

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

А.Д. Погребняк^{*,}, М.К. Кылышканов^{***}, Д.Л. Алонцева^{***},
В.В. Понарядов^{****}, А.П. Шипиленко^{*}**

**Сумской институт модификации поверхности*

Украина

***Г.В.Курдюмова Институт металлофизики НАН, отдел пучковой модификации поверхности, (Сумы)*

Украина

****Восточно-Казахстанский государственный технический университет (Усть-Каменогорск) Казахстан*

*****Белорусский государственный университет (Минск)*

Беларусь

Поступила в редакцию 22.02.2007

В обзорной статье представлены экспериментальные результаты исследований авторов на трех сериях алюминиевых сплавов Al-Ni; Al-Co; Al-Mg-Cu после обработки концентрированными потоками энергии. Было обнаружено в нанесенном покрытии из Al-Ni концентрация Ni около 85%, остальные 15% относятся к Ni₃Al, Ni₃C и, возможно, NiO фазам. Адгезия покрытия к подложке составляет от $28 \pm 2,2$ до 45 ± 3 МПа, а микротвердость различается очень сильно, от $65 \pm 3,5$ кг/мм² до $(3 \times 4,2) \cdot 10^2$ кг/мм². Показано, что в результате имплантации W в поверхностном слое обнаружено до 7,11 at% имплантируемых ионов. Электронный пучок W проникает вглубь покрытия и в результате плавления поверхностного слоя покрытия его концентрация уменьшается. Определены эффективные коэффициенты диффузии W в покрытии. С помощью ядерно-физических и физических методов анализа РОР, УРЯР, ВИМС, РЕМ, РСА и измерения микротвердости были исследованы покрытия из Al-Co, нанесенного высокоскоростной импульсной струей. Обнаружено, что твердость покрытия почти в два раза выше основы материала из Cu. На поверхности покрытия наблюдаются окислы из Al и Co, обнаружены также кластеры AlN₂ и CoN⁺. Фазовый анализ, проведенный с помощью РСА, показал, что в покрытии присутствуют не только Al, Co, а и интерметаллидные фазы от CoAl₅ до Co₂Al₁₉ и др. Предварительные испытания изделия с нанесением покрытия из Al-Co показали стойкость при высоких температурах (до 1500 – 1600°С в агрессивной среде. Результаты, полученные с помощью: растровой электронной микроскопии с микроанализом (РЭМ с EDS и WDS); Резерфордского обратного рассеяния (РОР); эмиссии рентгеновского излучения, индуцированного протонами и ионами (ЭРИИП); рентгенофазового анализа (РСА); измерения микро- и нанотвердости, на образцах Al-Cu-Mg (Si; Nb; Hf; Sc; Ti) после плавления электронным пучком и легирования в жидкой фазе, показали образования мелкодисперсных выделений таких фаз: Cu₃Mg₂Al; AlMg; CuAl₂; AlSc; CuAl₁₂; Mg₂Zn₃, увеличение нано- и микротвердости от 154 ± 5 до 220 кг/мм² (среднее значение), а на отдельных участках от 260 до 420 кг/мм².

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 ре-

шения 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 формиро-

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

Актуально создание покрытий, которые будут иметь высокие пластичность, коррозионную стойкость и, одновременно, износостойкость. С целью выполнения этой задачи были проведены технологические работы по нанесению покрытий из порошка AlCo (Al 82% Co 18%). Известно, что алюминиевые сплавы сочетают в себе множество положительных свойств, низкую плотность, высокую удельную прочность, электро- и теплопроводность, пластичность и вязкость, высокую коррозионную стойкость ко многим органическим кислотам, к морской воде [1, 2]. Известно также, что Co и Al образуют интерметаллидные фазы, поэтому в процессе высокотемпературного нанесения покрытий не ожидается образование интерметаллидных фаз, которые можно использовать как жаростойкие покрытия до температуры 1500° С при температуре плавления Co_2Al_9 , 1910° С. К недостаткам алюминиевых сплавов можно отнести низкую твердость, низкий модуль упругости, большую химическую активность со многими неорганическими кислотами, низкую износостойкость. Предполагается устранить эти недостатки путем дисперсного упрочнения инертными фазами, полученными при нанесении покрытий и образованием интерметаллидных фаз.

Кроме того, задачей исследования ставилось образование покрытия, имеющего в своем составе упрочняющие фазы на основе нитридов и оксидов. Кобальт и алюминий должны исполнять роль связующего сплава. Часть алюминия, в результате плазмохимического синтеза должна прореагировать с высокотемпературным азотом и кислородом и образовать упрочняющие фазы. Кроме того, возможно образование целого ряда интерметаллидов от $\text{Co}_2\text{Al}_{19}$, CoAl_{13} , CoAl_{15} , $\text{Co}_4\text{Al}_{113}$. Известно, что растворимость кобальта в алюминии очень низка. В жидком состоянии ниже 0,46 at%, в твердом ниже 0,01 at%.

Хорошо известно [1 – 3], что сплавы на основе Al-Cu-Mg и Al-Cu имеют хорошую прочность и жаростойкость, однако по коррозионным и литейным свойствам уступают некоторым другим сплавам. Поэтому, стоит задача, за счет легирования этих сплавов присадками (Sc, Nb, Hf, Ti), а также путем переплава этого сплава с помощью электронного пучка [4], улучшить характеристики сплавов. В данной работе было изучены свойства сплава после его плавления и легирования в жидкой фазе присадками (Sc, Nb, Hf, Ti)

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 $47 \div 9$ 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 качестве эродированного электрода в плазмотроне использовали электрод из ниохрома [2]. Толщина сформированного покрытия, нанесенного с помощью высокоскоростной импульсно-плазменной струи на подложку Cu, составляла 100 – 120 мкм.

Такая задача решалась с использованием импульсно-плазменной технологии, где высокоэнергетическая струя плазмы ограничена твердой стенкой. Данная конструкция представляет собой плазмохимический реактор с активной средой, имеющей высокую скорость ее истечения. В качестве среды использовали продукты сгорания, содержащие избыточно углерод и азот. Высокая температура газов (до 20000 К) и скорость (до 6000 м/с) обеспечивались магнитогазодинамическим течением в междуэлектродном зазоре под воздействием пондеромоторных сил. Энергия для формирования струи газа и плазмохимического синтеза подавалась от конденсаторного преобразователя, имеющего следующие выходные параметры: емкость 600 мкФ, напряжение 3,5 кВ.

Использование высокоскоростных плазменных струй для нанесения покрытий на металлическую подложку открывает широкие возможности для получения плотного, хорошо сцепленного с подложкой покрытий и совместить процесс нанесения покрытия и плазмохимического синтеза дисперсных частиц, внедряемых в материал покрытия [3, 4].

