

## ТРИПЛЕКСНАЯ ОБРАБОТКА ПОКРЫТИЙ ИЗ Al-Ni

**Б.П. Гриценко, Н.А. Погребняк\*, М.К. Кылышканов\*\*,  
А.Д. Погребняк\*, С.М. Дуванов\*\*\*, В.В. Понарядов\*\*\*\***

*Институт физики прочности и материаловедения РАН, Томск  
Россия*

*\*Сумской институт модификации поверхности, Сумы  
Украина*

*\*\*Восточно-Казахстанский университет, Усть-Каменогорск  
Казахстан*

*\*\*\*Институт прикладной физики НАН Украины, Сумы  
Украина*

*\*\*\*\*Белорусский государственный университет, Минск  
Беларусь*

Поступила в редакцию 02.08.2005

В работе исследовались покрытия из Al-Ni, нанесенные высокоскоростной плазменной струей на подложку из технической меди с помощью Резерфордского и обратного рассеяния ионов (РОР и ОР), ядерных реакций, растровой электронной микроскопии (РЭМ) с микроанализом, рентгенофазового анализа (РФА), микротвердости и адгезии. Было обнаружено в нанесенном покрытии концентрация Ni около 85%, остальные 15% относятся к Ni<sub>3</sub>Al, Ni<sub>3</sub>C и, возможно, NiO. Адгезия покрытия к подложке составляет от  $28 \pm 2,2$  до  $45 \pm 3$  МПа, а микротвердость различается очень сильно, от  $65 \pm 3,5$  кг/мм<sup>2</sup> до  $(3 \text{ ч } 4,2) \times 10^2$  кг/мм<sup>2</sup>. Показано, что в результате имплантации W в поверхностном слое обнаружено до 7,11 at%. После облучения электронным пучком W проникает вглубь покрытия и в результате плавления поверхностного слоя покрытия концентрация уменьшается. Определены эффективные коэффициенты диффузии W в покрытии.

### ВВЕДЕНИЕ

В конце прошлого столетия значительное развитие получили лучевые технологии (лазерное изучение облучения с помощью пучков электронов, ионов, а также потоков плазмы), что позволило эффективно повысить надежность и долговечность конструкционных материалов. Одним из перспективных путей решения проблемы является нанесение на поверхность изделия достаточно толстых покрытий – от десятков до сотен микрон – из порошковых материалов [1 – 5]. К одному из основных классов порошковых материалов, дающих возможность защиты поверхности от коррозии и износа, относят порошки на основе никеля [1, 6, 7]. С целью формирования поверхности с широким комплексом требуемых характеристик часто применяют импульсные потоки плазмы, дающие возможность нагревать как напыляемый материал, так и подложку до нужной для хорошей адгезии температуры [1 – 3]. Поэтому очевиден научный и практический интерес к результатам исследования покрытий на основе ни-

келя, нанесенных импульсно-плазменным потоком на более дешевые материалы. В данной работе ставилась цель получить покрытие с образованием интерметаллидов никеля и алюминия, имеющих достаточно высокие служебные характеристики, а также исследовать влияние имплантации ионов и последующего плавления покрытия электронным пучком.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходного материала для получения коррозионно-стойких покрытий использовали порошок ПТ-НА-001 (95% Ni, 5% Al). Размер частиц порошка в исходном состоянии составлял  $47 \div 89$  мкм. Для нанесения покрытия использовали модифицированный вариант плазмотрона “Импульс-5”. Расход компонентов горючей смеси составлял  $2 \text{ м}^3/\text{ч}$  при частоте инициирования детонации 4 Гц. Скорость плазменного потока достигала 8 км/ч при температуре плазменной струи  $3 \cdot 10^4 \text{ К}$ , по плазменной струе пропускался ток до 2 кА для увеличения температуры. В ка-

честве эродирующего электрода в плазмотроне использовали электрод из нихрома [2]. Толщина сформированного покрытия, нанесенного с помощью высокоскоростной импульсно-плазменной струи на подложку Cu, составляла 100 – 120 мкм.

Имплантация ионов  $W$  проводилась на ускорителе “Диана” при ускоряющем напряжении 60 кВ дозой  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  в вакууме  $\approx 10^{-3}$  Па. Облучение электронами проводили на установке “У-112” при ускоряющем напряжении 30 кВ в режиме частичного плавления и полного проплавления покрытия. [7].

Исследование морфологии поверхности покрытия проводилось в сканирующем электронном микроскопе РЭММА-102. Качественный и количественный микроанализ поверхности выполняли с помощью рентгеновского волнового спектрометра WDS-2 [8]. Были проведены исследования элементного состава с помощью Резерфордского обратного рассеяния (РОР) на ускорителе в ОИЯИ, Дубна, Московская область [8]. Анализ легких примесей, в первую очередь углерода, а затем кислорода был проведен методом упругого резонанса ядерных реакций (УРЯР). Фазовый состав поверхности проводился методом рентгеноструктурного анализа с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-2 в медном излучении [9]. Были сделаны поперечные шлифы и с помощью микротвердомера ПТМ-3 при нагрузках от 20 до 100 г/мм<sup>2</sup> были проведены механические испытания модифицированных образцов [10]. Адгезию измеряли путем скрабирования алмазной пирамидкой поверхности покрытия к подложке. После имплантации ионов  $W$  и обработки электронным пучком использовали обратное рассеяние ионов с энергией 1,5 МэВ для анализа диффузии  $W$  и исследования стехиометрии.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Так как свойства материала во многом зависят от состояния его поверхности, нами были проведены исследования морфологии покрытий. Полученные результаты свидетельствуют о формировании типичного рельефа поверхности покрытия, наблюдаемого при осаждении порошка высокоскоростной импульс-

