

УДК 621.1

Влияние режимов плазменного напыления на структуру и свойства покрытий из Ni_3Al *

Е.Е. Корниенко¹, Д.О. Муль¹, О.А. Рубцова¹, С.П. Ващенко²,
В.И. Кузьмин², И.П. Гуляев², Д.В. Сергачёв²

¹Новосибирский государственный технический университет

²Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

E-mail: kornienko_ee@mail.ru

Проведены исследования структуры и трибологических свойств покрытий, сформированных из порошка ПН85Ю15. Покрытия наносились на заготовки из низкоуглеродистой стали по технологии воздушно-плазменного напыления с использованием узла кольцевого ввода и газодинамической фокусировки порошка. Предварительно были выполнены исследования эффективности нагрева и ускорения частиц указанного порошкового материала. Представлены результаты измерений температурного и скоростного распределений частиц на определенной дистанции напыления методом спектральной пирометрии и времяпролетным методом. В статье анализируется влияние тока дуги плазмотрона и количества пропан-бутана в потоке плазмы на структуру и свойства полученных покрытий. Установлено, что фазовый состав напыленных покрытий и исходного порошка одинаков: основной фазой является соединение Ni_3Al , кроме того, в структуре содержится фаза Ni_5Al_3 . Показано, что увеличение количества пропан-бутана повышает пористость покрытий. Наиболее плотные покрытия (5,77 %) получены на токе дуги плазмотрона, равном 200 А, с пониженным количеством пропан-бутана. Максимальной пористостью (20,38 %) характеризуются покрытия, полученные при минимальном токе дуги, равном 100 А, с повышенным количеством пропан-бутана. Приведены результаты триботехнических испытаний покрытий в условиях трения скольжения со смазочным материалом по схеме диск–плоскость. С точки зрения получения более плотных покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками оптимальными режимами плазменного напыления порошка марки ПН85Ю15 являются ток от 140 до 200 А и использование смеси воздуха и пропан-бутана только в качестве защитного газа (завеса анода).

Ключевые слова: плазмотрон, плазменное напыление, Ni_3Al , износостойкость.

Введение

Алюминиды никеля привлекают внимание благодаря сочетанию уникальных физико-механических свойств: высоким значениям температуры плавления, жаропрочности и жаростойкости, коррозионной стойкости и сопротивлению кавитационной эрозии [1–3]. Кроме того, исследования [2, 4] показали, что алюминиды никеля, обладая высокой твердостью, имеют существенный потенциал для изделий, работающих на износ. Это делает

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-33-50993).

их подходящими материалами для изготовления ответственных деталей химического машиностроения, аэрокосмической промышленности и энергетики [1, 5–7].

К методам получения объемных изделий из алюминидов никеля относят искровое плазменное спекание (SPS) [8], горячее прессование [9, 10], горячую экструзию [9, 10] и др. Однако низкая пластичность интерметаллидов при комнатной температуре затрудняет их обработку [1]. Применение различных способов нанесения покрытий из алюминидов никеля на готовые детали исключает проблемы, связанные с обработкой хрупких интерметаллидных соединений, при этом покрытия будут обеспечивать защиту изделий от коррозии, эрозии и износа в конкретных условиях.

В последнее время возрос интерес к изучению свойств покрытий, полученных воздушно-плазменным напылением порошковых материалов [2, 4–7, 11]. К преимуществам этого метода можно отнести высокую температуру плазменной струи, что позволяет формировать покрытия даже из тугоплавких материалов, возможность нанесения покрытий на поверхность любой сложности и низкую себестоимость [12]. На сегодняшний день наиболее распространённым способом ввода порошка в плазменную струю является точечный радиальный ввод. Реализация этого варианта способствует возникновению неоднородностей полей температуры и скорости плазменного потока, что приводит к одновременному существованию в его сечении частиц, имеющих значительные отличия по тепловой и кинетической энергии. Это значительно снижает качество покрытий: они характеризуются высокой пористостью (до 15 %) и наличием оксидных пленок [12]. В настоящей работе для повышения качества формируемых покрытий ввод порошка в плазменную струю осуществлялся при помощи оригинального, разработанного в Институте теоретической и прикладной механики (ИТПМ) СО РАН, узла кольцевого ввода [13, 14].

Целью представленной работы являлось изучение структуры и свойств покрытий из интерметаллида Ni_3Al , полученных при различных режимах плазменного напыления с использованием узла кольцевого ввода порошка с газодинамической фокусировкой.

