Свойства нанокомпозитных материалов на основе оксидной керамики, полученных искро-плазменным методом

Э. Алварез, К. Гутиеррез, Р. Торресильяс, С. Н. Григорьев, П. Ю. Перетягин, М. А. Волосова, А. А. Окунькова

Приведены этапы технологической подготовки и получения нанокомпозитного материала на основе оксидной керамики. В качестве основы были использованы порошки оксида алюминия, оксида никеля и карбида титана. Содержание никеля в конечном продукте было ограничено 2%, а карбида титана 25 %. По мнению авторов именно такой состав позволяет получить материал, отвечающий требуемым свойствам по износостойкости и электропроводности.

Ключевые слова: нанокомпозит, оксидная керамика, искровое плазменное спекание, износостойкость, электропроводность.

In this work the steps of work preparation and production processing for nanocomposite materials based on the oxide ceramics are represented. As a basis for the material the powders of aluminium oxide, nickel oxide and titanium carbide have been taken. Content of nickel in the final product should be no more than 2% and titanium carbide — no more than 25%. By authors opinion exactly this proportion promise to receive the material in accordance to required parameters (wear resistance and electroconductivity).

Key words: nanocomposite, oxide ceramics, spark plasma sintering, wear resistance, electroconductivity.

Введение

В современном машиностроении большее внимание уделяется исследованиям в области новых сверхтвердых материалов, которые находят применение, например, в подшипниках, режущих инструментах, соплах, электродах, тормозах с высоким сопротивлением износу, электронных устройства и пр.

На сегодняшний день все больше внимания уделяется нанокомпозитам, благодаря их особым свойствам, которые достигаются за счёт введения вторичных металлических фаз в соответствующих пропорциях ниже границы электрической перколяции (с минимальной концентрацией проводящих частиц, при которой возникает протекание электрического тока). Показано [1 – 8], что путем добавления наноразмерной вторичной металлической фазы в такую же наноразмерную керамическую матрицу может быть получена твёрдость, сравнимая с алмазной.

В [1 – 8] рассмотрены случаи формирования керамического нанокомпозита с использованием включений Ni. Доказано, что нанокомпозиты Zr_2O_3Ni и Al_2O_3Ni дают максимальную твердость при содержании никеля до 2,5 масс.% [2, 3, 9]. Твердость подобных образцов по Виккерсу достигала значений 25 ГПа [3]. Одним из факторов высокой твердости является наноструктура, которая сохраняется в образцах благодаря использованию технологии искрового плазменного спекания (ИПС), при этом также наблюдается высокая скорость затвердевания состава порошковой композиции, достигается высокое качество и равномерность распределения частиц при спекании с использованием значительно меньших температур, чем при других методах спекания. Основные преимущества данной технологии заключаются в сохранении наноструктуры исходной композиции, в значительном снижении времени, затрачиваемом на процесс спекания и в быстром

уплотнении порошков (одновременное воздействие электрической энергии и механического давления), а также в экономической эффективности при производстве объемных изделий из нанокомпозитов [10, 11].

Повышенная твердость и прочность нанокомпозита Al_2O_3 – Ni делает его незаменимым материалом машиностроительного назначения для производства высокопрочного режущего инструмента, а именно режущих сменных пластин, которые находят все большее применение в современных металлообрабатывающих производствах. Однако сам по себе этот материал является недоступным для обработки традиционными механическими методами формообразования, что значительно повышает стоимость инструмента из него. В этих случаях в последние несколько десятков лет рассматривают как альтернативные методы обработки подобных труднообрабатываемых материалов методы бесконтактного воздействия, например, контролируемое электроэрозионное разрушение или электроэрозионную обработку.

Проведены исследования по выбору состава нанокомпозита для достижения необходимого уровня электропроводности, разработаны соответствующие технологические параметры электроэрозионной обработки образцов из полученного нанокомпозита, которая позволила избежать использования дорогостоящих операций финишной обработки [12, 13]. По сравнению с традиционным механическим шлифованием, электроэрозия характеризуется относительно невысокими затратами, повышенной размерной точностью, универсальностью инструмента и высоким уровнем автоматизации процесса [14], что позволяет достичь относительно высоких скоростей обработки.

Применения электроэрозионной обработки к новым разрабатываемым материалам возможно при условии, что их электрическое сопротивление должно быть ниже 100 – 300 Ом·см [15]. Для обеспечения нужной электропроводности этих сверхтвёрдых материалов, может быть добавлена третья фаза в виде наноразмерного полупроводника, после чего материалы становятся электропроводящими и, как следствие, пригодными к электроэрозионной обработке. В [15] в качестве такой полупроводниковой фазы рассмотрен керамический нанокомпозит Zr_2O_3 – Ni.