но-плазменной струей на подложку (рис. 1а). Получаемые таким образом покрытия имеют очень развитый рельеф с высокой степенью шероховатости. На поверхности наблюдается чередование серебристо-серых участков с вкрапленными в них мелкими серыми буграми, напоминающими слипшиеся и не полностью оплавленные порошинки. Переходя к большим увеличениям (рис. 1б),

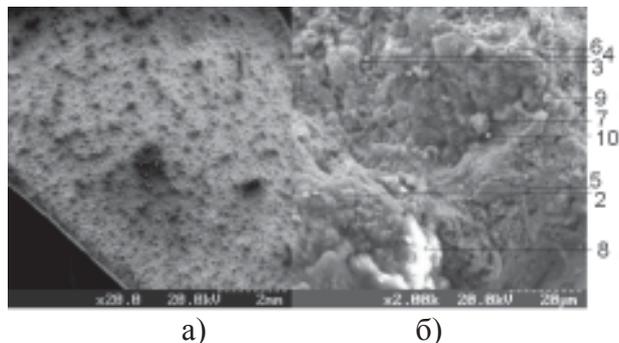


Рис. 1. Структура поверхности порошкового покрытия, нанесенного импульсно-плазменной струей: а) – общий вид поверхности; б) – участок поверхности с большим разрешением (цифрами указаны участки, в которых проводился микроанализ).

можно четко видеть присутствие на поверхности множества впадин неопределенной формы и ярких светящихся участков. Согласно данным микроанализа, доминирующим элементом в этих областях является алюминий, причем на этих участках его концентрация примерно на порядок выше концентрации основного компонента порошка – никеля. На рис. 2 приведены спектры, полученные с поверхности покрытия в точках, указанных на рис. 1б. Интегральная характеристика этой области (рис. 2а) свидетельствует о том, что основными составляющими покрытия являются Ni и Al. Кроме них на поверхности имеются такие элементы, как Fe, Cr, Cl, Ca и Si (табл. 1). Fe, Cr и Si могли осесть на поверхность в камере сгорания плазмотрона, а Ca – неконтролируемая примесь, вероятно попавшая на поверхность покрытия на воздухе.

Соотношение концентраций Ni и Al заметно меняется на разных участках поверхности: на темных и серых участках концентрация Ni значительно выше, чем концентрация Al. На рис. 2б, в приведены спектры, подтверждающие данное соотношение. По результатам, представленным в таблице, можно сказать, что доминирующим элемен-

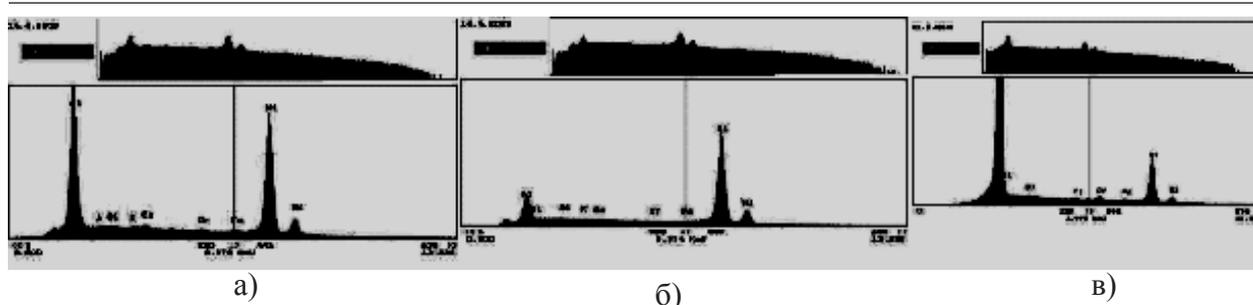


Рис. 2. Спектры элементного анализа состава участка порошкового покрытия рис. 1б: а) – интегральная характеристика; б) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точке 5; в) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точке 7.

Таблица 1

Элементный состав поверхности покрытия (ат.%)

Al	Si	S	Cl	Ca	Ti	Cr	Fe	Ni
43,444	0,000	0,014	0,191	0,570	0,000	0,460	0,670	54,651
21,411	24,729	0,830	0,671	2,682	1,226	0,131	1,468	46,852
22,451	2,403	0,000	0,141	0,132	0,000	0,293	0,472	74,109
60,291	0,000	0,000	0,000	0,101	0,000	0,268	1,506	37,834
19,548	2,435	0,000	0,170	0,094	0,000	0,252	0,324	77,177
61,780	2,867	0,000	0,096	0,151	0,068	0,259	0,352	34,427
71,524	2,109	0,000	0,127	0,000	0,396	0,259	0,352	34,427
41,107	9,360	5,214	5,920	4,097	2,177	0,139	1,574	30,412
42,048	2,205	0,000	0,152	0,130	0,000	0,233	0,318	54,915
83,515	0,000	0,000	0,102	0,064	0,393	0,231	1,697	13,999
39,18	1,730	0,236	0,235	0,348	0,233	0,705	0,769	56,726
48,936	0,000	0,000	0,374	0,149	0,078	0,338	0,456	49,670
82,840	0,000	0,000	0,115	0,040	0,111	0,157	0,469	16,267
19,245	11,301	9,337	11,130	6,247	7,597	0,072	5,959	29,112

том в приповерхностной области толщиной до 1 мкм является Ni. Дополнительный элементный анализ покрытий был проведен методами РОР и УРЯР.