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 и EDS [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 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 импульсно-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), 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

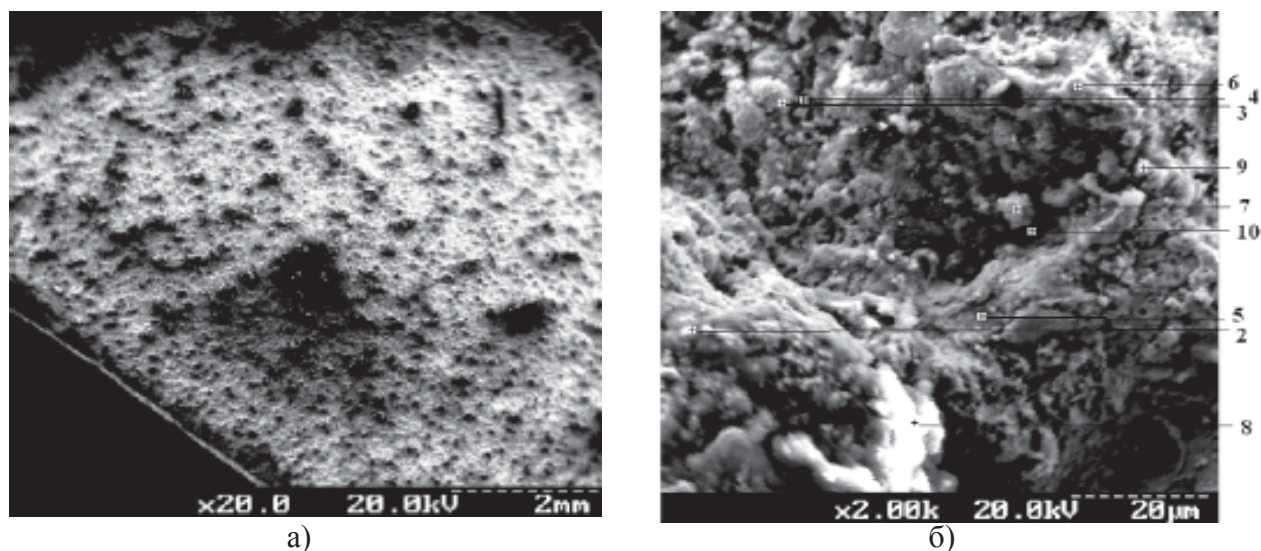


Рис. 1. Структура поверхности порошкового покрытия, нанесенного импульсно-плазменной струей: а) – общий вид поверхности; б) – участок поверхности с большим разрешением (цифрами указаны участки, в которых проводился микроанализ).

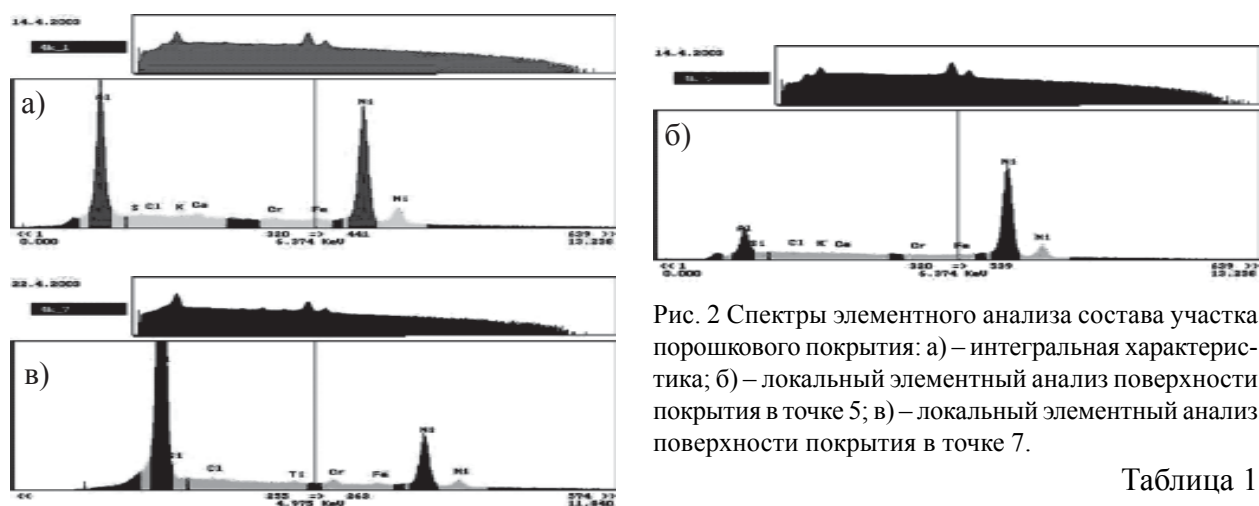


Рис. 2 Спектры элементного анализа состава участка порошкового покрытия: а) – интегральная характеристика; б) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точке 5; в) – локальный элементный анализ поверхности покрытия в точке 7.

Таблица 1

Элементный состав поверхности покрытия (ат.%)

	Al	Si	S	Cl	Ca	Ti	Cr	Fe	Ni
1	43,444	0,000	0,014	0,191	0,570	0,000	0,460	0,670	54,651
2	21,411	24,729	0,830	0,671	2,682	1,226	0,131	1,468	46,852
3	22,451	2,403	0,000	0,141	0,132	0,000	0,293	0,472	74,109
4	60,291	0,000	0,000	0,000	0,101	0,000	0,268	1,506	37,834
5	19,548	2,435	0,000	0,170	0,094	0,000	0,252	0,324	77,177
6	61,780	2,867	0,000	0,096	0,151	0,068	0,259	0,352	34,427
7	71,524	2,109	0,000	0,127	0,000	0,396	0,259	0,352	34,427
8	41,107	9,360	5,214	5,920	4,097	2,177	0,139	1,574	30,412
9	42,048	2,205	0,000	0,152	0,130	0,000	0,233	0,318	54,915
10	83,515	0,000	0,000	0,102	0,064	0,393	0,231	1,697	13,999
11	39,018	1,730	0,236	0,235	0,348	0,233	0,705	0,769	56,726
12	48,936	0,000	0,000	0,374	0,149	0,078	0,338	0,456	49,670
13	82,840	0,000	0,000	0,115	0,040	0,111	0,157	0,469	16,267
14	19,245	11,301	9,337	11,130	6,247	7,597	0,072	5,959	29,112

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 элементом в приповерхностной области толщиной до 1 мкм является Ni. Дополнительный эле-

ментный анализ покрытий был проведен методами РОР и УРЯР.

На рис. 3 представлены энергетические спектры упругого резонанса ядерных реакций с начальной энергией α -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 экспериментальных 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).

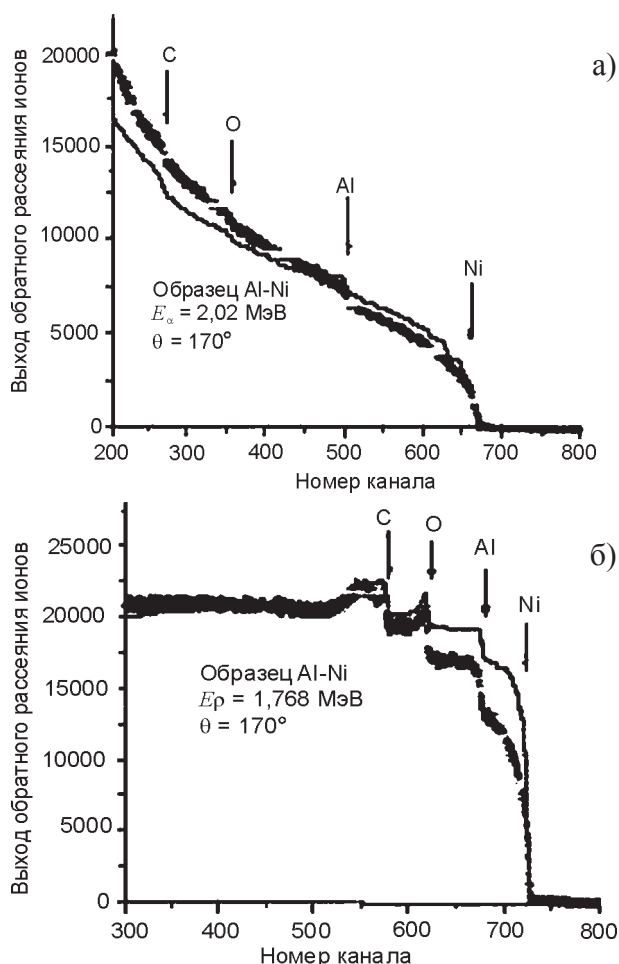


Рис. 3. Энергетический спектр, полученный методом упругого резонанса протонов с энергией 2,02 МэВ (а); энергетический спектр обратного рассеяния ионов $4He^+$ с энергией 1,768 МэВ (б).