Цель данной работы — получить нанокомпозитный материал на керамической основе, обладающий повышенными прочностными свойствами и соответствующей электропроводностью для обработки электроэрозионным.

Материалы и методика исследования

Для изготовления образцов были использованы коммерчески-доступные порошковые материалы: оксид алюминия (α-оксид алюминия 99,99%, со средним размера частиц d_{50}=250 ± 50 нм (индекс “50” означает, что порядка 50% гранул порошка имеют указанный диаметр); нитрат никеля (99,0%, $Ni(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$); карбид титана (средний размер частиц $d_{50} \approx 20$ нм).

Нитрат никеля был полностью растворен в спирте при ультразвуковом воздействии в соответствии с желаемой пропорцией содержания никеля в готовом нанокомпозите. Оксид алюминия в порошкообразном состоянии смешивали с полученным спиртовым раствором и поместили в шаровую мельницу для перемешивания с шариками из Al_2O_3 на 1 сутки. Полученная смесь была просушена при температуре 120 °C, затем ее измельчили в агатовой ступке и прокалили при температуре 400 °C на воздухе в течение 2 ч. Частицы-агломераты полученной порошковой композиции Al_2O_3/NiO были просеяны в лабораторных ситах с размером ячеек 63 мкм (ГОСТ Р 51568-99, ИСО 3310-90), полученный порошок был изучен на грануломорфометре “OCCHIO 500 nano”, который используется для измерения размеров и строения частиц от 0,400 до 2000 мкм для сухого порошка на основе технологии анализа изображений. Грануломорформетрия показала, что размер полученных агломератов превышает 32 мкм. В соответствии с рекомендациями по показателям твердости был выбран состав с содержание никеля 2,5% [3].

Порошковая композиция Al_2O_3/NiO была смешана с нанопорошком TiC в дистиллированной воде. Содержание TiC выбрано на уровне 25% от общего объема в соответствии с порогом перколяции ($f_c \sim 16$ об.%). Реологические параметры фиксировали на уровне 50 % твердых материалов с добавлением 4% дефлокулянта “Dolapix CE-64” для снижения вязкости состава. Суспензию доводили до однородной массы в полиэтиленовых контейнерах с шариками циркония в течение 2 ч, затем просушивали в печи при 100 °C. Просушенный порошок снова просеивали с контролем размера частиц до 32 мкм и выдерживали при температуре 500 °C в течение 2 ч в среде 90% Ar и 10% H_2. В результате была получена смесь субмикронных и нанопорошков Al_2O_3 – TiC – Ni состава: 73,1% Al_2O_3, 1,9% Ni, 25% TiC.

Порошковый материал спекали в заготовки, из которых методом ИПС получали образцы диаметрами 20 и 40 мм и высотой 2 – 4 мм. Процесс спекания проходил в 3 этапа с последовательным увеличением температуры, рабочего давления до значений 100 МПа,

и снижением скорости нагрева (технологические параметры каждого из этапов процесса спекания являются ноу-хау и приведены в [17]). На последнем этапе нагрева образцы выдерживались в течение 3 мин в камере установки. Аналогичным образом был получен образец Al_2O_3 для проведения дальнейших исследований.

Поверхность излома образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), а структуру нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni анализировали на просвечивающем электронном микроскопе.

Твердость по Виккерсу (H_V) определяли методом микроиндентирования, когда на полированную поверхность (с шероховатостью R_a до 0,1) прикладывают силу 1,96 Н в течение 10 с, а величину твердости определяли по формуле:

$$H_V = 1{,}854\frac{P}{d^2}, \quad (1)$$

где P — приложенная нагрузка, Н, d — диагональ, м.

Прочность K_{IC} также определяли методом микроиндентирования. В этом случае прикладывали нагрузку в 98 Н с выдержкой 10 с. Прочность на разрушение рассчитывали с использованием формулы Миранцо и Мойа [18].

Прочность на изгиб σ_f оценивали при комнатной температуре при испытании на трехточечный изгиб на универсальной тестовой машине SHIMADZU (AutoGraph AGX, Япония), развивающей усилие в 5 кН. В качестве образцов использовали призматические стержни размером $4 \times 3 \times 30$ мм^3 с расстоянием между опорами 20 мм. Поверхности образцов, подвергаемые деформациям, были отполированы до R_a 0,1, скорость ползуна составила 0,5 мм/мин.