На рис. 3 представлены энергетические спектры упругого резонанса ядерных реакций с начальной энергией  $\alpha$ -частиц 1,768 МэВ (а) и обратного рассеяния протонов с начальной энергией протонов 2,02 МэВ (б). Судя по энергетическим спектрам, тонкий приповерхностный слой покрытия состоит из основных составляющих исходного порошка – алюминия и никеля. В покрытии была обнаружена высокая концентрация углерода и кислорода. Наличие полочки в спектре (рис. 3а) и несовпадение расчетных и эксперимен-

тальных данных свидетельствуют об образовании на поверхности интерметаллидных соединений никеля с алюминием, близких по составу к  $Ni_4Al$ . Можно предположить, что в покрытии имеется соединение  $Ni_3Al$  и чистый Ni, что дает в совокупности данный состав поверхности. По полученным спектрам были рассчитаны эффективные профили всех элементов и найдено распределение концентрации составляющих элементов покрытия по глубине (рис. 4). На основании этих данных можно сказать, что поверхность покрытия сильно насыщена кислородом и углеродом, концентрация которых стремительно уменьшается вглубь материала (до глубины 1 мкм), см. табл. 1. На поверхности покрытия зафикс-

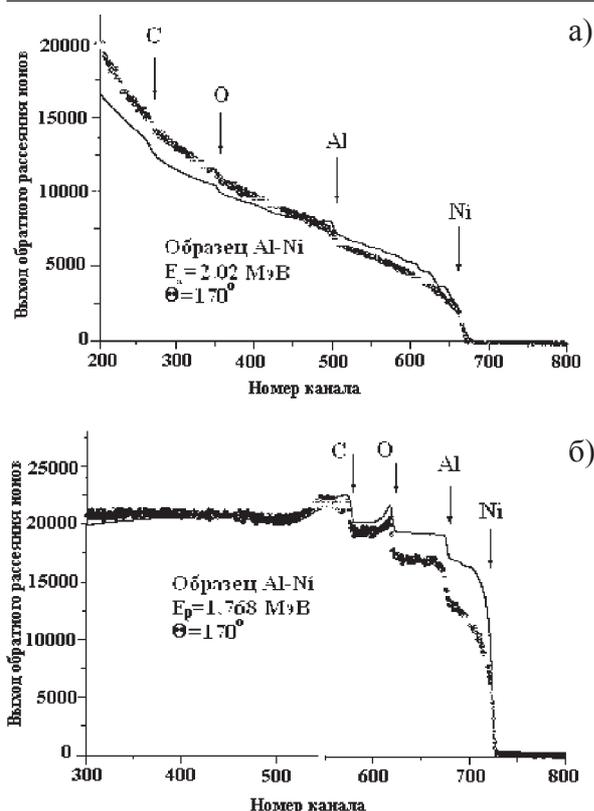


Рис. 3. Энергетический спектр, полученный методом упругого резонанса протонов с энергией 2,02 МэВ (а); энергетический спектр обратного рассеяния ионов  $4\text{He}^+$  с энергией 1,768 МэВ (б).

сировано наличие Ni в небольшой концентрации (7,2% при  $h = 37$  нм). Ближе к подложке концентрация Ni значительно возрастает (до 65%), и он становится основным компонентом покрытия. Присутствие высокой концентрации алюминия на поверхности, вероятно, можно объяснить тем, что алюминий является более легкой фракцией с низкой температурой плавления и в плазменной струе он находится, в основном, в расплавленном состоянии. При взаимодействии плазменной струи с поверхностью динамическое воздействие деформирует порошинки Ni, а расплавленная газо-плазменная фаза из Al завершает нанесение покрытия и заполняет поверхность.

Согласно проведенным исследованиям, в состав исходного порошка ПТ-НА-001 входит 93,5% никеля и 6,5% алюминия. Параметры решеток основных составляющих покрытия соответственно равны:

$$a_{\text{Ni}} = 3,524 \text{ \AA} \quad (a_{\text{табNi}} = 3,5238 \text{ \AA} [9]);$$

$$a_{\text{Al}} = 4,054 \text{ \AA} \quad (a_{\text{табAl}} = 4,0484 \text{ \AA} [9]).$$

Формирование покрытия сопровождается рядом фазовых преобразований в исходном

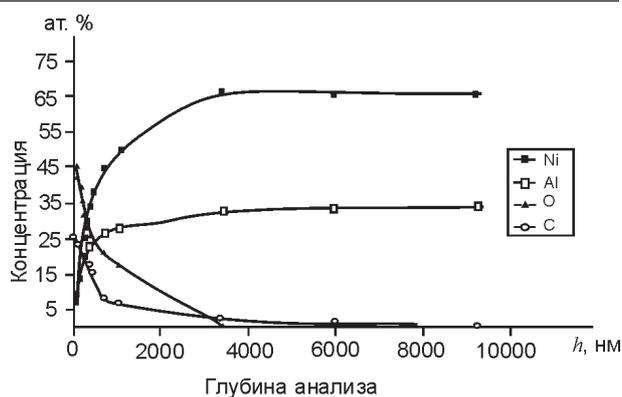


Рис. 4. Концентрационные профили распределения составляющих элементов покрытия по глубине, полученные из энергетических спектров РОР и УРЯР.

материале порошка. На рис. 5 представлены фрагменты рентгенограмм порошка в исходном состоянии (а) и сформировавшегося покрытия (б). Установлено, что поверхность покрытия большей частью состоит из атомов Ni (85%). Наряду с основной фазой матрицы порошка в покрытии наблюдаются такие фазы, как NiO (4%) и  $\text{Ni}_3\text{C}$  (3%). При этом выбранные режимы нанесения покрытий способствуют образованию на поверхности интерметаллидных соединений никеля с алюминием. Нами установлено, что поверхность покрытия в своем составе имеет около 5%  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . На рентгенограмме также четко выявляется наличие на поверхности чистого алюминия (до 3%).