Материалы и методы исследований

В качестве материала для формирования покрытий использовался порошок марки ПН85Ю15 дисперсностью 40–100 мкм. В основном частицы порошка имели сферическую форму. Подложкой служили образцы прямоугольной формы размером $30 \times 10 \times 10$ мм из низкоуглеродистой стали марки 20.

Воздушно-плазменное напыление выполнялось в ИТПМ СО РАН при помощи плазмотрона ПНК–50 номинальной мощностью 50 кВт, оснащенного узлом кольцевого ввода порошка с газодинамической фокусировкой (рис. 1). Газоразрядная камера плазмотрона представляет собой расширяющийся от катода к аноду канал, набранный из электрически изолированных друг от друга и от электродов секций межэлектродной вставки.

Торцевой катод, представляющий собой медную обойму с запрессованной гафниевой вставкой, имеет нулевой вынос вставки из обоймы. Подача плазмообразующего газа в катодную область производится с тангенциальной закруткой, достаточной для стабилизации только катодного пятна дуги. Защитный газ подается в зазор между последней

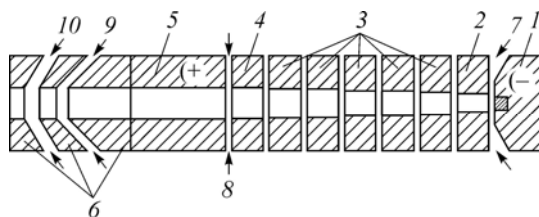


Рис. 1. Схема плазмотрона ПНК–50.
1 — катод, 2 — пусковая секция, 3 — секции межэлектродной вставки, 4 — переходная секция, 5 — анод, 6 — узел кольцевого ввода порошка с газодинамической фокусировкой, 7 — плазмообразующий газ, 8 — защитный газ (завеса анода), 9 — порошок с транспортирующим газом, 10 — фокусирующий газ.

секцией межэлектродной вставки и анодом также тангенциально через кольцо закрутки. В качестве защитного газа используется воздух с добавкой пропан-бутана. Тангенциальная подача защитного газа способствует его течению преимущественно в пристеночной области анода. Помимо защиты материала анода от интенсивного окисления процесс горения пропан-бутана существенно повышает температуру в пограничном слое анода. В этом случае наблюдается квазидиффузная привязка — равномерное распределение тока дугового разряда по большой площади анода, т.е. отсутствует локальная контрагированная «привязка» анодного пятна к какому-то одному участку поверхности. Это, в свою очередь, не только обеспечивает минимальный уровень эрозии материала анода, но и способствует формированию равномерных профилей скорости и температуры потока плазмы на выходном срезе анода.

Режимы воздушно-плазменного напыления приведены в табл. 1. Перед нанесением покрытий поверхность образцов подвергалась пескоструйной обработке. Для снятия внутренних напряжений, возникающих в покрытиях, после напыления выполняли отжиг при температуре 350 °С в течение трёх часов.

Измерения температуры и скорости частиц напыляемого порошка проводились с помощью оригинальной системы экспресс-контроля совместной разработки ИТПМ СО РАН и Югорского госуниверситета [15–17]. Диагностическая система представляет собой яркостный канал, в состав которого входит цифровая видеокамера с установленным узкополосным светофильтром, регистрирующая треки излучающих частиц материала, и фотоспектрометр оптического диапазона, регистрирующий суммарный спектр двухфазной струи. Измерения скорости частиц производятся времяпролетным методом, а температуры — методом спектрально-яркостной пирометрии [18, 19]. Погрешность измерения скорости индивидуальных частиц составляет $\pm 1\%$. Методическая погрешность измерения температуры частиц, связанная со спектральной зависимостью излучательной способности материала, для условий экспериментов составляет 60–100 К, случайная погрешность измерений составляет $\pm 2\%$.

Микроструктура напыленных покрытий изучалась при помощи оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer A1m. Более глубокие структурные исследования покрытий и частиц порошка проводились на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP с микроанализатором EDS X-Act. Фазовый состав напыляемого порошка и плазменных покрытий изучался с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA. Пористость покрытий оценивалась при помощи программного обеспечения Axio Vision Multiphase (Carl Zeiss). Микротвердость покрытий определялась по ГОСТ 9450-76 [20]. Измерения проводились на микротвердомере Wolpert Group 402MVD при нагрузке 50 г. Для определения среднего значения микротвердости на одно покрытие наносилось не менее 15 отпечатков. Экспериментальные результаты анализировались с использованием методов статистической обработки.

