенсивность и механизмы изнашивания в условиях высокотемпературных трибоиспытаний. Установлено, что износостойкость покрытий из NiAl в 5 раз выше, чем у покрытий Ni<sub>3</sub>Al. Это объясняется формированием на поверхности трения NiAl сложных оксидных пленок, которые предотвращают адгезионное схватывание с материалом контртела.

2. Изучено влияние предварительного нагрева на триботехнические характеристики плазменных покрытий NiAl и установлено, что при  $T=20^\circ\text{C}$  реализуется окислительный механизм изнашивания за счет образования оксидов железа на поверхности контртела, их переноса и взаимодействия с материалом покрытия. Формирование оксидных пленок на основе Al и Ni при предварительном нагреве ( $T=550^\circ\text{C}$ ) предпочтительнее и приводит к существенному повышению износостойкости покрытий.

### Литература

1. Henderson M.B., Hannis J., McColvin G., Ogle G. Materials Issues for the Design in Industrial Gas Turbines, Advanced Materials and Processes Gas Turbines // TMS. The Minerals, Metals & Materials Society. – 2003. – P.3 - 13.

2. Smarsly W., Singheiser L. Potential of intermetallics to replace superalloys for advanced operation conditions in gas turbines // J. Mat. Adv. Power Eng. – 1994. – Part II. – P. 1731 - 1756.

3. Интерметаллические соединения / [В.А. Брыксин, В.В. Вавилова, С.Н. Горин и др.]; под ред. И.И. Корнилова. – М.: Металлургия, 1970. – 440 с.

4. Darolia R., Lahrman D. F., Field R. D. Overview of NiAl for high temperature structural application // Ordered Intermetallics-Physical Metallurgy and Mechanical Behavior. – 1992. – Vol. 3. – P. 679 - 698.

5. Тамарин Ю.А. Жаростойкие диффузионные покрытия лопаток газотурбинных двигателей. – М.: Машиностроение, 1978. – 136 с.

Надійшла 17.08.2012