Сила сцепления покрытия и подложки значительно меняется от участка к участку.

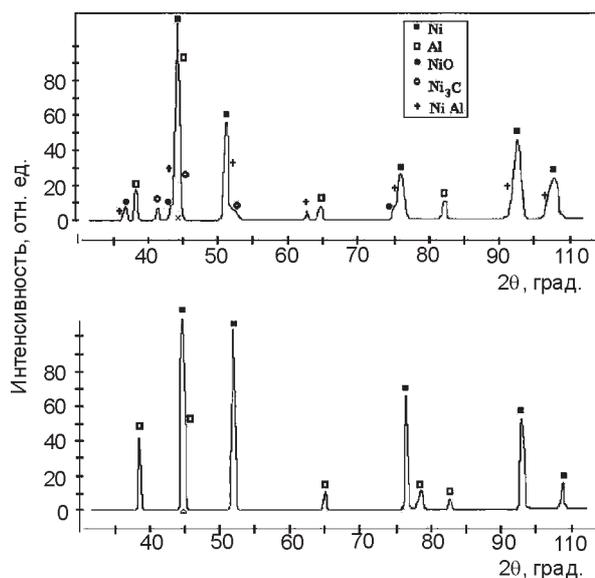
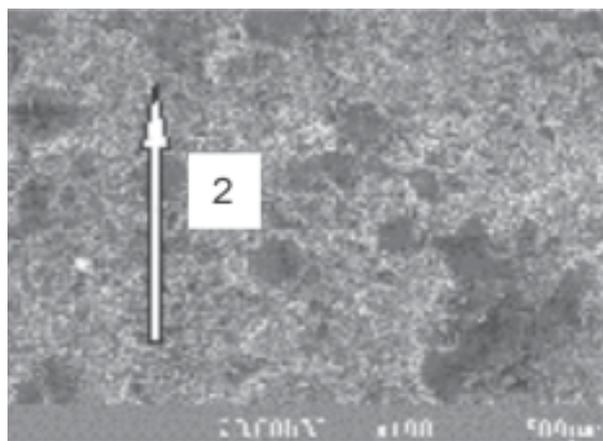


Рис. 5. Рентгенограммы порошка Al-Ni: А – исходное состояние; Б – поверхность порошкового покрытия ( $\Delta$  – пик уменьшен в 3,7 раза;  $\times$  – пик уменьшен в 3,1 раза).

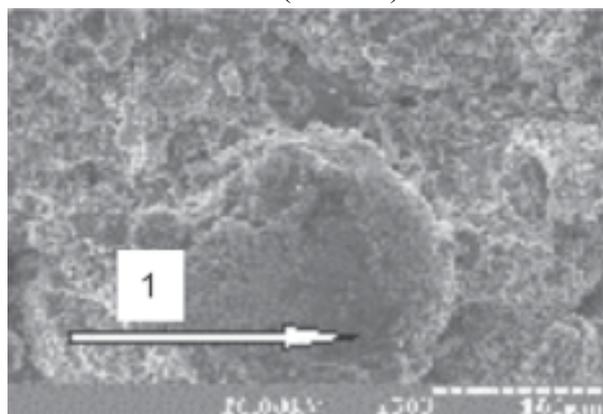
Проведенные испытания показали, что сила адгезии колеблется в пределах от  $28 \pm 2,2$  до  $45 \pm 3$  МПа. Измерения микротвердости поверхности и поперечного шлифа покрытия показали значительный разброс исследуемой величины. На исследованных участках покрытия значение микротвердости находится в пределах от  $65 \pm 3,5$  кг/мм<sup>2</sup> до  $3,0 \cdot 10^2 \div 4,2 \cdot 10^2$  кг/мм<sup>2</sup>. Предполагается, что максимальное значение микротвердость имеет на участках с преобладанием интерметаллидных соединений никеля с алюминием и карбидов никеля, тогда как более низкие значения исследуемой характеристики могут наблюдаться в областях с преобладанием чистого никеля или алюминия, а также небольших добавок железа и хрома, попавших на поверхность покрытия из эродируемого электрода плазмотрона.

После имплантации ионов вольфрама был проведен микроанализ, как на имплантированных участках, так и на участках, облученных электронным пучком. После облучения сильноточным электронным пучком (СЭП) в режиме плавления шероховатость уменьшается, на отдельных участках образуется гладкая поверхность. На снимке, где изображены участки после имплантации W (рис. 6), видно, что шероховатость образцов очень высокая, соответствующая плазменно-детонационному нанесению покрытия. Микроанализ был проведен в точках поверхности, где почти не обнаружено Al, а Ni присутствует в очень больших концентрациях (около 92 ат.%Ni и около 3,5 ат.%Al). В этих областях концентрация W составляет 4 ат.%. В других областях имеется 30 ÷ 50 ат.%Al, здесь концентрация W заметно ниже и составляет около 2,7 ат.%. Исследовали также области, где содержание Al доходит до 82 ÷ 92 ат.%, где обнаружено уже около 7,11 ат.% W, т.е. наблюдается значительный разброс в концентрации W, Al и Ni на поверхности. После плавления электронным пучком есть участки, где только имеется Al и следы Ni (рис. 7, рис. 8), в этих участках обнаружено W около 2,1% (рис. 10).

После имплантации ионов W (падающая доза составляла  $10^{17}$  см<sup>-2</sup>) в поверхностном слое покрытия из Al-Ni регистрировалось около  $5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> ионов W (данные ОР, рис. 11).