Таблица 1

Параметры воздушно-плазменного напыления

Характеристика	Значения									
	Партия 1					Партия 2				
№ режима	1A	1B	1C	1D	1E	2A	2B	2C	2D	2E
Ток дуги, А	100	140	170	200	230	100	140	170	200	230
Напряжение на дуге, В	255	235	228	223	220	255	235	228	223	220
Плазмообразующий газ	Воздух									
Транспортирующий и фокусирующий газы	Смесь воздуха и пропан-бутана					Воздух				
Защитный газ	Смесь воздуха и пропан-бутана									
Дистанция напыления, мм	170									

Изнашивание образцов с покрытиями проводилось в условиях трения скольжения со смазочным материалом по схеме диск–плоскость. Для проведения исследований поверхность образцов со стороны нанесенного покрытия полировалась до шероховатости не грубее $Ra = 0,32$ мкм. В качестве индентора использовался диск из закаленной и отпущенной стали 45 (HRC 50). Нагрузка на индентор составляла 100 Н, скорость вращения диска — 300 об/мин, время изнашивания — 3 часа.

Результаты и обсуждение

Результаты измерения скорости и температуры частиц напыляемого материала в струе на дистанции напыления 170 мм приведены в табл. 2. Объем статистической выборки для каждого режима составлял 5–7 тысяч частиц, распределения во всех случаях имеют нормальный вид. В таблице использованы следующие обозначения величин: m — среднее значение, σ — выборочное среднеквадратическое отклонение. Можно отметить, что нижней границей скорости и температуры частиц в каждом режиме напыления условно можно считать величину $m-2\sigma$.

Как можно видеть, при напылении на токах дуги 170–230 А средняя скорость частиц имеет значения на уровне 260–270 м/с, а при снижении тока до 100–140 А происходит не только падение средней скорости частиц на 20–50 м/с, но и увеличение стандартного отклонения на 10–20 м/с. Обычно в газотермическом напылении снижение скорости частиц приводит к повышению пористости покрытий. Средняя температура частиц на всех режимах, за исключением режима с током 100 А, примерно одинакова и составляет 2330–2380 К. Можно отметить, что увеличение рабочего тока в целом приводит к снижению разброса температуры и скорости частиц (среднеквадратического отклонения), то есть обеспечивает более однородные параметры напыляемых частиц.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют о неоднородности структуры полученных покрытий, связанной с неравномерностью нагрева частиц порошка в плазменной струе. В материале покрытий встречаются слабдеформированные частицы и такие, которые в процессе напыления расплавились и интенсивно растекались по поверхности основы, что характерно для термических способов напыления. Общий вид плазменных покрытий из алюминида никеля, полученных методом оптической микроскопии, приведен на рис. 2. Толщина всех покрытий составляет 600–800 мкм.

Материал покрытий первой партии характеризуется выкрошившимися при подготовке микрошлифов частицами (рис. 2а), что свидетельствует о слабой когезии. Согласно металлографическому анализу, выкрошившиеся частицы в покрытиях второй партии не наблюдаются (рис. 2б). В результате микроструктурного анализа было выявлено, что в стыках между частицами образуются поры сложной формы, а узкие вытянутые поры располагаются по границам частиц. Кроме того, внутри слабдеформированных частиц наблюдаются трещины, которые образуются при соударении недостаточно нагретых частиц о подложку или об остывший материал сформированного покрытия, что свидетельствует о низкой пластичности напыляемого материала (рис. 2с, 2д).

Таблица 2

Значения скорости и температуры частиц в различных режимах напыления с дистанции 170 мм

№ режима	1А		1В		1С		1D		1E	
Параметры	m	σ	m	σ	m	σ	m	σ	m	σ
Скорость, м/с	207	70	243	61	256	55	262	52	261	52
Температура, К	2226	173	2323	153	2331	136	2353	137	2333	138
№ режима	2А		2В		2С		2D		2E	
Параметры	m	σ	m	σ	m	σ	m	σ	m	σ
Скорость, м/с	207	81	246	71	268	60	272	57	274	52
Температура, К	2238	205	2336	185	2377	157	2384	149	2386	145