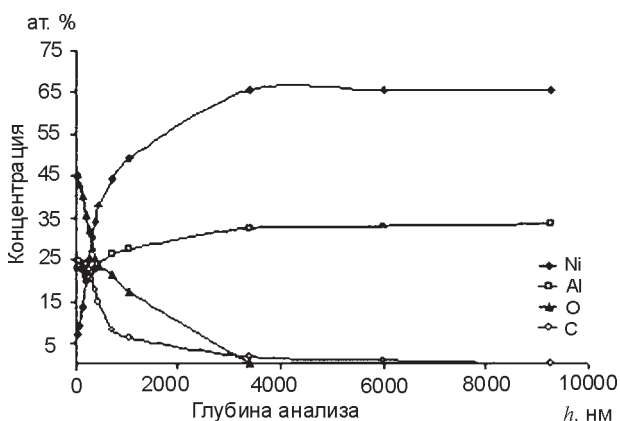


Рис. 4. Концентрационные профили распределения составляющих элементов покрытия по глубине, полученные из энергетических спектров РОР и УРЯР.

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 по-

верхности покрытия зафиксировано 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: $a_{Ni} = 3,524$ Е ($a_{табNi} = 3,5238$ Е [9]); $a_{Al} = 4,054$ Е ($a_{табAl} = 4,0484$ Е [9]). Формирование покрытия сопровождается рядом фазовых преобразований в исходном материале порошка.

На рис. 5 представлены фрагменты рентгенограмм порошка в исходном состоянии (а)

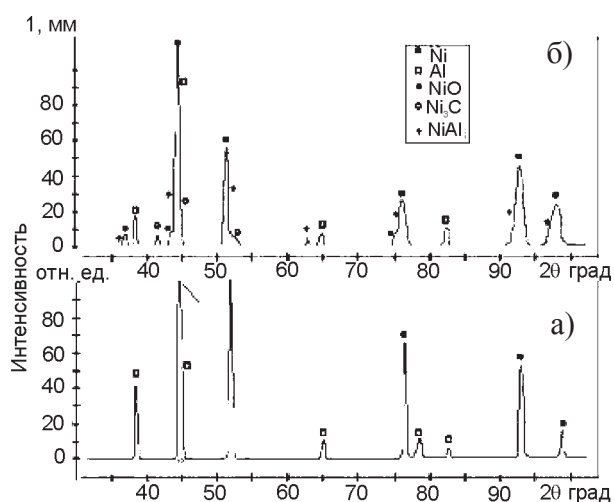


Рис. 5. Рентгенограммы порошка Al-Ni : а) – исходное состояние; б) – поверхность порошкового покрытия (Δ – пик уменьшен в 3,7 раза; \times – пик уменьшен в 3,1 раза).

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 Ni₃C (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% Ni₃Al. На рентгенограмме также четко выявляется наличие на поверхности чистого алюминия (до 3 %).

Сила сцепления покрытия и подложки значительно меняется от участка к участку. Проведенные испытания показали, что сила адгезии колеблется в пределах от $28 \pm 2,2$ до 45 ± 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/мм² до $3,0 \cdot 10^2 \div 4,2 \cdot 10^2$ кг/мм². 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.%.

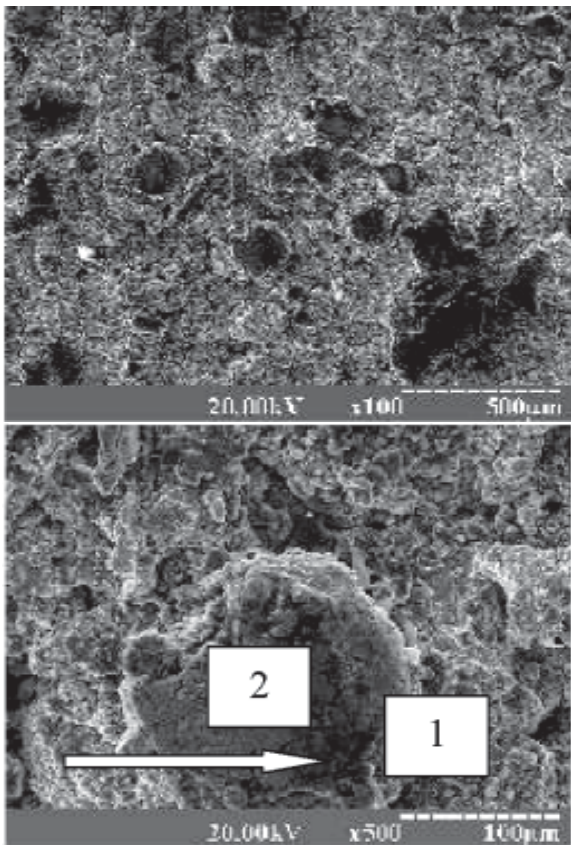


Рис. 6. Структура поверхности порошкового покрытия из Al-Ni, нанесенного плазменной струей с последующей имплантацией ионами W, $E = 60$ кВ, доза $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, длительность импульса 200 мкс (точками 1 и 2 указаны участки, в которых проводился микроанализ).

Исследовали также области, где содержание Al доходит до 82 ÷ 92 ат.% (рис. 7), здесь

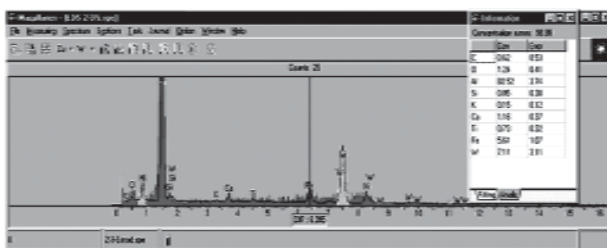


Рис. 7. Спектры элементного анализа порошкового покрытия Al-Ni, нанесенного импульсной плазменной струей с последующей имплантацией ионов W ($E = 60$ кВ, доза $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, длительность импульса 200 мкс).

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. 8, рис. 9).

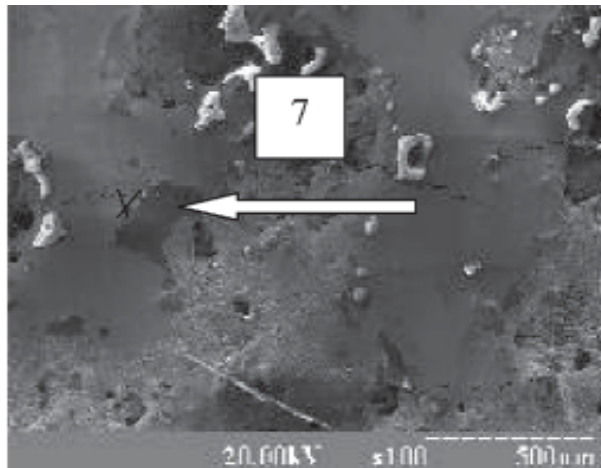


Рис. 8. Структура поверхности порошкового покрытия из Al-Ni после имплантации ионов W, $E = 60$ кВ, дозой $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, длительность импульса 200 мкс с последующим облучением СЭП в режиме плавления, точками 6, 6а, 7 указаны участки, в

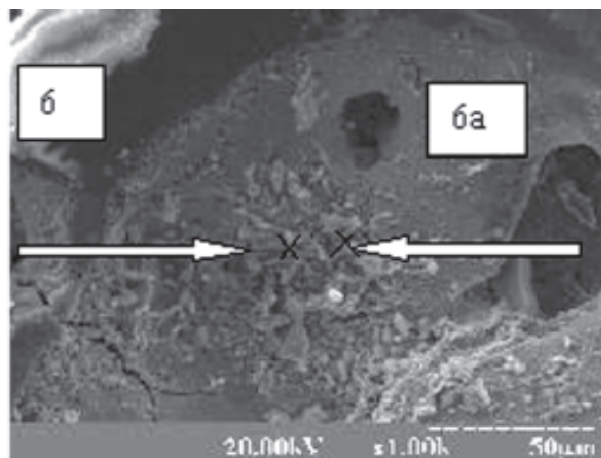


Рис. 9. Структура поверхности порошкового покрытия из Al-Ni после имплантации ионов W, $E = 60$ кВ, дозой $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, длительность импульса 200 мкс с последующим облучением СЭП в режиме плавления, точками 6, 6а, 7 указаны участки, в которых проводился микроанализ с большим разрешением.