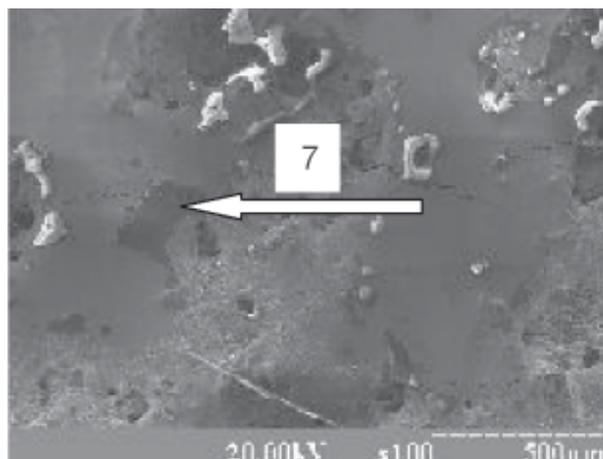


3 – 3 (точка 1)



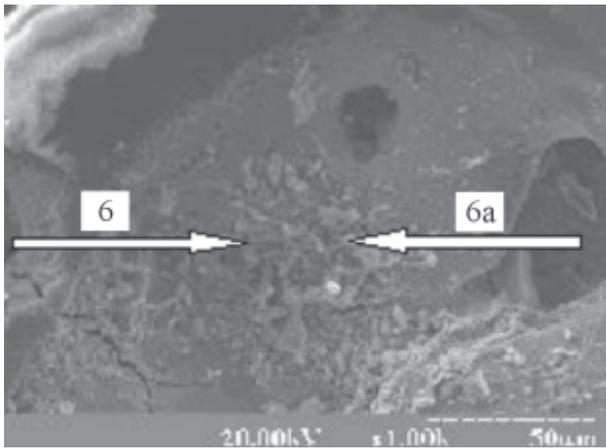
3 – 4 (точки 1 и 2)

Рис. 6. Структура поверхности порошкового покрытия из Al-Ni, нанесенного плазменной струей с последующей имплантацией ионами W,  $E = 60$  кВ, доза  $5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>, длительность импульса 200 мкс (точками 1 и 2 указаны участки, в которых проводился микроанализ).



2 – 1 (точка 4)

Рис. 7. Структура поверхности порошкового покрытия из Al-Ni после имплантации ионов W,  $E = 60$  кВ, дозой  $5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>, длительность импульса 200 мкс с последующим облучением СЭП в режиме плавления, точками 6, 6а, 7 указаны участки, в которых проводился микроанализ с меньшим разрешением.



1 – 3а (точка 7)

Рис. 8. Структура поверхности порошкового покрытия из Al-Ni после имплантации ионов W, E = 60кВ, дозой 5·10<sup>17</sup>см<sup>-2</sup>, длительность импульса 200 мкс с последующим облучением СЭП в режиме плавления, точками 6, 6а, 7 указаны участки, в которых проводился микроанализ с большим разрешением.

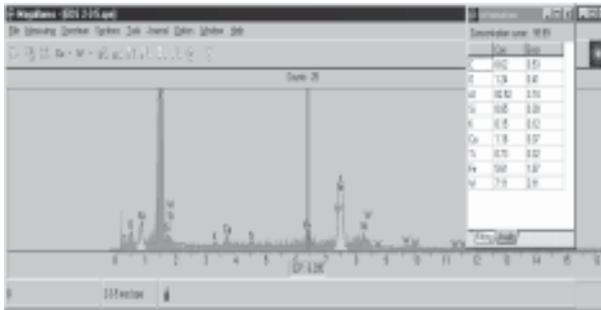


Рис. 9. Спектры элементного анализа порошкового покрытия Al-Ni, нанесенного импульсной плазменной струей с последующей имплантацией ионов W (E = 60кВ, доза 5·10<sup>17</sup>см<sup>-2</sup>, длительность импульса 200 мкс).

Облучение электронным пучком привело к частичному или полному оплавлению покрытия, см. рис. 8. Как видно из микроанализа, рис. 9, (SEM с WDS) концентрация

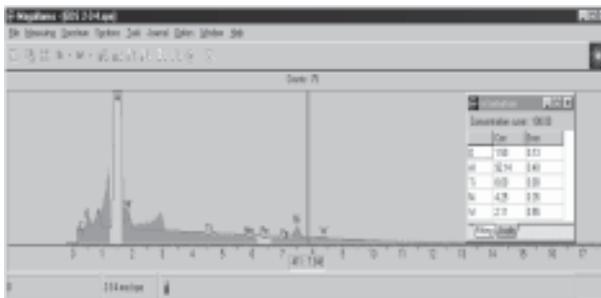


Рис. 10. Спектры элементного анализа порошкового покрытия Al-Ni, нанесенного импульсной плазменной струей с последующей имплантацией ионов W (E = 60 кВ, доза 5·10<sup>17</sup>см<sup>-2</sup>, длительность импульса 200 мкс) и после оплавления с помощью СЭП в режиме плавления покрытия (максимальная концентрация W 2.11 ат.%).

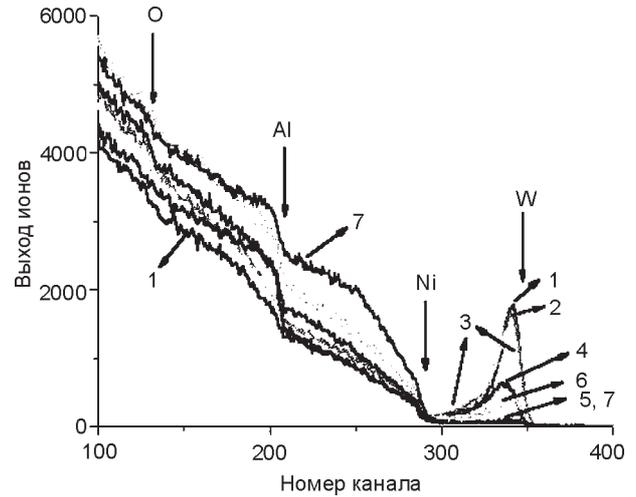


Рис. 11. Спектры резерфордского обратного рассеяния ионов гелия с начальной энергией 1,5 МэВ, измеренные от образцов W-AlNiO. Геометрия эксперимента: нормальный угол падения пучка к поверхности образцов, угол рассеяния – 170°. Стрелками также указаны элементы и соответствующие кинематические границы парциальных спектров для различных элементов.

