

Взаимосвязь гранулометрического состава порошка алюминия со структурно-фазовым составом и свойствами покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$, формируемого при воздействии электродуговой азотной плазмы*

И.С. Волчков, П.Л. Подкур, А.Э. Муслимов, М.Х. Гаджиев, М.В. Ильичев, В.М. Каневский

Изучена взаимосвязь гранулометрического состава порошка алюминия со структурно-фазовым составом и свойствами покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$, формируемого при воздействии электродуговой плазмы. Использовались порошки алюминия двух типов: микропорошок с размером частиц $\sim 20\text{--}120$ мкм и нанопорошок с размером частиц $\sim 40\text{--}100$ нм. Обнаружено, что покрытия, полученные из микропорошка Al, представляют собой агломераты чистого Al с вкраплениями кластеров AlN и $\text{Al}_5\text{O}_6\text{N}$. Покрытия, полученные из нанопорошка Al, содержат в своей основе Al_2O_3 с вкраплениями агломератов AlN, $\text{Al}_5\text{O}_6\text{N}$, а также заметна доля непрореагировавшего Al. Морфология поверхности образцов отличается неоднородностью и пористостью. В процессе измерения микротвердости методом индентирования была обнаружена корреляция с локальным фазовым составом поверхности. Наибольшей микротвердостью обладали фазы Al_2O_3 и AlN порядка 9.097 ± 0.324 ГПа и 17.800 ± 0.674 ГПа соответственно. Полученные результаты демонстрируют перспективность нанесения покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--AlN}$ с использованием низкотемпературной плазмы для повышения эксплуатационной стойкости стальных конструкций.

Ключевые слова: покрытия, низкотемпературная плазма, нитридизация, алюминий, нитрид алюминия, эксплуатационная стойкость, индентирование.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-29-12099).

Введение

Оксинитрид алюминия (AlON), благодаря своим уникальным свойствам является лидирующим материалом в области изготовления сверхпрочной прозрачной керамики и инфракрасных обтекателей [1, 2]. Несмотря на имеющийся многолетний опыт, количество публикаций, связанных с дальнейшим улучшением свойств AlON, постоянно увеличивается. В подавляющем большинстве работ уделено внимание объемным и пленочным керамическим материалам на основе AlON, однако интерес представляют и слои (покрытия) AlON. К примеру, прочностные характеристики покрытий AlON используются для повышения эксплуатационной стойкости сплавов [3]. Нанесение покрытий оксинитридов алюминия в [3] осуществлялось методом электролитно-плазменной обработки. Другой

методикой формирования покрытий может служить метод высокочастотного распыления мишени оксида алюминия в атмосфере аргона и азота [4]. Однако представляется, что использование низкотемпературной плазмы для нанесения покрытий является недостаточно изученной методикой. В основном это связано с трудностью контроля температуры обработки и большой вероятностью разрушения образца даже при кратковременном воздействии. Помимо этого, существует проблема неоднородности плазмы: возникновение в плазме локальных электрических



ВОЛЧКОВ
Иван Сергеевич
Курчатовский комплекс
кристаллографии
и фотоники НИЦ
«Курчатовский институт»



ПОДКУР
Павел Леонидович
Курчатовский комплекс
кристаллографии
и фотоники НИЦ
«Курчатовский институт»



МУСЛИМОВ
Арсен Эмирбегович
Курчатовский комплекс
кристаллографии
и фотоники НИЦ
«Курчатовский институт»



ГАДЖИЕВ
Махач Хайрудинович
Объединенный институт
высоких температур РАН



ИЛЬИЧЕВ
Максим Валерьевич
Объединенный институт
высоких температур РАН



КАНЕВСКИЙ
Владимир Михайлович
Курчатовский комплекс
кристаллографии
и фотоники НИЦ
«Курчатовский институт»

и магнитных полей, различия в скоростях диффузии и дрейфа электронов и ионов, образование нескомпенсированных электрических зарядов.

Тем не менее, предыдущие наши исследования [5–7] продемонстрировали перспективность применения низкотемпературной плазмы как уникального метода модифицирования поверхности материалов. В [8, 9] был разработан генератор низкотемпературной плазмы (ГНП), в разрядном промежутке которого создается высокоэнтальпийный плазменный поток рабочих газов с температурами до 10^4 К. Для формирования оксинитридных покрытий необходимо проведение процесса обработки в открытой окислительной атмосфере с использованием азотной плазмы в качестве рабочего газа. Образец порошка алюминия в данном случае подается вместе с транспортирующим газом в анодную часть генератора низкотемпературной плазмы. Разработанная методика представляется перспективной для создания покрытий на основе оксинитридов металлов, в том числе алюминия.