В этих участках обнаружено W около 2,1% (рис. 10).

После имплантации ионов W, (падающая доза составляла 10^{17} см^{-2}) в поверхностном слое покрытия из Al-Ni регистрировалось

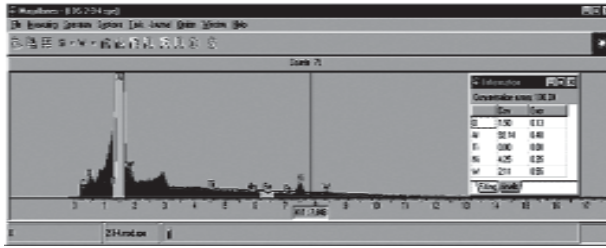


Рис. 10. Спектры элементного анализа порошкового покрытия Al-Ni, нанесенного импульсной плазменной струей с последующей имплантацией ионов W ($E = 60$ кВ, доза $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, длительность импульса 200 мкс) и после оплавления с помощью СЭП в режиме плавления покрытия (максимальная концентрация W 2,11 ат.%).

около $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ионов W (данные ОР, рис. 11). Облучение электронным пучком привело к частичному или полному оплавлению покрытия, (см. рис. 9).

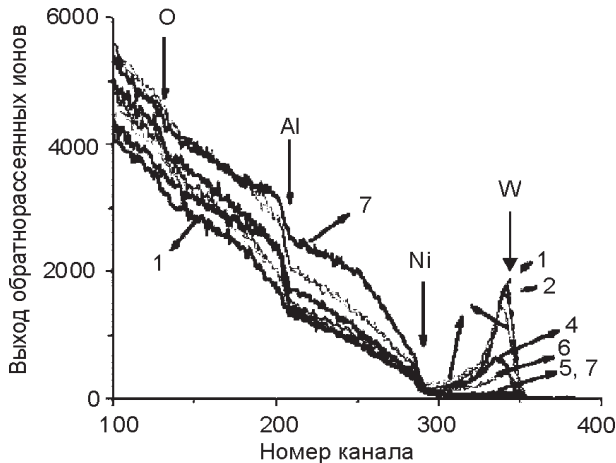


Рис. 11. Спектры Резерфордского обратного рассеяния ионов гелия с начальной энергией 1,5 МэВ, образцов Al-Ni после имплантации ионов W дозой $5 \cdot 10^{17} \text{ м}^{-2}$. Стрелками также указаны элементы и соответствующие кинематические границы парциальных спектров для различных элементов.

Как видно из микроанализа (рис. 9), (РЭМ с WDS) концентрация 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 до $3,5 \div 5$ 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.

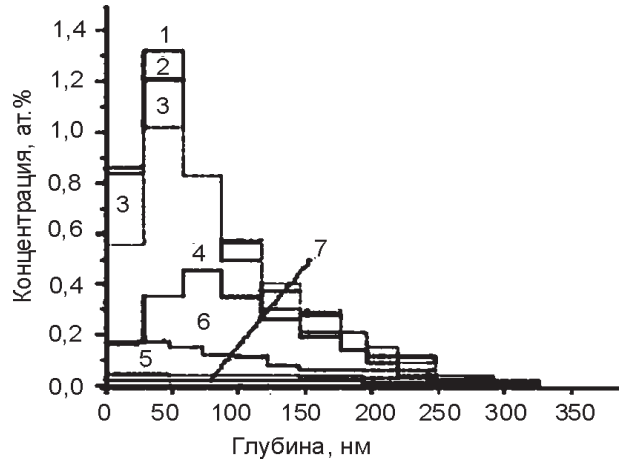


Рис. 12. Профили распределения концентрации W-имплантанта по глубине покрытия из Al-Ni, нанесенного на подложку из Cu с последующим облучением двух пучков электронов с различной плотностью мощности (режимы 1–7).

Из рис. 12 видно, что парциальные выходы от имплантированного W и элементов покрытия существенно меняются при электронно-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 рас-

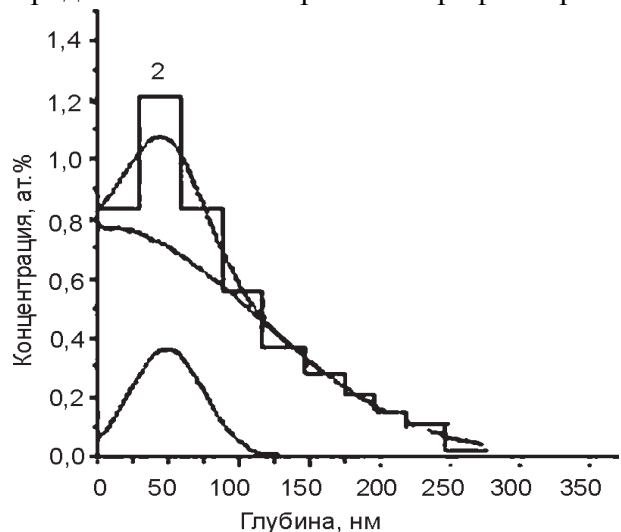


Рис. 13. Обработанный профиль ионов W с помощью двух Гауссиан.

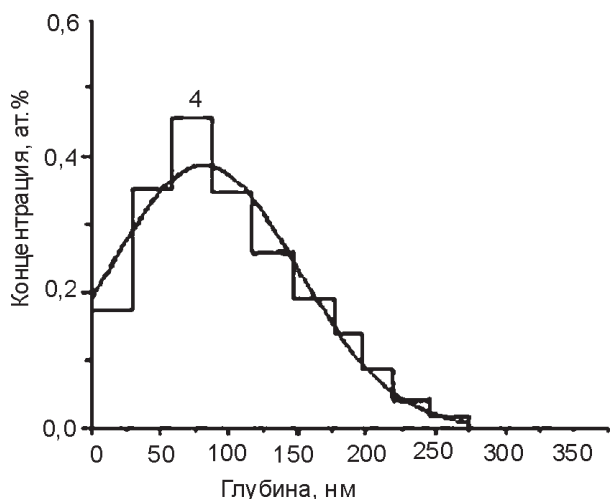


Рис. 14. Обработанный профиль с помощью одного Гауссиана.

пределения концентрации W-имплантата 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 имплантант. Второй, более широкий Гауссиан, — соответствует изотропному распределению W в слоях покрытия из Al-Ni. Результаты микроанализа также свидетельствуют об этом, т.е. вблизи поверхности 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 импланта из глубины образца (покрытия) к поверхности.

В табл. 2 приведены параметры подгонки функциями Гаусса эффективных профилей распределения W-имплантата 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 ($D_{\text{eff}}W$) W-имплантата извлекался из профилей распределения. Для режимов 4 и 6 $D_{\text{eff}}W$ найден $2,0 \cdot 10^{-7}$ и $1,1 \cdot 10^{-5}$ см²/с, соответственно. Величина $D_{\text{eff}}W$ (режим 4) характерна для диффузии атомов металла в расплавах, что подтверждается данными РЭМ анализа.