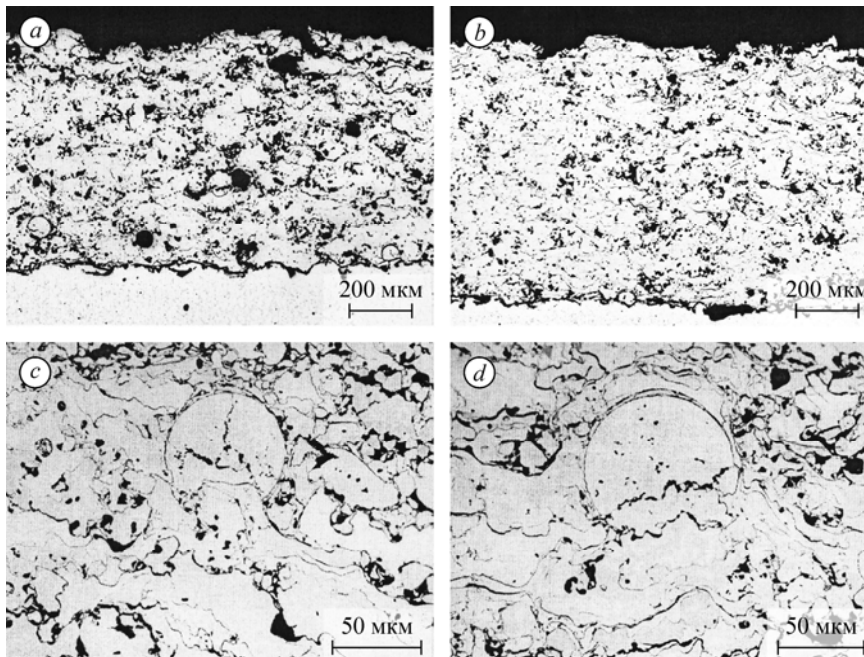


Рис. 2. Структура покрытий из Ni_3Al .
Режимы 1В (а) и 2В (b–d).

Влияние режимов плазменного напыления на пористость покрытий представлено на рис. 3. Согласно полученным данным, пористость покрытий первой партии образцов, выполненных с использованием пропан-бутана, значительно выше, чем второй. При напылении покрытий первой партии наблюдается монотонное снижение пористости с увеличением тока дуги. Максимальные значения пористости (20,38 %) были зафиксированы на минимальном токе дуги — 100 А (режим 1А), минимальные значения (10,2 %) — 230 А (режим 1Е).

Величина пористости покрытий второй партии ниже, чем первой, кроме того, видно, что пористость слабо зависит от тока дуги плазмотрона (рис. 3). Наиболее плотные покрытия были получены на токах дуги 100 А (режим 2А) и 200 А (режим 2D) со значениями пористости 5,3 и 5,77 % соответственно. Следует отметить, что эффективность напыления порошка по режиму 2А невелика, т.к. значительная часть нерасплавленных частиц не участвует в формировании покрытия.

При проведении рентгенофазового анализа было установлено, что фазовый состав исходного порошка соответствует фазовому составу покрытий. Основной фазой является алюминид никеля с химической формулой Ni_3Al , кроме того, в структуре содержится фаза Ni_5Al_3 . В качестве примера на рис. 4 представлены дифрактограммы исходного порошка и покрытий, полученных по разным режимам. Несмотря на то, что температуры нагрева частиц порошка в плазменной струе высоки (табл. 2), скорость их кристаллизации на подложке тоже очень высока, поэтому фазовые превращения при плазменном напылении не успевают проходить [11].

Данные, полученные при помощи рентгенофазового анализа, подтверждаются также и растровой электронной микроскопией. Изображение частицы исходного порошка, полученное с использованием растровой электронной микроскопии, приведено на рис. 5а. Видно, что частица состоит из зерен размерами менее 10 мкм. Для сравнения приведено