В настоящей работе с использованием методов рентгенофазового и элементного анализов, а также методик растровой электронной микроскопии и индентирования исследуются взаимосвязь гранулометрического состава исходного порошка Al со свойствами покрытия системы Al–O–N, формируемого с применением низкотемпературной азотной плазмы электрической дуги в открытой атмосфере.

Материалы и методы

В качестве исследуемых образцов использовались порошки алюминия коммерческого производства марки ОСЧ. Использовались порошки микро- и наноразмеров. Порошок алюминия различной фракции подавался вместе с транспортирующим газом в анод генератора низкотемпературной плазмы постоянного тока для плазменной обработки и осаждения (расход азота 1.5 г/с, транспортирующего газа

0.2 г/с, сила тока дуги 150 А). В качестве подложек использовались образцы стали марки P265GH.

На первоначальном этапе проводились исследования исходных порошков методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгенофазового анализа (РФА) исходного порошка. Далее методами РФА и РЭМ проводилась характеристика полученных покрытий.

Фазовый состав образцов определяли методом РФА на порошковом рентгеновском дифрактометре X'Pert Pro MPD (Panalytical, Нидерланды). Съемка производилась в геометрии по Бреггу – Брэнтану, при комнатной температуре с использованием медного излучения ($\text{Cu-K}_\alpha = 0.154$ нм). Диапазон углов $2\theta = 15\text{--}70$; $U = 40$ кВ, $I = 40$ мА. Расшифровка рентгенограмм осуществлялась с помощью программы HighScore Plus, с использованием базы данных ICSD PDF.

Анализ морфологии образцов осуществлялся с использованием РЭМ JCM-6000 Plus (Jeol, Япония) со встроенной энергодисперсионной (ЭДС) приставкой. Съемка производилась в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении в 15 кВ. Элементный анализ образцов и картирование проводились методом ЭДС, также с использованием JCM-6000 Plus.

Измерения микротвердости проводились методом динамического индентирования [10] на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D» (ТИСНУМ, Россия). Для каждого измерения производилась серия из 280 индентов с различной нагрузкой в диапазоне 5–70 мН. Для каждого индента вычислялось значение твердости и рассчитывалось среднее значение для полученных массивов внутри серии.

Результаты и обсуждение

Методом РЭМ были охарактеризованы как исходные порошки Al микронного и нано размеров (рис. 1а,б), так и полученные массивы микро- и нанокристаллов на подложках из нержавеющей стали.

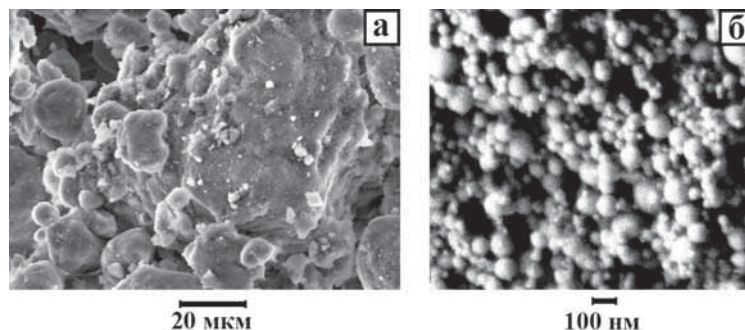


Рис. 1. РЭМ-изображения исходных порошков Al микро- (а) и наноразмеров (б).

По данным РЭМ средний размер частиц исходного порошка микронного размера Al составлял ~20 мкм с присутствием крупных агломератов размерами до 120 мкм. Нанопорошок состоял из массивов наночастиц Al, размерами 40–100 нм. На рис. 2 представлены РЭМ-изображения и

карты распределения элементов покрытий, полученных из микро- и нанопорошков Al. Покрытие, полученное из микропорошка Al, представляет собой спеченный однородный образец, без ярко выраженных границ зерен. На РЭМ-изображении отчетливо видно оплавление осаждаемых микрочастиц. Элементный анализ, выполненный методом ЭДС (табл. 1), и карта распределения элементов показывают, что