ионов W доходит до 7,11 ат.%, а концентрация Al колеблется в некоторых (отдельных) местах до 82 ат.%. По всей оплавленной области концентрация Ni доходит до 92 ат.%, а алюминия всего 3,5 ÷ 5 ат.%, а содержание W составляет в этих областях всего 4 ат.%.

На рис. 12 представлены спектры обратного рассеяния ионов гелия, снятые для покрытия Al-Ni имплантированного W. Из рисунка видно, что парциальные выходы от имплантированного W и элементов покрытия существенно меняются при электронно-

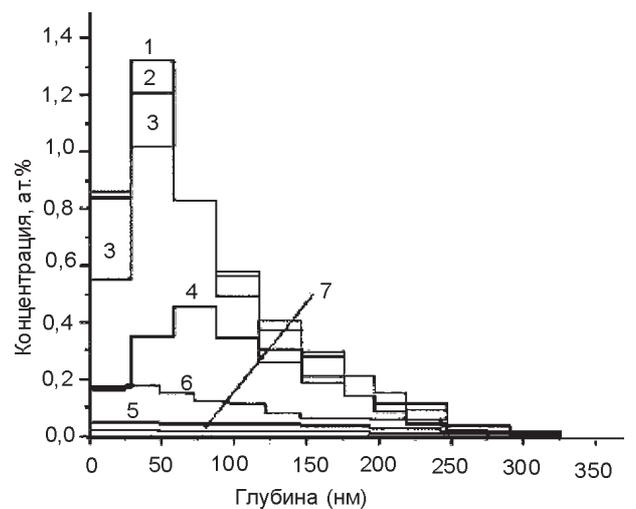


Рис. 12. Профили распределения концентрации W-имплантанта по глубине покрытия из AlNi, нанесенного на подложку из Cu с последующим облучением двух пучков электронов с различной плотностью мощности (режимы 1 – 7).

лучевой обработке. Уширение профилей имплантации может быть интерпретирована как его эффективная диффузия или массоперенос в приповерхностных слоях Al-Ni покрытия. Вольфрам сначала по мере увеличения температуры диффундирует вглубь покрытия, затем движется обратно к поверхности покрытия с уменьшением пиковой концентрации. Для двух последних режимов  $W$  равномерно распределен (растворен) в слое  $NiAl_2O_3$  с концентрацией всего 0,1 ат%.

На рис. 13 (режим 2) и рис. 14 (режим 4) представлены выборочные профили распределения концентрации  $W$ -импланта по глубине покрытия Al-Ni и затем облученные электронным пучком. Профили аппроксимировались двумя (рис. 13) и одним (рис. 14) Гауссианом. Первый Гауссовый пик на рис. 13 может быть обусловлен образованием мелкодисперсных преципитатов, в состав которых входит имплант. Второй, более широкий Гауссиан, – соответствует изотропное распределение  $W$  в слоях покрытия из Al-Ni.

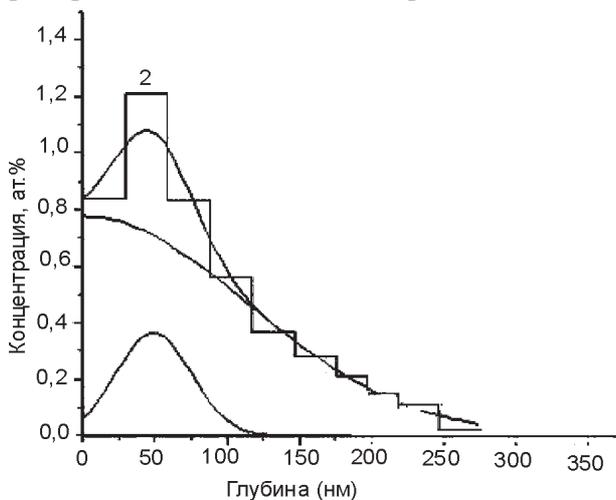


Рис. 13. Обработанный профиль ионов  $W$  с помощью двух Гауссиан.

Результаты микроанализа также свидетельствуют об этом, т.е. есть участки с концентрацией от 4 ат.% до 2,14 ат.%. В случае отжига (плавление) в режиме 4 (рис. 9) мы наблюдаем лишь изотропное распределение имплантата по глубине с существенным уменьшением пиковой концентрации, смещением пика вглубь образца (покрытия) и уменьшением ширины распределения. В последнем случае образование включений не обнаружено, что возможно, связано с их распадом или уносом

с поверхности после плавления электронным пучком (возможно, частичным испарением Al) при более высоких плотностях мощности. Для случая образца, облученного в режиме 2 (режим 6) видно дальнейшее падение концентрации  $W$ , уширение распределения и диффузии имплантата из глубины образца (покрытия) к поверхности.