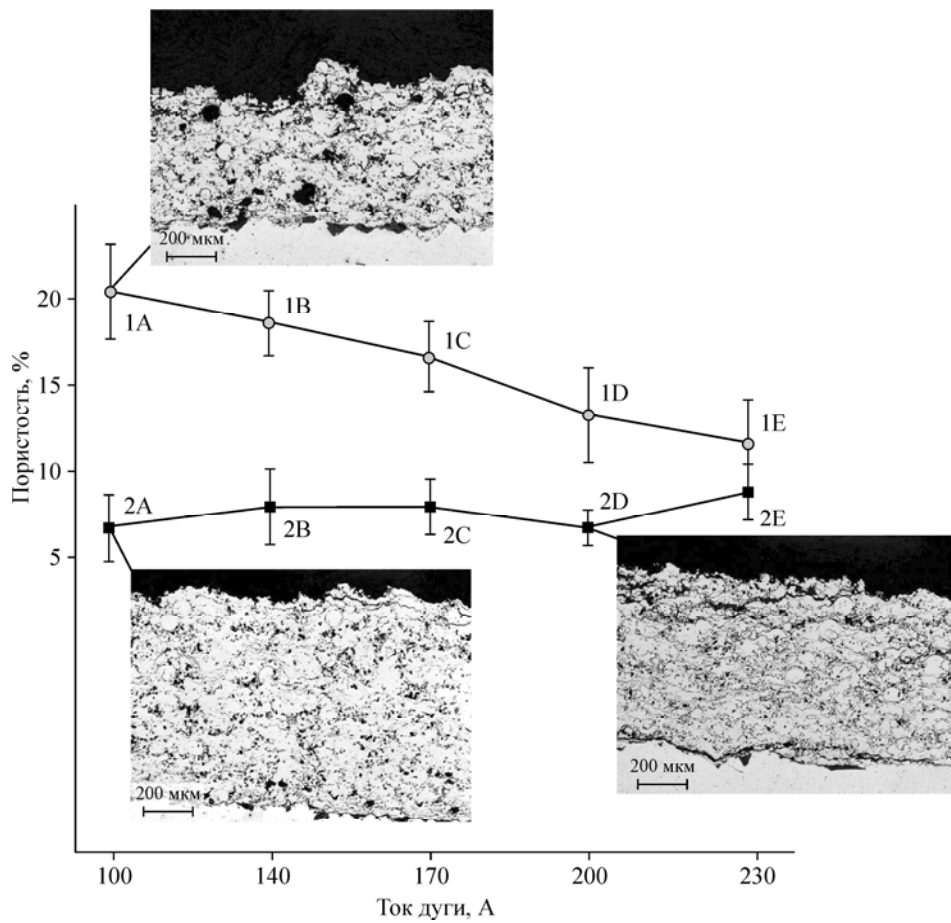


Рис. 3. Влияние режимов напыления на пористость покрытий.

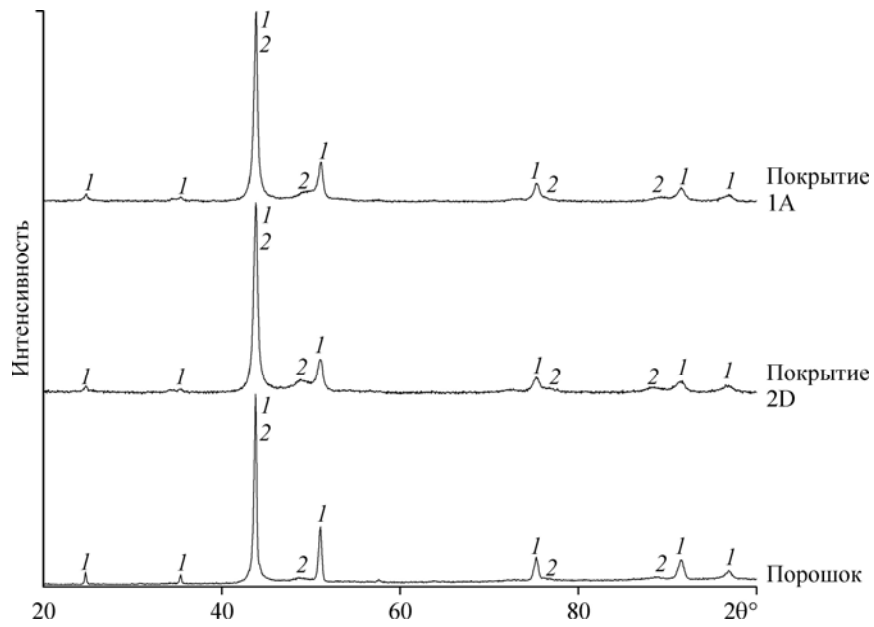


Рис. 4. Дифрактограммы частиц порошка и покрытий.
1 — Ni₃Al, 2 — Ni₅Al₃.