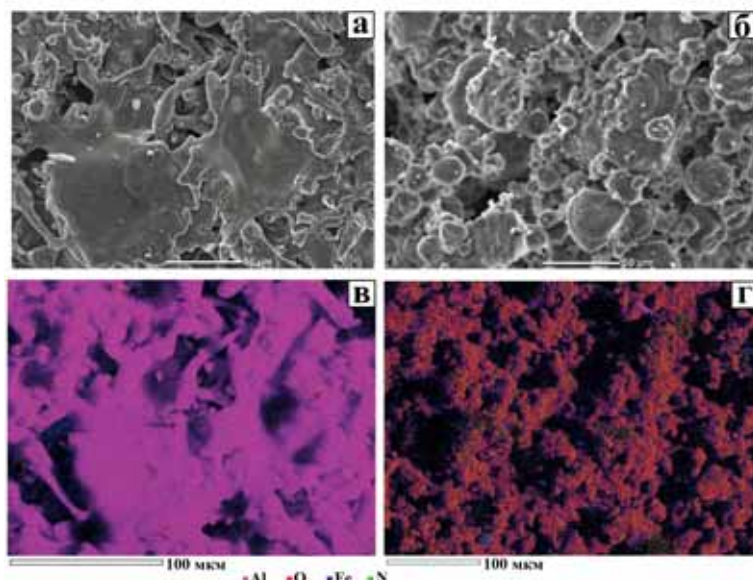


Рис. 2. РЭМ-изображения покрытий, выращенных на основе микро- (а) и нанопорошков (б) Al, а также карты распределения элементов покрытий, выращенных на основе микро- (с) и нанопорошков (д) Al.

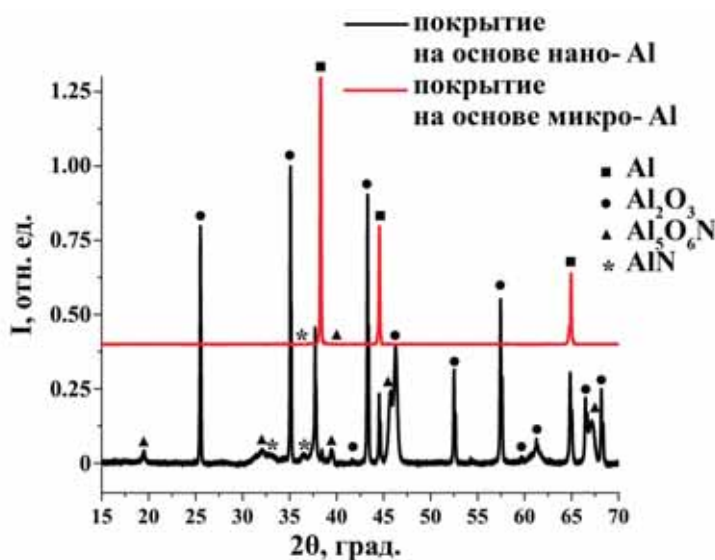


Рис. 3. Рентгенограммы образцов покрытий, выращенных на основе микропорошка Al – красная линия, нанопорошка Al – черная линия.

Таблица 1. Результаты элементного анализа, выполненного методом ЭДС

Тип покрытия	Al, ат.%	O, ат.%	Fe, ат.%	N, ат.%
На основе микропорошка Al	92.20	5.64	0.17	1.98
На основе нанопорошка Al	53.08	41.18	0.09	5.65

основой образца является Al с незначительными вкраплениями частиц Al_2O_3 , а также крайне малым содержанием N, равномерно распределенным по образцу. Присутствие Fe как на карте распределения элементов, так и в результатах элементного анализа объясняется неоднородностью образца, в результате чего в ряде областей видна подложка из нержавеющей стали.

Образец покрытия, выращенный на основе нанопорошка Al, напротив, в основном состоит из Al_2O_3 с незначительными вкраплениями частиц чистого Al, а также ярко выраженными зернами соединений на основе Al и N. Области подложки также наблюдаются. На РЭМ-изображении обнаружена преимущественная «сферичность» осаждаемых частиц, без явных признаков оплавления.

Исследования методом РФА производили в центральной области нанесенных покрытий, где интенсивность потока частиц при осаждении была максимальна. Результаты РФА приведены на рис. 3. Видно, что образцы, полученные из микропорошка Al, имеют высокоинтенсивные пики, соотносимые с фазой кубического Al. Ярко выраженные пики иных фаз отсутствуют, и наблюдается лишь несколько малоинтенсивных пиков AlN и $\text{Al}_5\text{O}_6\text{N}$. Образец, полученный с использованием нанопорошка, показал присутствие значительного количества фаз: фаза чистого Al, ромбоэдрическая фаза Al_2O_3 , получаемая при высокой температуре или давлении, фаза нитрида алюминия (AlN) и сложная фаза оксинитрида алюминия – $\text{Al}_5\text{O}_6\text{N}$, получаемая реакцией Al_2O_3 и AlN в атмосфере азота при высокой температуре [11].