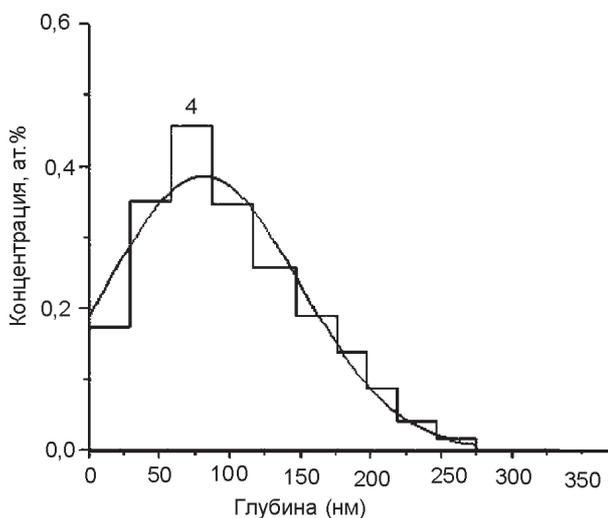


Рис. 14. Обработанный профиль с помощью одного Гауссиана.

В табл. 2 приведены параметры подгонки функциями Гаусса эффективных профилей распределения  $W$ -импланта по глубине слоя Al-Ni на подложке из Cu для различных режимов обработки электронного пучка. Подгонка осуществлялась как двумя Гауссианами (режим 1 – 3), так и одним Гауссианом (режим 4, 6). Эффективный коэффициент диффузии ( $D_{\text{эф}}W$ )  $W$ -импланта извлекался из профилей распределения. Для режимов 4 и 6  $D_{\text{эф}}W$  найден  $2,0 \cdot 10^{-7}$  и  $1,1 \cdot 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с, соответственно. Величина  $D_{\text{эф}}W$  (режим 4) характерна для диффузии атомов металла в расплавах, что подтверждается данными SEM анализа.

Измерения микротвердости поверхности покрытия Al-Ni после имплантации  $W$  показывают, что при малых нагрузках на пирамидку разброс значений уменьшается по сравнению с тем, что имелось сразу после нанесения покрытия. Однако при увеличении нагрузки видно, что на участках, которые имели максимальную твердость до имплантации, увеличили свои значения на  $(25 \div 32) \% \pm 2,5\%$ , а на других участках опять наблюдался значительный разброс значений. В ре-

Таблица 2

Параметры подгонки функциями Гаусса эффективных профилей распределения  $W$ -имплантанта по глубине покрытия на основе Al-Ni на подложке из технической меди для различных режимов обработки электронным пучком

Номер режима		1	2	3	4	6
Параметры распределения	$\sigma_1$ , нм	58	24	51	–	–
	$\sigma_2$ , нм	211	201	181	137	843

зультате плавления покрытия с помощью СЭП содержание  $W$  в поверхностном слое уменьшилось, и в разных участках имело разное значение. В некоторых участках содержание  $W$  находится на пределе обнаружения, а в некоторых участках достигает  $2,2 \div 2,5$  % (в первую очередь там, где концентрация Al очень высока), рис. 10. Вследствие того, что температура в поверхностном слое покрытия была заметно выше температуры плавления Al, в некоторых участках собирался Al в виде капель [11]. В этих областях концентрация Al достигает 92% (очень светлые области на рис. 9). Необходимо уменьшить плотность энергии в  $2,5 \div 3$  раза для того, чтобы на поверхности покрытия не образовывались капли Al, а только происходило перемешивание в жидкой фазе [11 – 14].

## ВЫВОДЫ

Нанесение покрытий из Al-Ni высокоскоростной струей на подложку Cu приводит не только к образованию в покрытии NiO; Ni<sub>3</sub>C; Ni<sub>3</sub>Al; Ni и Al с высокой адгезией к подложке, но и к высокой шероховатости и к значительному разбросу значений твердости.

Имплантация ионов  $W$  приводит к незначительному повышению твердости, однако из-за высокой шероховатости и характерного рельефа трудно выделить эффект, связанный, в первую очередь, с имплантацией, тем более что в отдельных участках поверхностного слоя концентрация  $W$  достигала свыше 7,11 вес%.

Последующее облучение покрытия Al-Ni СЭП в двух разных режимах плавления приводит к сглаживанию рельефа поверхности, уменьшению пиковой концентрации  $W$  в поверхностном слое, однако на поверхности

покрытия образуются капли из чистого Al; адгезия покрытия к подложке резко возрастает, что нельзя сказать о твердости покрытия.

Исследование диффузии ионов  $W$  с помощью обратного рассеяния (ОР) до и после воздействия (плавления) электронным пучком показало увеличение эффективного коэффициента диффузии, продвижению  $W$  вглубь материала. А при облучении СЭП высокой плотностью энергии наблюдается смещение пика (максимума концентрационного профиля) ближе к поверхности. По-видимому, это связано с частичным испарением поверхностного слоя покрытия.

Таким образом, в сообщении показано то, что имплантированный  $W$  в покрытии из Al-Ni в результате облучения электронным пучком с разным эффективным коэффициентом  $D_{\text{eff}} W = 2 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2$  движется вглубь покрытия, а  $D_{\text{eff}} W = 1,1 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{сек}$  движется к поверхности. Пиковая концентрация ионов  $W$  уменьшается и происходит движение смещения максимума в разные участки времени. Следует отметить то, что в результате плавления электронным пучком возможно образование оксида AlO и NiO и возможно образование более сложного оксида AlO<sub>2</sub>Ni.

Работа частично финансировалась по проектам №3078 STCU, а также проектом “Наноматериалы, нанопленки и наноматериалы, новые физические принципы получения нанопленок, нанотехнологий и покрытий с помощью ионных, плазменных и электронных потоков” НАН Украины.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы признательны А.П. Кобзеву (ОИЯИ, г. Дубна Московская обл.) за помощь в проведении измерений анализов методами РОР и УРЯР; Ю.А. Кравченко и В.С. Кшнякину за помощь в проведении отдельных экспериментов, а также Ф.Ф. Комарову за помощь в проведении измерений энергетических спектров обратного рассеяния.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н. Импульсная плазменная модификация поверхности и осаждение покрытий на металлы и сплавы// Успехи физики металлов. – 2003. – Вып. 4. – С. 1-71.