Таблица 2

Параметры подгонки функциями Гаусса эффективных профилей распределения W-имплантата 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	σ_1 , нм	58	24	51	—	—
	σ_2 , нм	211	201	181	137	843

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 результате плавления покрытия с помощью СЭП содержание W в поверхностном слое уменьшилось, и в разных участках обнаружено несколько отличий значения. 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

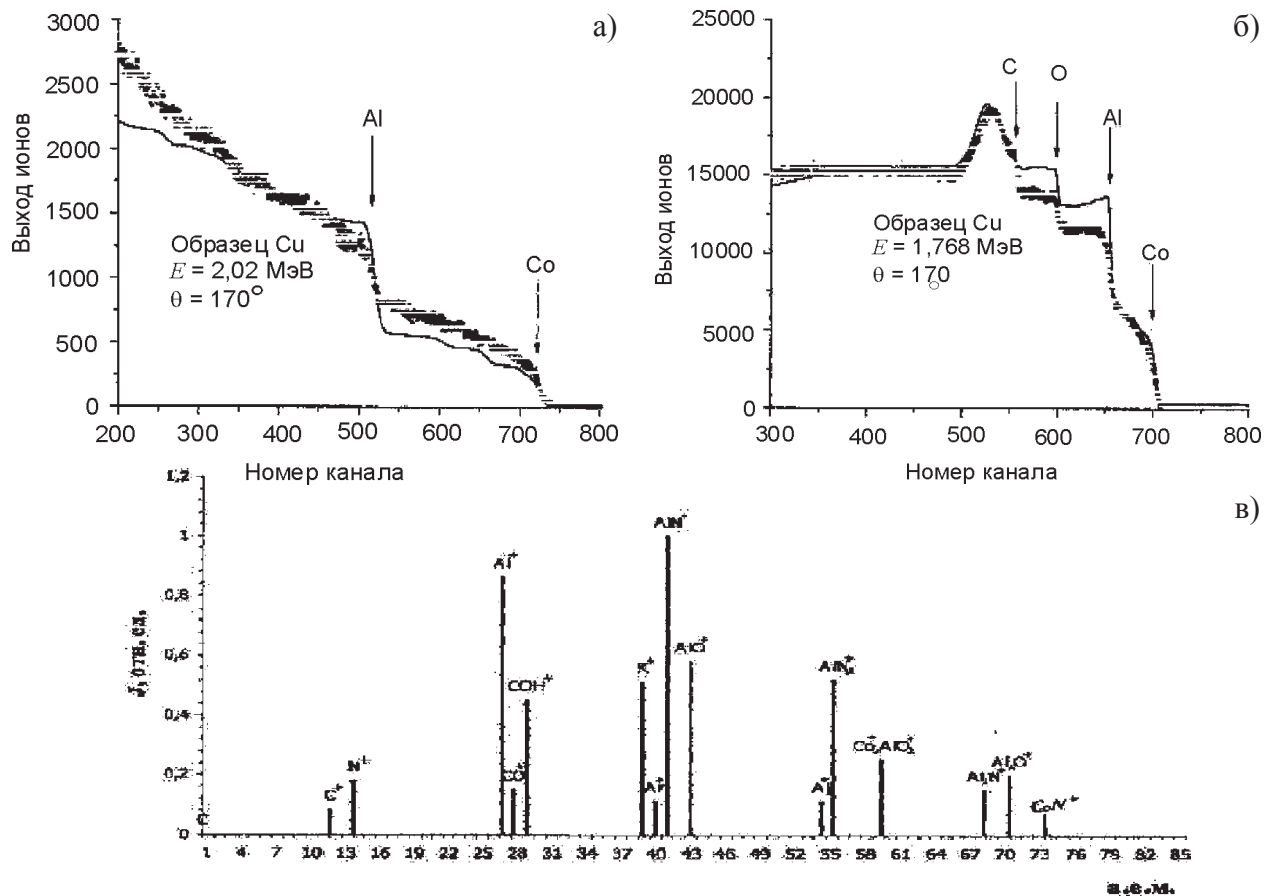


Рис.15. а) – Энергетический спектр обратного рассеяния ионов (РОР), полученный на покрытии Al-Co; б) – Спектр упругого резонанса ядерных реакций на протонах (УРЯР), полученный на покрытии Al-Co; в) – масс-спектр покрытия нанесенного в результате плазменной обработки, полученный с помощью ВИМС.

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 ÷ 3 раза для того, чтобы на поверхности покрытия не образовывались капли Al, а только происходило перемешивание в жидкой фазе [11 – 14].

На рис. 15а, б представлены результаты анализа поверхностного слоя покрытия из Al-Co, нанесенного высокоскоростной импульсной плазменной струей: а) энергетический спектр обратного рассеяния ионов (РОР); б) спектр упругого резонанса ядерных реакций на протонах (УРЯР), а также содержание элементов, входящих в состав покрытия, по глубине покрытия приведены в табл. 3 [4].

Как видно из спектров, в покрытии кроме Al и Co имеется высокая концентрация кислорода до 19 ÷ 17 at.% и небольшая концен-

Таблица 3
Элементный состав покрытия из Al-Co
концентрация элементов (at%)

Глубина, нм	Co	Al	O	C
83,7	6,43	72,79	19,11	1,67
248,5	8,53	71,04	18,39	2,04
437,8	10,68	68,99	18,00	2,33
714,1	11,42	68,09	17,84	2,65
1108,4	13,23	66,43	17,38	2,96
1497,0	14,49	64,67	16,88	3,66
1885,6	14,79	64,67	16,88	3,66
2276,9	14,91	65,31	16,98	2,80
5516,5	14,96	68,00	17,04	0,00
13615,7	14,96	68,00	17,04	0,00
21714,9	14,96	68,00	17,04	0,00
29339,5	18,03	81,97	0,00	0,00

трация углерода от 2,5 до 1,5 at.% в слое толщиной до 2,5 мкм. Из результатов РОР и УРЯР можно, используя то, что в спектре об-

разуются “ступеньки”, из которых можно определить стехиометрию по известной формуле [8]. Стехиометрия полученного соединения вблизи поверхности составляла от CoAl_5 до $\text{Co}_2\text{Al}_{19}$.

В тоже время, кислород обнаружен в приповерхностном слое покрытия толщиной почти до 22 мкм (см. табл. 1).

Результаты анализа, проведенные с помощью ВИМС, показали наличие N^+ ; Al^+ ; AlN^+ ; AlO^+ ; Al_2^+ ; AlN_2^+ ; AlO_2^+ ; Al_2N^+ ; CoN^+ и COH^+ ионов и кластеров. В связи с тем, что при анализе РОР мы специально не уделяли внимание азоту, то можно предположить, что наряду с кислородом в приповерхностном слое имеется азот, который, в процессе пролета плазменной струи в стволе и на расстоянии от ствола до материала формирует кластеры AlN_2^+ и CoN^+ . Как мы видим, также имеются всевозможные кластеры (целый спектр) окислов Al (AlO ; AlO_2), которые в совокупности дают нам соединение Al_2O_3 (рис. 15в).

Исследование морфологии поверхности покрытия и по глубине (косой шлиф) показало, что на поверхности формируется типичная структура, возникающая при динамическом воздействии плазменной струи и высоких градиентах температурного воздействия [8, 9]. На поверхности покрытия наблюдается значительная шероховатость, соответствующая типичному размеру диаметра порошинок Al и Co, расплавленных в процессе взаимодействия с плазменной струей.