Результаты измерения микротвердости образцов методом индентирования показали, что у образцов отсутствует единое значение микротвердости и наблюдается несколько массивов повторяемых значений микротвердости. Так, на рис. 4 показано отношение индентов, имеющих значения микротвердости, находящиеся

внутри выделенных массивов, относительно общего числа индентов. Так, значения микротвердости покрытий, выращенных на основе микропорошка Al, распределялись на четыре хорошо различимые основные группы: $H=9.334\pm0.211$ ГПа, $H=2.209\pm0.186$ ГПа, $H=0.372\pm0.019$ ГПа и $H=0.874\pm0.001$ ГПа. Можно предположить, что, учитывая относительно рыхлую и несплошную морфологию покрытий (рис. 2), часть индентов погружались излишне глубоко, до поверхности нержавеющей стали. Это предположение подтверждается наличием массива индентов, имеющих значения микротвердости $H=2.209\pm0.186$ ГПа, что соответствует микротвердости стали марки P265GH [12]. Массив индентов, значения микротвердости которых равно $H=0.372\pm0.019$ ГПа, соответствует технически чистому Al [13], который составляет основу покрытия, выращенного из микропорошка Al, по результатам РФА и ЭДС-анализов. Массив индентов, имеющих значения микротвердости $H=9.334\pm0.211$ ГПа, по-видимому, соотносится с Al_2O_3 [14], небольшие кластеры которого присутствуют в данном покрытии. Массив же индентов, имеющих значения микротвердости $H=0.874\pm0.001$ ГПа, присутствует в небольшом количестве, всего 3.5% от общего количества индентов и не имеет прямой привязки к какой-либо фазе.

Значения микротвердости покрытий, выращенных из микропорошка Al, показали распределение на пять массивов:

1. Массив индентов, число микротвердости которых $H=9.097\pm0.324$ ГПа, соотносится с фазой Al_2O_3 . Количество данных индентов составляет 44.64% от общего количества индентов, поскольку, как видно по результатам РФА и ЭДС, данная фаза является основной для данного покрытия.
2. Массив индентов, число микротвердости которых $H=2.030\pm0.174$ ГПа, соотносится с микротвердостью стали марки P265GH. Морфология покрытия также является неодно-

родной, что приводит к измерению микротвердости стали в ряде случаев.

3. Массив индентов, число микротвердости которых $H=0.366\pm0.036$ ГПа, соотносится с фазой чистого Al, некоторое количество которого, по результатам РФА и ЭДС, присутствует в покрытии.
4. Массив индентов, число микротвердости которых $H=17.800\pm0.674$ ГПа, соотносится с фазой AlN [15], незначительное количество которой присутствует в образце.
5. Массив индентов, число микротвердости которых $H=0.967\pm0.052$ ГПа, который также, на первый взгляд, не соответствует никакой фазе и также присутствует в образце покрытия, выращенного из микропорошка Al.

Пятый массив индентов, присутствует как в первом образце, полученном из микропорошка Al, так и во втором. Числа микротвердости отличаются незначительно: $H=0.874\pm0.001$ ГПа против $H=0.967\pm0.052$ ГПа. Это позволяет предположить, что эти массивы индентов могут характеризовать число микротвердости фазы Al_5O_6N , которая присутствует в обоих образцах. И, в соответствии с результатами РФА, у образца, полученного из микропорошка Al, массив индентов, соответствующий этому числу микротвердости, больше. В литературе микротвердость фазы Al_5O_6N не представлена, так как из-за малого размера частиц измерить их микротвердость не удалось [16]. Однако совокупность результатов РФА и повторяемость результатов измерения микротвердости дают основания предполагать, что данный массив может соответствовать числу микротвердости фазы Al_5O_6N . Для точного ответа на данный вопрос требуются дополнительные исследования.

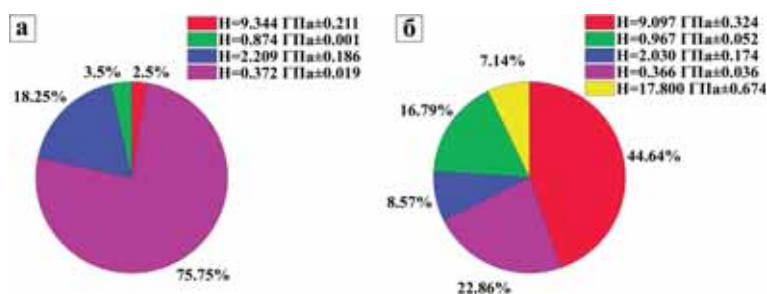


Рис. 4. Распределение индентов, имеющих конкретные значения величин микротвердости, относительно общего числа индентов для покрытий, полученных из микропорошка Al (a) и нанопорошка Al (b).