2. Тюрин Ю.Н., Погребняк А.Д. Эффект дуплексной обработки поверхностных слоев сплавов//Трение и износ.– 2002. – Т. 23, № 1. – С. 207-214.
3. Погребняк А.Д., Кульментьева О.П., Кшнякин В.С. и др. Физико-химические состояния покрытий на основе нержавеющей стали SUS 316, осажденных на малоуглеродистую сталь SS 400//ФММ. – 2004. – Вып. 97, № 5. – С. 44-52.
4. Misaelides P., Hatzidimitrion A., Noli F. and Pogrebnyak A.D. Characterisation and Corrosion Behaviour of Protective Coatings on Stainless Steel Samples Deposited by Plasma Detonation//Technique Surf. and Coat. Tech. – 2004. – Vol. 180-181. – P. 290-296.
5. Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. Модификация металлов с помощью мощных импульсных пучков заряженных частиц//УФН. – 1999. – Т. 169, № 11. – С. 1148-1173.
6. Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н. Модификация свойств металлов, сплавов и нанесение покрытий с помощью плазменных струй//УФН – 2005. – Т. 175, № 5. – С. 515-544.
7. Кадыржанов К.К., Комаров Ф.Ф., Погребняк А.Д. и др.//Ионно-лучевая и ионно-плазменная обработка материалов. – М.: издат-во. МГУ, 2005. – 640 с.
8. Фельдман А., Майер Д. Основы анализа поверхности и тонких пленок. – М.: Мир, 1989. – 490 с.
9. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронооптический анализ. – М.: Металлургия, 1982. – 367 с.
10. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
11. Pogrebnyak A.D., Kobzev A.P., Gritsenko B.P. et. al. Effect of Fe and Zr Ion Implantation and High-Current Electron Irradiation Treatment on Chemical and Mechanical Properties of Ti-V-Al Alloys// Jour. of Appl. Phys. – 2000. – Vol. 87, № 3. – P. 1-7.
12. Noli F., Misaelides P., Pogrebnyak A.D. et. al. Investigation of the characteristics and Corrosion resistance of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN coatings//Appl. Surf. Science.– 2005.– Vol. 112, № 11. – P. 176-182.
13. Погребняк А.Д., Кравченко Ю.А., Алонцева Д.Л. и др. Структура и свойства порошковых покрытий из Аи-35, нанесенных высокоскоростной плазменной струей до и после оплавления плазмой//Трение и износ.– 2005. – Т.26, № 5. – С. 507-516.
14. Погребняк А.Д., Кравченко Ю.А., Васильюк В.В. и др. Физико-механические свойства покрытий на основе Ni, обработанных концентрированными потоками энергии// Металлофизика и новейшие технологии.– 2006. – Вып. 1. – С. 1001-1024.

### ТРИПЛЕКСНА ОБРОБКА ПОКРИТТІВ ІЗ АІ-НІ

**Б.П. Гриценко, М.О. Погребняк,  
М.К. Кылышканов, О.Д. Погребняк,  
С.М. Дуванов, В.В. Понарядов**

У роботі досліджувалися покриття з Al-Ni, нанесені високошвидкісним плазмовим струменем на підкладку з технічної міді за допомогою Резерфордського і зворотнього розсіювання іонів (РОР і ОР), ядерних реакцій, растрової електронної мікроскопії (РЕМ) з мікроаналізом, рентгенофазового аналізу (РФА), микротвердості й адгезії. Було виявлено в нанесеному покритті концентрація Ni близько 85%, інші 15% відносяться до Ni<sub>3</sub>Al, Ni<sub>3</sub>C і, можливо, Ni. Адгезія покриття до підкладки складає від 28 ± 2,2 до 45 ± 3 МПа, а микротвердість розрізняється дуже сильно, від 65 ± 3,5 кг/мм<sup>2</sup> до (3 ÷ 4,2) · 10<sup>2</sup> кг/мм<sup>2</sup>. Показано, що в результаті імплантації W у поверхневому шарі виявлене до 7,11 at%. Після опромінення електронним пучком W проникає всередину покриття й у результаті плавлення поверхнього шару покриття концентрація зменшується. Визначено ефективні коефіцієнти дифузії W у покритті.

### TRIPLEX PROCESSING OF Al-Ni COATING

**B.P. Gritsenko, N.A. Pogrebnyak,  
M.K. Kulyshkanov, A.D. Pogrebnyak,  
S.M. Duvanov, V.V. Ponaryadov**

We studied Al-Ni coatings, which were deposited by a high-rate plasma jet to a substrate of tough pitch copper. Rutherford and back ion scattering (RBS and BS), nuclear reactions, scanning electron (SEM) microscopy with microanalysis (WDS-2), XRD, measurements of microhardness and adhesion were used as the methods of analysis. In the deposited coating we found high Ni concentration reaching 8,5%, the remainder was Ni<sub>3</sub>Al, Ni<sub>3</sub>C, and possibly NiO. The coating adhesion to the substrate was 28 ± 2,2 to 45 ± 3 MPa, its microhardness differed within a broad range – from 65 ± 3,5 kg/mm<sup>2</sup> to (3 ÷ 4.2) · 10<sup>2</sup> kg/mm<sup>2</sup>. After W ion implantation in the surface layer we found that peak concentration reached 7,11at.%. After electron beam irradiation W penetrated to the coating bulk. As a result of melting occurred in the coating surface layer the peak W concentration fell. We determined the efficient diffusion coefficients of W in the coating.