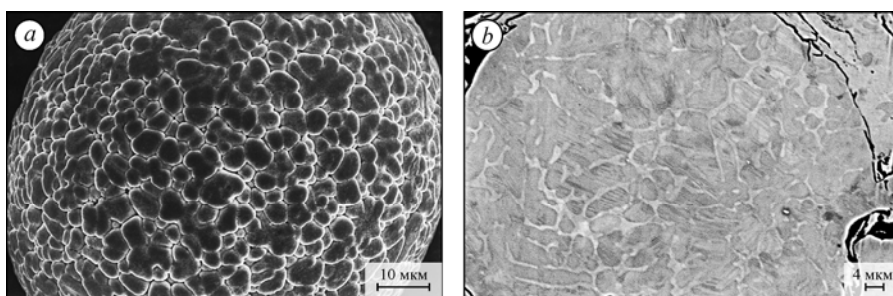


Рис. 5. Изображение частиц напыляемого порошка (а) и структуры покрытия (b).

более детальное изображение структуры полученных покрытий в режиме обратноотраженных электронов (рис. 5b). Частицы в покрытии также характеризуются зеренной структурой: наблюдаются темно-серые зерна, часть которых имеет пластинчатое строение, и светло-серая фаза, расположенная по границам зерен. Возможности оборудования не позволяют оценить химический состав отдельных фаз из-за их небольших размеров.

При проведении микрорентгеноспектрального анализа было выявлено, что количество Ni в покрытиях составляет около 83 мас. %. На основании полученных данных, а также диаграммы состояния Ni-Al [21] при комнатной температуре в интервале 82–85 мас. % Ni возможно существование как отдельных химических соединений Ni_3Al и Ni_5Al_3 , так и механической смеси $Ni_3Al-Ni_5Al_3$. Согласно данным работы [22] можно предположить, что темно-серые зерна представляют собой механическую смесь $Ni_3Al-Ni_5Al_3$. По границам зерен выделяется избыточная фаза Ni_3Al . Авторы работ [23, 24] утверждают, что для Ni-Al сплавов с содержанием более 61,5 ат. % (~ 77 мас. %) Ni при закалке высокими температурами характерно бездиффузионное мартенситное превращение с образованием тетрагонального мартенсита. При содержании 64 ат. % (~ 82 мас. %) Ni и более мартенсит образуется и после медленного охлаждения одновременно с формированием фазы Ni_3Al . В дальнейшем для выявления особенностей тонкого строения плазменных покрытий предполагаются дополнительные исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии.

Результаты определения микротвердости покрытий, сформированных плазменным напылением на разных режимах, представлены в табл. 3. Согласно полученным данным значения микротвердости покрытий первой партии незначительно выше, чем второй: в среднем микротвердость покрытий первой партии составляет 650 HV, второй — 590 HV. Указанные значения несколько превышают уровень микротвердости частиц исходного порошка и плазменных покрытий из Ni_3Al , полученных с использованием плазматронов с точечным вводом порошка [3, 19]. Повышение микротвердости при напылении плазматроном с использованием узла кольцевого ввода порошка с газодинамической фокусировкой уже отмечалось ранее при напылении покрытий системы Ni-Cr-Si-B [12, 13]).

Результаты триботехнических испытаний покрытий в условиях трения скольжения со смазкой представлены на рис. 6.

Таблица 3

Микротвердость покрытий

Режимы	1А	1В	1С	1D	1E
Микротвердость, HV	579 ± 98	694 ± 97	681 ± 116	635 ± 98	675 ± 59
Режимы	2А	2В	2С	2D	2E
Микротвердость, HV	543 ± 73	581 ± 98	630 ± 69	609 ± 60	573 ± 89

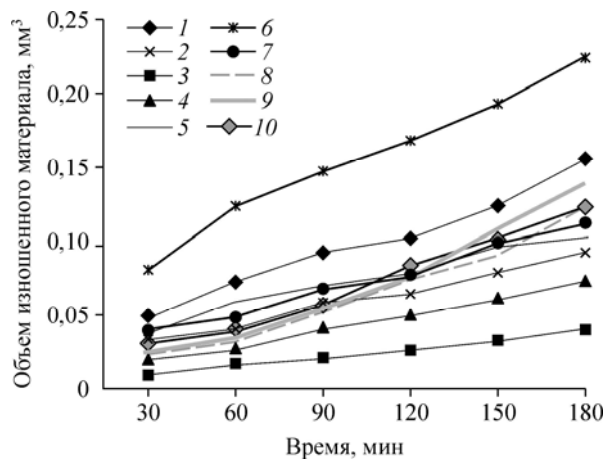


Рис. 6. Износ покрытий.