Согласно полученным данным, структурно-фазовый состав и свойства покрытия сильно зависят от гранулометрического состава исходного порошка алюминия. Скорость пролета частицами Al зоны плазменной обработки составляет ~40 м/с и это, с учетом размеров и массы частиц, является определяющими параметрами в процессах их обработки. Температуру, которую достигают частицы Al при пролете зоны плазменной обработки, можно оценить согласно

$$T = T_0 + (T_{\text{нач}} - T_0) \cdot \exp\left(\frac{-\alpha \cdot F \cdot t}{c \cdot M}\right) \quad (1)$$

где T – температура частицы, °C; T_0 – температура плазмы, °C; $T_{\text{нач}}$ – начальная температура микрочастиц, °C; t – время проле-

та частиц, s ; F – поверхность микрочастиц, m^2 ; α – коэффициент теплоотдачи, $Вт/(m^2 \cdot K)$; c – удельная теплоемкость алюминия, $Дж/(кг \cdot K)$; M – масса микрочастиц алюминия, $г$.

Расчет в приближении не реагирующих с окружающей средой частиц алюминия показывает, что они за время пролета прогреваются не выше $1\,000^\circ C$. Температура испарения алюминия составляет $2\,470^\circ C$. Можно утверждать, что даже с учетом размерных эффектов частицы Al в процессе плазменной обработки не испаряются. Однако Al отличается сравнительно низкой температурой плавления $660.3^\circ C$, и обработанные в плазме частицы успевают проплавиться, частично окислиться по своей поверхности, а также войти в реакцию с активным азотом низкотемпературной плазмы. Это отчетливо наблюдается для микрочастиц Al (рис. 2a,b). Что характерно, для обработанных наночастиц Al проплавление происходит не так активно и в меньшей степени, что связано с их быстрым окислением и нитридизацией в ионизированной плазме электродугового разряда. Заметим, что температура плавления оксида и нитрида алюминия $2\,072^\circ C$ и $2\,200^\circ C$ соответственно.

Таким образом, данные РЭМ и РФА подтверждают взаимосвязь гранулометрического состава исходного порошка Al с условиями плазменной обработки, которая, в свою очередь, определяет структурно-фазовый состав и свойства покрытия системы Al–O–N.

Заключение

Изучена взаимосвязь гранулометрического состава порошка алюминия со структурно-фазовым составом и свойствами покрытия Al_2O_3 –AlN, формируемого при воздействии электродуговой плазмы. Использовались порошки Al двух

типов: микропорошок с размером частиц ~ 20 – 120 мкм и нанопорошок с размером частиц ~ 40 – 100 нм. Обнаружено, что покрытия, полученные из микропорошка Al, представляют собой агломераты чистого Al с вкраплениями кластеров AlN и Al_5O_6N . Покрытия, полученные из нанопорошка Al, содержат в своей основе Al_2O_3 с вкраплениями агломератов AlN и Al_5O_6N . Морфология поверхности образцов отличалась неоднородностью и пористостью. В процессе измерения микротвердости методом индентирования была обнаружена прямая корреляция с локальным фазовым составом поверхности. Наибольшей микротвердостью обладали фазы Al_2O_3 и AlN $\sim 9.097 \pm 0.324$ ГПа и 17.800 ± 0.674 ГПа соответственно. Полученные результаты демонстрируют перспективность нанесения покрытий Al_2O_3 –AlN с использованием низкотемпературной плазмы для повышения эксплуатационной стойкости стальных конструкций.

Благодарности. Работа проведена в рамках выполнения государственного задания НИЦ «Курчатовский институт», а также при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-29-12099).