В результате расчета рентгенограмм на поверхности покрытия из Al-Co зафиксировано наличие трех решеток ОЦК (рис. 16). В ре-

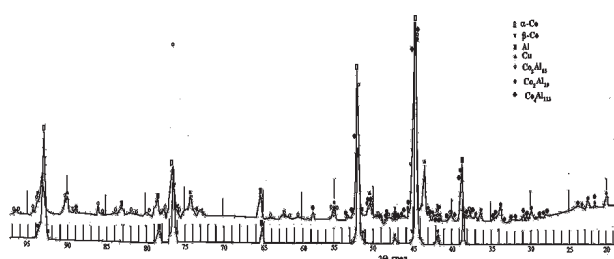


Рис. 16. Дифрактограммы (РСА) для Al-Co, нижняя – для исходного порошка, верхняя – после нанесения покрытия из Al-Co с помощью плазменно-детонационной обработки.

зультате анализа полученных результатов обнаружено, что одна решетка α -Co. Ее параметр равен 3,515 Е. Значительная часть пиков дифрактограмм принадлежат алюминию с параметром решетки 4,088 Е. В результате испарения электрода из Cu в приповерхностном слое обнаружено присутствие Cu с параметром решетки 3,614 Е.

На дифрактограмме также имеется в наличии множество пиков, которые подходят под соединения $\text{Al}_2\text{Co}_{15}$; $\text{Al}_2\text{Co}_{19}$ и $\text{Al}_4\text{Co}_{113}$. Учитывая то, что растворимость кобальта в алюминии очень низкая (в жидком состоянии ниже 0,4 at% , а в твердом еще меньше 0,01 at%), можно предположить образование интерметаллидов кобальта с алюминием.

Согласно проведенных расчетов, было получено следующее процентное соотношение фаз в покрытии: 71% Co; 13% Al; 6% Cu; 5% $\text{Cu}_2\text{Al}_{15}$; 45% $\text{Co}_2\text{Al}_{19}$ + $\text{Co}_4\text{Al}_{113}$ (результат получен для двух соединений вместе, т.к. множество их пиков попадают в одни и те же области поднятия фона дифрактограммы, так что их разделить практически невозможно).

Были проведены измерения микротвердости покрытия и подложки с помощью пирамидки Виккерса. Измерения показали, что твердость покрытия значительно выше, почти в два раза, чем твердость самой подложки-меди. Следует отметить, что обнаружено повышение твердости на 20 ÷ 30% в переходном слое, покрытие – медь. Сила адгезии покрытия к подложке измерялась методом скрабирования алмазной пирамидкой на поперечном шлифу. Измерения показали, что величины адгезии в пределах 12,5 ÷ 22 кг/мм² (125 ÷ 220 МПа).

Кроме того, в работе показано, что технология импульсно-плазменного нанесения покрытий из порошка Al-Co обеспечивает плотное, хорошо сцепленное с подложкой покрытие, упрочненное инертными фазами (нитридами и оксидами) в приповерхностном слое. Основа покрытия состоит из плотно упакованного алюминия и кобальта, имеющих кубическую ВСС решетку. Покрытие имеет повышенную, даже по сравнению с ме-

дью, твердость и защитный, со стороны открытой поверхности, слой с повышенным (до 20%) содержанием кислорода содержанием углерода (до 3,6%) и азота. Большая часть этих химически активных к алюминию элементов находятся в поверхностном слое в виде кластеров AlN^+ , AlO^+ , AlN_2^+ , AlO_2^+ , Al_2N^+ , CoN^+ , CON^+ , AlN_2^+ , которые в совокупности дают нам дисперсные частицы оксидов и нитридов алюминия, а также целый спектр интерметаллидов от Co_2Al_{19} до Co_4Al_{113} .

На рис. 17 представлена структура и морфология покрытия из Al-Co.

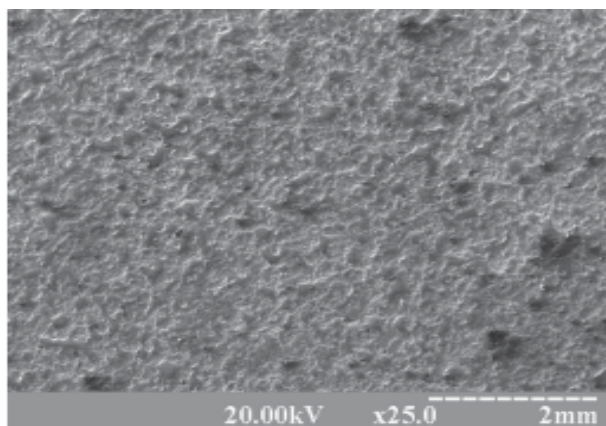
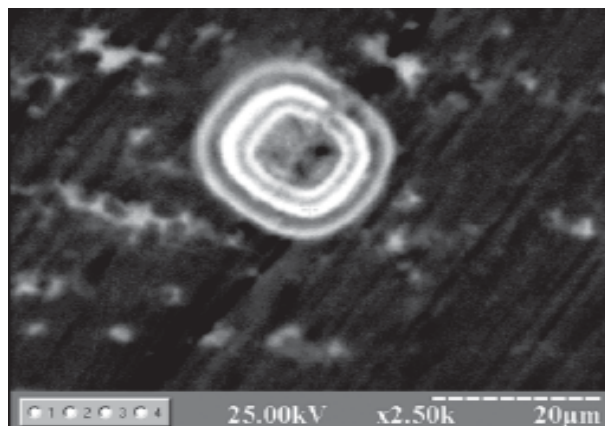


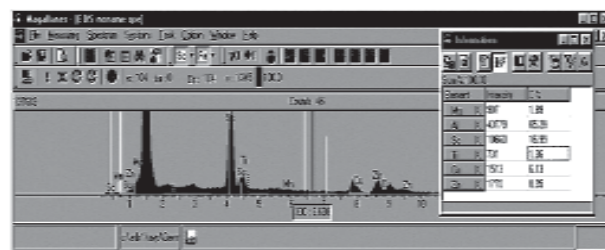
Рис.17. Структура и морфология поверхности покрытия из Al-Co, полученная с помощью РЭМ.

Из рис. 17 видна типичная структура, полученная с помощью плазменно-детонационной обработки. Также видны порошинки, которые оплавилась и деформировались в момент динамического воздействия струи с поверхностью подложки. Известно, что Co_2Al_{19} имеет температуру плавления $1940^\circ C$, поэтому образование целого спектра интерметаллидов от Co_2Al_{19} до Co_4Al_{113} повышают жаростойкость изделия с такими покрытиями. Предварительные испытания показали, что изделия хорошо стоят при высокой температуре, свыше $1500^\circ C$ в очень агрессивной среде.

На рис. 18а показан участок сплава на поверхности образца (после оплавления), а на рис. 18б представлены результаты микроанализа этого участка поверхности. Как видно из этого рисунка, образуются выделения фаз микронных размеров в виде прямоугольни-



а)



б)

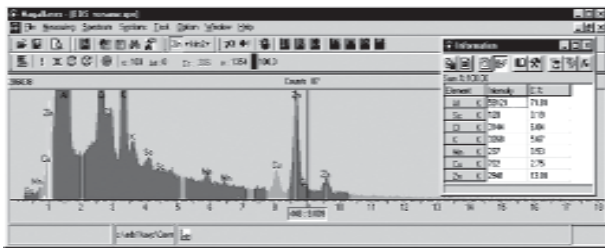
Рис. 18. Изображение участка поверхности (поперечный шлиф) сплава Al-Cu Mg после оплавления в области мелкодисперсных выделений (а) и результаты рентгеновского микроанализа, в этой же области (б).

ков со стороны от 10 до 20 мкм с четко выраженными границами. Внутренний размер около 10 мкм, а внешний около 20 мкм. Рентгеновский микроанализ, проведенный с этого участка (выделение) рис. 18б, показал, что наряду с $Al \approx 68\%$; $Zn \approx 9,58\%$; $Cu \approx 5,46\%$; $Ti \approx 1,22\%$; $Mg \approx 2,91\%$ обнаружена высокая концентрация Sc (12 вес.%).