1 — 2А, 2 — 2В, 3 — 2С, 4 — 2D, 5 — 2Е, 6 — 1А, 7 — 1В, 8 — 1С, 9 — 1D, 10 — 1Е.

Минимальный объем изношенного материала зафиксирован при испытаниях покрытий, полученных по режиму 2С, максимальный — характерен для покрытий, сформированных по режиму 1А. Стоит отметить, что износ покрытий второй партии ниже, чем первой, что можно объяснить более сильной когезией напыленных частиц в этих покрытиях. Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что увеличение микротвердости способствует снижению износа покрытий данного состава в реализованных условиях трения–скольжения.

Выводы

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы.

1. Пористость покрытий, полученных с использованием смеси воздуха и пропан-бутана только в качестве защитного газа, значительно ниже, чем покрытий, полученных с использованием смеси воздуха и пропан-бутана в качестве транспортирующего, фокусирующего и защитного газов. Наиболее плотные покрытия (5,77 %) были получены на токе дуги плазмотрона 200 А с пониженным количеством пропан-бутана (режим 2D).

2. На основании данных рентгенофазового анализа установлено, что фазовый состав напыленных покрытий и исходного порошка одинаков. Основной фазой является соединение Ni_3Al . Кроме того, в структуре содержится фаза Ni_5Al_3 .

3. В результате измерения микротвердости было выявлено, что микротвердость покрытий, полученных с использованием смеси воздуха и пропан-бутана в качестве транспортирующего, фокусирующего и защитного газов, незначительно выше, чем покрытий, полученных с использованием смеси воздуха и пропан-бутана только в качестве защитного газа (в среднем 650 и 590 HV соответственно). Микротвердость полученных покрытий превышает уровень микротвердости частиц исходного порошка и превышает уровень микротвердости, представленной в данных литературных источников по плазменным покрытиям из Ni_3Al .

4. Минимальный объем изношенного материала характерен для покрытий, полученных с использованием смеси воздуха и пропан-бутана только в качестве защитного газа и на токе дуги 170 А (2С). Наибольшие потери материала зафиксированы при испытаниях покрытий, полученных с использованием смеси воздуха и пропан-бутана в качестве транспортирующего, фокусирующего и защитного газов и на токе дуги 100 А (режим 1 А).

Таким образом, с точки зрения получения более плотных покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками оптимальными режимами плазменного напыления порошка марки ПН85Ю15 являются ток от 140 до 200 А и использование смеси воздуха и пропан-бутана только в качестве защитного газа.

Авторы выражают благодарность своим коллегам И.П. Гуляеву (ИТПМ СО РАН) и А.В. Долматову (Югорский государственный университет) за измерения скорости и температуры частиц в напылительной струе.