Литература

1. L.M. Goldman, S. Balasubramanian, U. Kashalikar, R. Foti, S. Sastri
В Proc. SPIE 8708, Window and Dome Technologies and Materials XIII (4 June 2013), US, MD, Baltimore, 2013, 870804.
DOI: 10.1117/12.2016867.
2. D.C. Harris
Infrared Phys. Technol., 1998, 39(4), 185.
DOI: 10.1016/S1350-4495(98)00006-1.
3. S.S. Byeon, K. Wang, Y.G. Jung, B.H. Koo
Surf. Coat. Technol., 2010, 204(20), 3196.
DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.03.010.
4. M. Nose, T. Kawabata, S. Ueda, T. Nagae, A. Saiki, K. Matsuda, K. Terayama, S. Ikeno
J. Jpn Soc. Powder Powder Metall., 2008, 55(11), 795.
DOI: 10.2497/jjspm.55.795.
5. A.P. Tarasov, A.M. Ismailov, M.K. Gadzhiev, I.D. Venetsev, A.E. Muslimov, I.S. Volchkov, S.R. Aidamirova, A.S. Tyufiyev, A.V. Butashin, V.M. Kanevsky
Photonics, 2023, 10, 1354. DOI: 10.3390/photonics10121354.
6. A. Muslimov, S. Antipov, M. Gadzhiev, V. Kanevsky
Metals, 2023, 13, 1927. DOI: 10.3390/met13121927.
7. A.E. Muslimov, M.K. Gadzhiev, V.M. Kanevsky
Coatings, 2021, 11, 1369. DOI: 10.3390/coatings11111369.
8. Э.Х. Исакаев, О.А. Синкевич, А.С. Тюфтыев, В.Ф. Чиннов
Теплофизика высоких температур, 2010, 48(1), 105.
9. Э.Х. Исакаев, А.С. Тюфтыев, М.Х. Гаджиев
Физика и химия обработки материалов, 2016, 3, 27.
10. W.C. Oliver, G.M. Pharr
J. Mater. Res., 2004, 19(1), 3.
DOI: 10.1557/jmr.2004.19.1.3.
11. H.X. Willems, M.M.R.M. Hendrix, G. de With, R. Metselaar
J. European Ceram. Soc., 1992, 10(4), 339.
DOI: 10.1016/0955-2219(92)90089-V.
12. Ф.И. Пантелеенко, Т.И. Бендик, В.А. Сидоров, В.Ю. Середа, А.А. Литвинко
В Сб. статей I Международной научно-технической конференции: Актуальные вопросы и передовые технологии сварки в науке и промышленности, РБ, Могилев, 2022, с. 170–175.
13. В.В. Тульев, И.С. Таишыков
Труды БГТУ, 2016, 6, 96.
14. Z. Yin, S. Tao, X. Zhou, C. Ding
J. Phys. D Appl. Phys., 2007, 40(22), 7090.
DOI: 10.1088/0022-3727/40/22/034.
15. I. Yonenaga
MRS Internet J. Nitride Semicond. Res., 2002, 7(6), 1.
DOI: 10.1557/s1092578300000326.
16. J. Cintas, E.S. Caballero, J.M. Montes, F.G. Cuevas, C. Arevalo
Adv. Mater. Sci. Eng., 2014, 2014, 617241.
DOI: 10.1155/2014/617241.

English

The Relationship between the Particle Size Distribution of Aluminum Powder and the Structural-Phase Composition and Properties of the Al_2O_3 —AlN Coating Formed under the Influence of Electric Arc Nitrogen Plasma*

Ivan S. Volchkov

Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics
59 Leninsky Ave., Moscow, 119333, Russia
Volch2862@gmail.com

Pavel L. Podkur

Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics
59 Leninsky Ave., Moscow, 119333, Russia
vverde85@yandex.ru

Arsen E. Muslimov

Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics
59 Leninsky Ave., Moscow, 119333, Russia
amuslimov@mail.ru

Makhach Kh. Gadzhiev

Joint Institute for High Temperatures, RAS
13 Bd. 2, Izhorskaya Str., Moscow, 125412, Russia
makhach@mail.ru

Maxim V. Ilyichev

Joint Institute for High Temperatures, RAS
13 Bd. 2, Izhorskaya Str., Moscow, 125412, Russia
imvpl@mail.ru

Vladimir M. Kanevsky

Kurchatov Complex of Crystallography and Photonics
59 Leninsky Ave., Moscow, 119333, Russia
kanev@crys.ras.ru

The relationship between the particle size distribution of aluminum powder and the structural-phase composition and properties of the Al_2O_3 —AlN coating formed under the influence of electric arc plasma has been studied. Two types of Al powders were used: micropowder with a particle size of ~ 20 – $120\ \mu\text{m}$ and nanopowder with a particle size of ~ 40 – $100\ \text{nm}$. It was found that coatings obtained from Al micropowder are agglomerates of pure Al interspersed with AlN and $\text{Al}_5\text{O}_6\text{N}$ clusters. Coatings obtained from Al nanopowder contain Al_2O_3 as a base interspersed with AlN and $\text{Al}_5\text{O}_6\text{N}$ agglomerates, as well as a noticeable proportion of unreacted Al. The surface morphology of the samples is heterogeneous and porous. In the process of measuring microhardness using the indentation method, a correlation with the local phase composition of the surface was discovered. The Al_2O_3 and AlN phases had the highest microhardness, about $9.097 \pm 0.324\ \text{GPa}$ and $17.800 \pm 0.674\ \text{GPa}$, respectively. The results obtained demonstrate the promise of applying Al_2O_3 —AlN coatings using low-temperature plasma to improve the service life of steel structures.

Keywords: coatings, low-temperature plasma, nitridation, aluminum, aluminum nitride, operational durability, indentation.

*The work was financially supported by RFBR (project 19-29-08027).