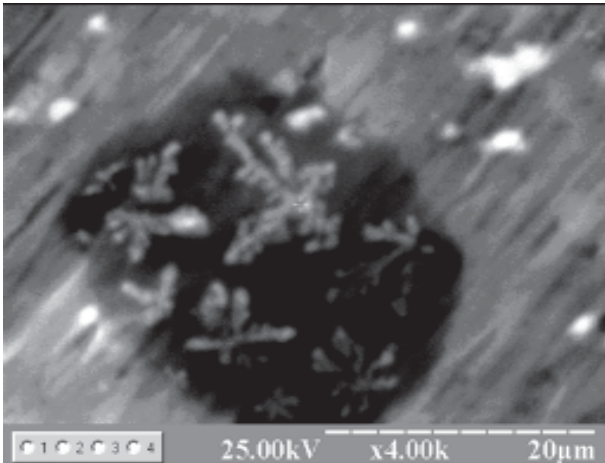
В промежутках между кольцами Sc (10 – 12)%, а в самом (кольце-квадрате) достигает 17%.

В другой серии образцов (рис. 19) после плавления образуются дендриты микронных размеров. При этом “ветки” дерева имеют толщину меньше или около 6 мкм. В области дендритов рентгеновский микроанализ показывает, что концентрация Al около 72%, Sc совсем немного (около 0,2%), $Cu \approx 2,75\%$; $Zn \approx 13\%$; $Mn \approx 0,53\%$. Вместе с тем, обнаружено появление Cl и K с концентрациями, близкими к 6 вес.%.

На рис. 20 представлен спектр POP, измеренный на этих же образцах. Как видно из спектра, данный метод регистрирует только



а)



б)

Рис. 19. Результаты рентгеновского микроанализа в области “дендритов” (а) и изображение соответствующего участка поверхности (поперечный шлиф) сплава Al-Cu-Mg после оплавления (а).

Al и Cu – около 4 ат.%, при этом концентрация по глубине почти не меняется.

В связи с тем, что размеры выделений очень малы (6 – 20 мкм) по сравнению с размерами пучка (около 1 мм), соотношение площадей сечения пучка и площади выделений будет меньше 0,1%. Однако результаты, полученные с помощью ЭРИИП (пучок ионов гелия), указывают на широкий спектр элементов с концентрацией, близкой к той, которую дает рентгеновский микроанализ, полученный на растровом электронном микроскопе. На рис. 20б представлено изображение поверхности образца второй серии (поперечный шлиф) после оплавления электронным пучком и легирования (Hf, Sc, Ti).

Как видно из рис. 21, обнаружены “выделения” фаз несколько другой конфигурации, где толщина внутреннего четырехгранника составляет 2 мкм, а его наружный размер – около 10 мкм. Рентгеновский микроанализ, проведенный в области “выделений” (рис. 21а), показал высокое содержание Hf

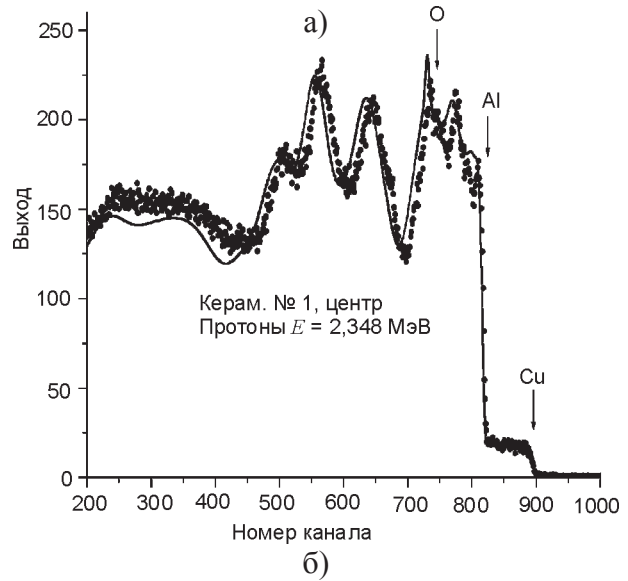
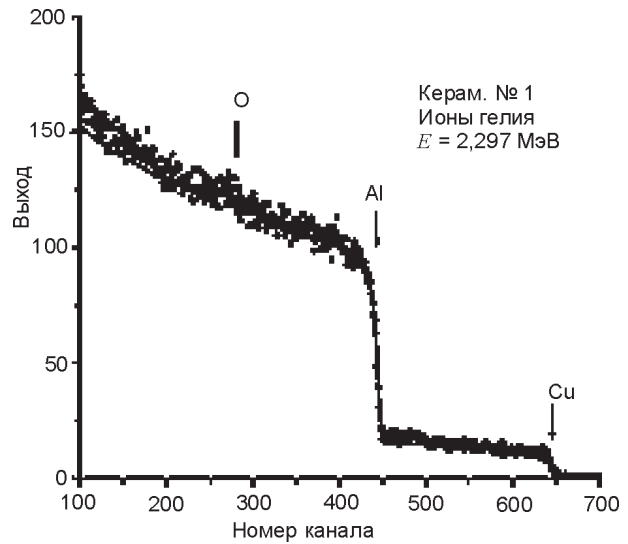
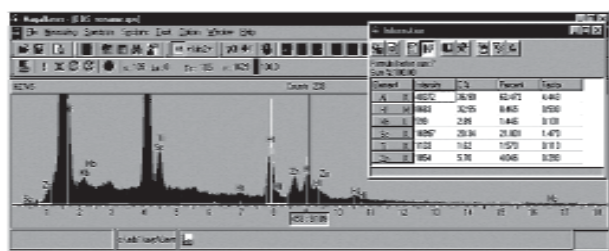


Рис. 20. Спектры Резерфордского обратного рассеяния, полученные с поверхности сплава Al-Cu-Mg в области переплава: а) ионы гелия, б) пучок протонов

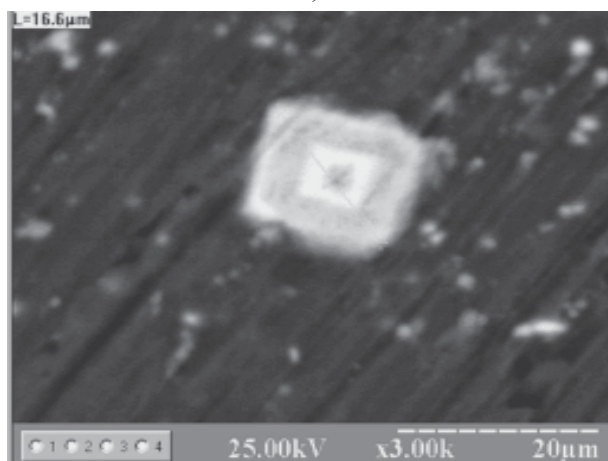
(~20 ат.%) и Sc (~30 ат.%), а также наличие других элементов. То есть, на вид конфигурации “выделений” влияет элементный состав фазы (или, возможно, стехиометрия).

Рентгено-фазовый анализ образцов из разных серий показал, что после обработки образуются такие фазы: Cu_3Mg_2Al , $AlMg$, $CuAl_2$, $AlSc$, $CuAl_{12}$, Mg_2Zn_3 .

Измерение микротвердости, а в отдельных местах и нанотвердости (на хорошо отполированной поверхности) показали, что в исходном состоянии среднее значение микротвердости составляет 154 ± 5 кГ/мм², после оплавления электронным пучком и легирования присадками среднее значение микротвер-



а)



б)

Рис. 21. Результаты рентгеновского микроанализа в области микровыделений (а) и изображение соответствующего участка поверхности (поперечный шлиф) сплава Al-Cu-Mg после оплавления б).