Список литературы

1. **Суперсплавы II:** Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столофа, У.К. Хагеля; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. В 2-х кн. Кн. 2. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
2. **Hsiao W.T., Sua C.Y., Huang T.S., Liao W.H.** The microstructural characteristics and mechanical properties of Ni-Al/h-BN coatings deposited using plasma spraying // *J. of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. P. 8239–8245.
3. **Hearley J.A., Little J.A., Sturgeon A.J.** The effect of spray parameters on the properties of high velocity oxy-fuel NiAl intermetallic coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 123. P. 210–218.
4. **Hashemi S.M., Enayati M.H., Fathi M.H.** Plasma Spray Coatings of Ni-Al-SiC Composite // *J. of Thermal Spray Technology*. 2009. Vol. 18. P. 284–291.
5. **Javadi M.M., Edris H., Salehi M.** Plasma sprayed NiAl intermetallic coating produced with mechanically alloyed powder // *J. Mater. Sci. Technol.* 2011. Vol. 27. P. 816–820.
6. **Sampath S., Jiang X.Y., Matejicek J., Prchlik L., Kulkarni A., Vaidya A.** Role of thermal spray processing method on the microstructure, residual stress and properties of coatings: an integrated study for Ni–5 wt. % Al bond coats // *Materials Sci. and Engng.* 2004. Vol. A364. P. 216–231.
7. **Hsiao W.T., Sub C.Y., Huang T.S., Liao W.H.** Wear resistance and microstructural properties of Ni-Al/h-BN/WC-Co coatings deposited using plasma spraying // *Materials Characterization*. 2013. Vol. 79. P. 84–92.
8. **Шевцова Л.И.** Структура и механические свойства интерметаллида Ni₃Al, полученного по технологии искрового плазменного спекания механически активированной порошковой смеси «Ni–Al» // *Обработка металлов*. 2014. Т. 64, № 3. С. 21–27.
9. **Колачев Б.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.
10. **Sheng L.Y., Zhang W., Guo J.T., Wang Z.S., Ovcharenko V.E., Zhou L.Z., Ye H.Q.** Microstructure and mechanical properties of Ni-3Al fabricated by thermal explosion and hot extrusion // *Intermetallics*. 2009. Vol. 17. P. 572–577.
11. **Deevi S.C., Sikka V.K., Swindeman C.J., Seals R.D.** Reactive spraying of nickel-aluminide coatings // *J. of Thermal Spray Technology*. 1997. Vol. 6. P. 335–344.
12. **Хасун А., Моригаки О.** Наплавка и напыление. Пер. с яп. В.Н. Попова / под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
13. **Kornienko E., Lapushkina E., Kuzmin V., Vaschenko S., Gulyaev I., Kartaev E., Sergachev D., Kashapov N., Sharifullin S., Fayrushin I.** Air plasma sprayed coatings of self-fluxing powder materials // *J. of Physics: Conference Series*. 2014. Vol. 567, No. 1. P. 012010-1–012010-7.
14. **Kornienko E., Smirnov A., Kuzmin V.** Structure and properties of self-fluxing coating, obtained by air-plasma spraying // *Applied Mechanics and Materials*. 2015. Vol. 698. P. 405–410.
15. **Gulyaev I.P., Dolmatov A.V., Kharlamov M.Yu., Gulyaev P.Yu., Jordan V.I., Krivtsun I.V., Demyanov O.I.** Arc-plasma wire spraying: an optical study of process phenomenology // *J. of Thermal Spray Technology*. 2015. Vol. 24, No. 8. P. 1566–1573.
16. **Dolmatov A.V., Gulyaev I.P., Jordan V.I.** The optical control system of dispersed phase properties in thermal spray process // *IOP Conf. Series: Materials Sci. and Engng.* 2015. Vol. 81. P. 012041-1–012041-9.
17. **Гуляев И.П., Гуляев П.Ю., Коржик В.Н., Долматов А.В., Мордан В.И., Кривцун И.В., Харламов М.Ю., Демьянов А.И.** Экспериментальное исследование процесса плазменно-дугового проволочного напыления // *Автоматическая сварка*. 2015. № 3–4. С. 37–43.
18. **Гуляев И.П., Долматов А.В., Гуляев П.Ю., Бороненко М.П.** Способ спектрально-яркостной пирометрии объектов с неоднородной температурой поверхности. Заявка на изобретение РФ № 2015123313. Приоритет от 17.06.2015.

19. Ващенко С.П., Гуляев И.П., Гуляев П.Ю., Долматов А.В., Кузьмин В.И. Экспресс-контроль движения и нагрева частиц в газотермическом напылении // Сб. докл. 17 межд. научно-практ. конф. «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика», Санкт-Петербург, 14-17 апреля 2015. С. 61–68.
20. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. Введение. 1977-01-01. М.: Изд-во стандартов, 1993. 11 с.
21. Alloy Phase Diagrams. ASM Handbook. 1998. Vol. 3. 1741 p.
22. Houben J.M., Zaat J.H. Investigations into the mechanism of exothermically reacting nickel-aluminium spraying materials // Proc. Seventh Intern. Metal Spray Conf. London, Sept 1973, Welding Institute. P. 77–88.
23. Шевцова Л.И. Структура и механические свойства материалов на основе алюминидов никеля, полученных по технологии искрового плазменного спекания порошковых смесей: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09: защищена 24.12.2015. Новосибирск: НГТУ, 2015.
24. Косицын С.В. Фазовые и структурные превращения в сплавах на основе моноалюминиды никеля // Успехи физики металлов. 2008. Т. 9. С. 195–258.

*Статья поступила в редакцию 11 декабря 2015 г.,
после доработки — 13 января 2016 г.*