Table 1. Results of elemental analysis performed by the HED method

Coating material	Al, at.%	O, at.%	Fe, at.%	N, at.%
Al micropowder coating	92.20	5.64	0.17	1.98
Al nanopowder coating	53.08	41.18	0.09	5.65

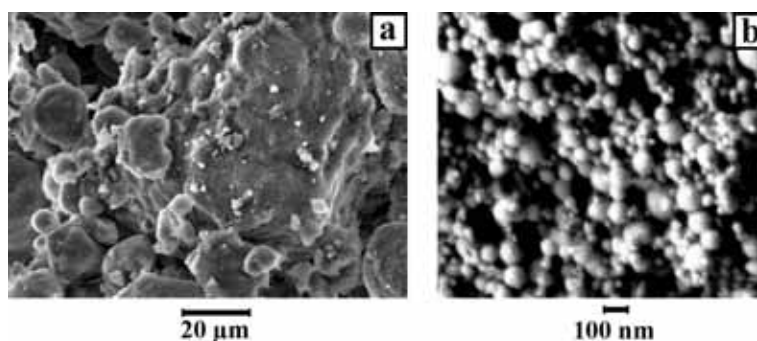


Fig. 1. SEM images of initial Al powders of (a) micron and (b) nano-sizes.

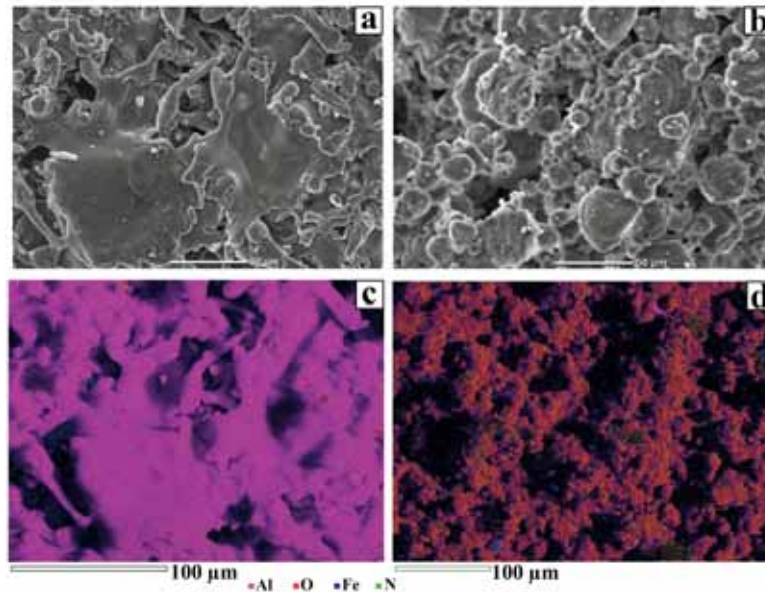


Fig. 2. SEM images of coatings grown on the basis of micro- (a) and nanopowders (b) Al, as well as maps of the distribution of elements of coatings grown on the basis of micro- (c) and nanopowders (d) Al.

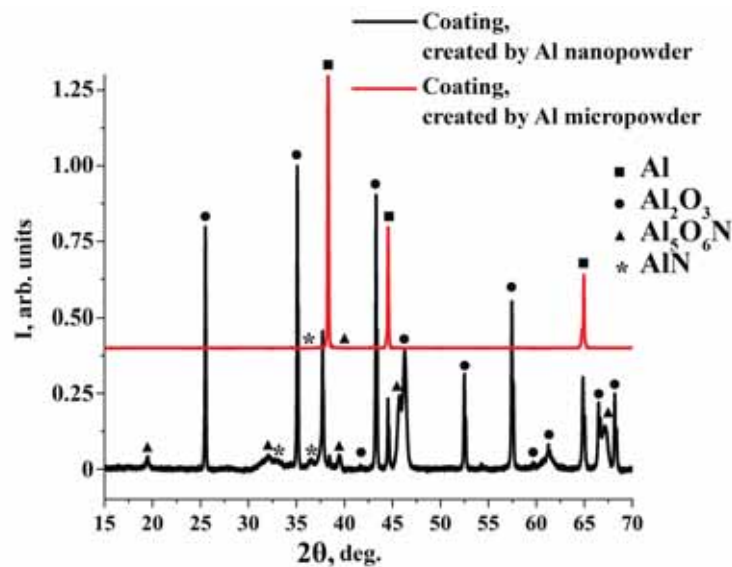


Fig. 3. X-ray diffraction patterns of coating samples grown on the basis of Al micropowder – red line, Al nanopowder – black line.