дости возрастает до 220 кГ/мм². Измерение нанотвердости (кривые нагрузки и разгрузки) вблизи или на выделениях вторичных фаз показывают более высокие значения твердости: от $2,6 \pm 0,1$ ГПа до $4,2 \pm 0,15$ ГПа.

ВЫВОДЫ

Нанесение покрытий из Al-Ni высокоскоростной струей на подложку Cu приводит не только к образованию в покрытии NiO; Ni₃C; Ni₃Al; 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, и способствовало 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.

В работе 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 $D_{\text{eff}} W = 1,1 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2$ движется к поверхности. Пиковая концентрация ионов W уменьшается и происходит движение смещения максимума в разные направления. Следует отметить то, что в результате плавления электронным пучком возможно образование оксида AlO и NiO и возможно образование более сложного оксида AlO₂Ni.

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., Hatzidimitriou A., Noli F. and Pogrebnjak A.D. preparation, Characterization 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. 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 электроннооптический анализ. – М.: Metallurgia, 1982. – 367 с.
 10. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
 11. Pogrebnjak A.D., Kobzev A.P., Gritsenko V.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., Pogrebnjak A.D. et. al. Investigation of the characteristics and Corrosion resistance of Al_2O_3/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 Ан-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., Василук 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.
 15. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 645 с.
 16. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
 17. Tyurin Yu.N., Pogrebnjak A.D. Advanced in the Development of Detonation Technologies and Equipment for Coating Deposition//Surf. and Coat. Tech.– 1999. – Vol. 111. – P. 269-275.
 18. Pogrebnjak A.D., Tyurin Yu.N., Ivanov Yu. Fetae. Preparation and Investigation of the Structure and Properties of the Al_2O_3 Plasma Detonation Coatings//Tech. Phys. Lett. – 2000. – Vol. 26. – № 11. – P. 960-963.
 19. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Получение и измерение рентгенограмм. Справочное руководство. – М.: Наука, 1976. – 326 с.
 20. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Приложения. – М.: Metallurgia, 1970. – 109 с.
 21. Погребняк А.Д., Гриценко Б.П., Дуванов С.М. и др. Изменение стехиометрии и ускорение диффузии в результате воздействия электронного пучка //Письма в ЖТФ. – 2006. – Т. 32, Вып. 24. – С. 38-45.
 22. Погребняк А.Д., Азаренков Н.А., Береснев В.М. Структура и свойства защитных покрытий и модифицированных слоев материалов//ХГУ, 2007. – 415 с.
 23. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2001. – 413 с.
 24. Постников Н.С. Коррозионностойкие алюминиевые сплавы. М.: Metallurgia, 1976. – 300 с.
 25. Лужников Л. П. Деформируемые алюминиевые сплавы для работы при повышенных температурах. – М.: Metallurgia, 1965. – 290 с.
 26. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками/под ред. Д.М. Поута, Г. Фоти, Д.К. Джекобсона. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.
 27. Погребняк А.Д., Алонцева Д.Л., Понарядов В.В. и др. Структура и свойства покрытий из Al-Ni нанесенных импульсной плазменной струей //ФХОМ. – 2004. – Вып. 2. – С. 45-49.
 28. Погребняк А.Д., Алонцева Д.Л., Понарядов В.В. и др. Структура и свойства Al-Co покрытия, нанесенного высокоскоростной плазменной струей //ФХОМ. – 2004. – Вып. 6. – С. 28-31.

29. Дж. Металлы. Справочник. пер.с англ. – М.:

Металлургия, 1980. – 447 с.

**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ Al-Ni ТА Al-Co,
Al-Mg-Cu ДО ТА ПІСЛЯ ОБРОБКИ
КОНЦЕНТРОВАНИМИ ПОТОКАМИ
ЕНЕРГІЇ**

**А.Д. Погребняк, М.К. Килишканов,
Д.Л. Алонцева, В.В. Понарядов,
А.П. Шипилекко**

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), мікротвердості й адгезії. Було виявлено в нанесеному покритті концентрація Ni близько 85%, інші 15% відносяться до Ni_3Al , Ni_3C і, можливо, Ni. Адгезія покриття до підкладки складає від $28 \pm 2,2$ до 45 ± 3 МПа, а мікротвердість розрізняється дуже сильно, від $65 \pm 3,5$ кг/мм² до $(3 - 4,2) \cdot 10^2$ кг/мм². 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 поверхневого шару покриття концентрація зменшується. Визначено ефективні коефіцієнти дифузії W у покритті.

За допомогою РЗР, ПРЯР, ВІМС, РЕМ, рентгєнівської дифракції та вимірювання мікротвердості було досліджено порошкові покриття Al-Co, нанесені за допомогою високошвидкісного імпульсного плазмового струменя. Встановлено, що твердість покриття майже в два рази вище мідної підкладки. На поверхні виявлено окисли та нітриди алюмінію та кобальту, а також інтерметаліди різного складу, забезпечуючи високу корозійну стійкість покриття при високих температурах до $\sim 1500^\circ\text{C}$.

Результати, одержані за допомогою: растрової електронної мікроскопії з мікроаналізом (РЕМ з EDS і WDS), Резерфордівського зворотнього розсіювання (РЗР), емісії рентгєнівського випромінювання, що індукується протонами та іонами (ЕРВІП), рентгєнофазового аналізу (РФА), вимірювання мікро- та нанотвердості. На зразках Al-Cu-Mg (Si; Nb; Hf; Sc; Ti) післяплавлення електронним пучком і легування в рідкій фазі. Показали утворення мілкодисперстних виділень таких фаз: Cu_3Mg_2Al ; AlMg; $CuAl_2$; AlSc; $CuAl_{12}$; Mg_2Zn_3 , збільшення нано- і мікротвердості від 154 ± 5 до 220 кг/мм² (середнє значення), а на окремих ділянках від 260 до 420 кг/мм².

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF
ALUMINIUMS ALLOYS AFTER
TREATMENTS BY THE CONCENTRATED
FLOWS OF ENERGY**

**A.D. Pogrebnjak, M.K. Kylyshkanov,
D.L. Alontseva, V.V.Ponaryadov,
A.P. Shpylenko**

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_3Al , Ni_3C , and possibly NiO. The coating adhesion to the substrate was $28 \pm 2,2$ to 45 ± 3 MPa, its microhardness differed within a broad range – from $65 \pm 3,5$ kg/mm² to $(3 - 4,2) \cdot 10^2$ kg/mm². After W ion implantation in the surface layer we found that peak concentration reached 7,11 at.%. 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.

By RBS, ERDA, SIMS, SEM, X-ray analysis, microhardness and adhesion measurements methods, powder Al-Co coatings deposited with a high-velocity pulsed plasma flow have been investigated. On the coating surface, oxides and nitrides of aluminum as well as various Co-Al intermetallic compounds were detected. The coatings have a good high-temperature corrosion up to $\sim 1500^\circ\text{C}$ and its hardness is twice as large as that for copper substrate. The paper deals with the preliminary results obtained using several methods of analysis: the raster electron microscopy with microanalysis (SEM with EDS and WDS), the Rutherford back scattering (RBS), X-ray emission induced by protons and ions (PIXE), the X-ray analysis (XRD), measurements of micro- and nanohardness. The samples Al-Cu-Mg (Si; Nb; Hf; Sc; Ti) were studies after electron beam melting and doping in a liquid phase. Micro- size precipitates of the phases: Cu_3Mg_2Al ; AlMg; $CuAl_2$; AlSc; $CuAl_{12}$; Mg_2Zn_3 as well as increased nano- and microhardness of 154 ± 5 to 220 kg/mm² (an average value) and 260 to 420 kg/mm² occurring in some regions were found.