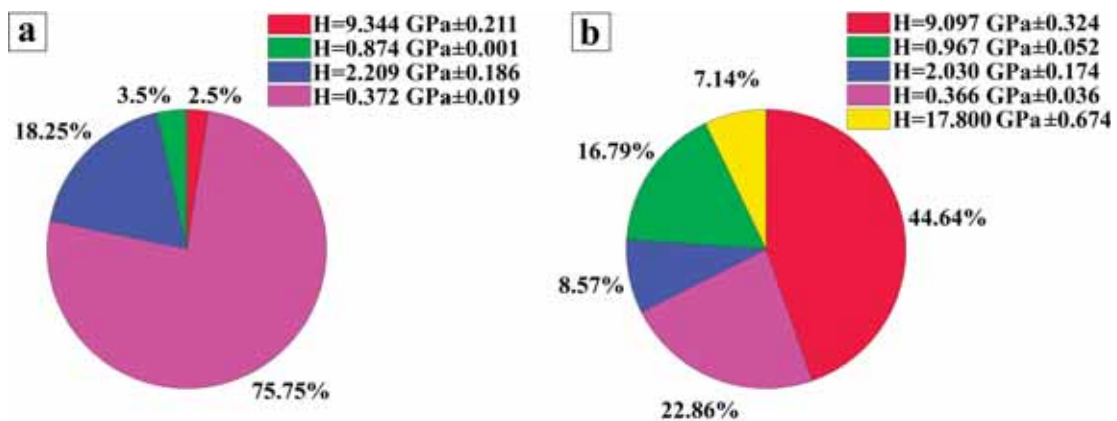


Fig. 4. Distribution of indents with specific microhardness values relative to the total number of indents for coatings obtained from Al micropowder (a) and Al nanopowder (b).

References

1. L.M. Goldman, S. Balasubramanian, U. Kashalikar, R. Foti, S. Sastri In Proc. SPIE 8708, Window and Dome Technologies and Materials XIII (4 June 2013), US, MD, Baltimore, 2013, 870804. DOI: 10.1117/12.2016867.
2. D.C. Harris *Infrared Phys. Technol.*, 1998, **39**(4), 185. DOI: 10.1016/S1350-4495(98)00006-1.
3. S.S. Byeon, K. Wang, Y.G. Jung, B.H. Koo *Surf. Coat. Technol.*, 2010, **204**(20), 3196. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.03.010.
4. M. Nose, T. Kawabata, S. Ueda, T. Nagae, A. Saiki, K. Matsuda, K. Terayama, S. Ikeno *J. Jpn Soc. Powder Powder Metall.*, 2008, **55**(11), 795. DOI: 10.2497/jjspm.55.795.
5. A.P. Tarasov, A.M. Ismailov, M.K. Gadzhiev, I.D. Venetsev, A.E. Muslimov, I.S. Volchkov, S.R. Aidamirova, A.S. Tyuftyaev, A.V. Butashin, V.M. Kanevsky *Photonics*, 2023, **10**, 1354. DOI: 10.3390/photonics10121354.
6. A. Muslimov, S. Antipov, M. Gadzhiev, V. Kanevsky *Metals*, 2023, **13**, 1927. DOI: 10.3390/met13121927.
7. A.E. Muslimov, M.K. Gadzhiev, V.M. Kanevsky *Coatings*, 2021, **11**, 1369. DOI: 10.3390/coatings11111369.
8. E.K. Isakaev, O.A. Sinkevich, A.S. Tyuftyaev, V.F. Chinnov *High Temperature*, 2010, **48**(1), 97. DOI: 10.1134/S0018151X10010141.
9. E.K. Isakaev, A.S. Tyuftyaev, M.Kh. Gadzhiev *Physics and Chemistry of Materials Treatment [Fizika i khimia obrabotki materialov]*, 2016, **3**, 27 (in Russian).
10. W.C. Oliver, G.M. Pharr *J. Mater. Res.*, 2004, **19**(1), 3. DOI: 10.1557/jmr.2004.19.1.3.
11. H.X. Willems, M.M.R.M. Hendrix, G. de With, R. Metselaar *J. European Ceram. Soc.*, 1992, **10**(4), 339. DOI: 10.1016/0955-2219(92)90089-V.
12. F.I. Panteleenko, T.I. Bendik, V.A. Sidorov, V.Yu. Sereda, A.A. Litvinko In Proc. 1st International Scientific and Technical Conference: Current Issues and Advanced Welding Technologies in Science and Industry, BY, Mogilev, 2022, pp. 170–175 (in Russian).
13. V.V. Tuliev, I.S. Tashlykov *Proceedings of BSTU [Trudy BGTU]*, 2016, **6**, 96 (in Russian).
14. Z. Yin, S. Tao, X. Zhou, C. Ding *J. Phys. D Appl. Phys.*, 2007, **40**(22), 7090. DOI: 10.1088/0022-3727/40/22/034.
15. I. Yonenaga *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.*, 2002, **7**(6), 1. DOI: 10.1557/s1092578300000326.
16. J. Cintas, E.S. Caballero, J.M. Montes, F.G. Cuevas, C. Arevalo *Adv. Mater. Sci. Eng.*, 2014, 2014, 617241. DOI: 10.1155/2014/617241.