Электрическое сопротивление нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni измеряли с помощью четырехпроводного соединения с использованием отдельного источника тока и двухканального нановольтметра.

Электроэрозионную обработку непрофильным инструментом осуществляли с использованием бесконечной перематывающейся электрод-проволоки, выполненной из латуни, диаметром от 0,02 до 0,3 мм в среде диэлектрика [19]. При этом электрод-деталь и электрод-инструмент находились под напряжением, а полярность во время обработки могла меняться импульсно. С уменьшением расстояния между электродами, происходит разряд между инструментом и заготовкой. С образованием разряда возле обрабатываемой поверхности формируется облако плазмы, формирующее капли материала детали и инструмента, которые в краткосрочные периоды отсутствия импульса охлаждаются диэлектриком и вымываются из зоны обработки, образуя нерастворимый осадок на дне рабочей ванны.

Трибологические испытания на износ (типа "шарик-на-диске") проводили в сухих условиях на трибометре Microtest в соответствии со стандартом ASTM G99, используя шарики из оксида алюминия и диски с тестируемыми материалами. В этом случае, шарик из оксида алюминия чистотой 99,9% диаметром 3 мм скользит по материалу со скоростью 3 об./с по радиусу 0,8 мм. К нему прикладывали нагрузку F_n = 10 Н (соответствующую давлению Герца в пятне контакта 2,5 ГПа), тест длится 60 ч, за которые шарик проходил 3255 метра. Перед каждым тестом образцы и шарики подвергали ультразвуковой промывке на установке Bandelin Sonorex Super RK 106, в качестве рабочей среды использовали бытовой ацетон. После каждого испытания изношенные поверхности продувалия сжатым воздухом для последующего изучения. Все тесты проводили в одинаковых условиях. Для всех материалов была определена плотность ρ методом гидростатического взвешивания.

Скорость износа рассчитывали как:

$$W = \frac{\Delta V}{F_N S}, \quad (2)$$

где ΔV — объем материла, изношенного в результате тестирования, мм^3, F_N — приложенная нагрузка, Н, S — дистанция скольжения, м.

Для того чтобы достоверно определить потерянный объем образца и составления трехмерной топографической карты поверхности использовали 3D профилометр поверхности, который отражает морфологию поверхности путем механического контакта щупа с образцом, имея шаг 0,01 мм и сканирующую скорость 0,1 мм/с.

Результаты и обсуждение

Поверхность излома полученных образцов представлена на рис. 1. Видно, что в нанокомпозите Al_2O_3 – TiC – Ni наблюдаются более мелкие зерна оксида алюминия. С одной стороны, это связано с закрепляющим эффектом от наночастиц Ni и TiC, а с другой стороны, наноструктурными особенностями порошков, которые сохраняются благодаря использованию технологии ИПС. Оба материала претерпевают, в основном, межзеренное разрушение. Средняя величина частицы порошка оксида алюминия составляет примерно 0,3 ± 0,1 мкм в этом нанокомпозите, состоящем из трех частей, в то время как в монолитном материале этот размер составляет 3 ± 1 мкм. В разработанном нанокомпозите можно

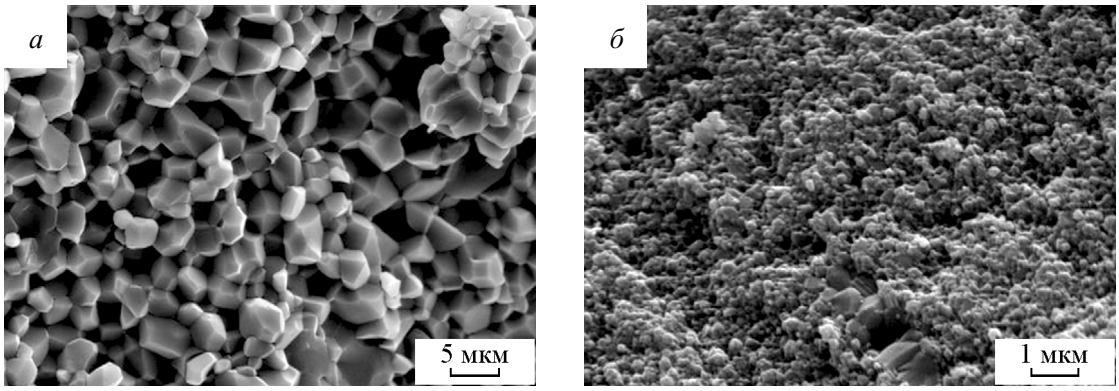


Рис. 1. Поверхность излома полученных спеченных образцов: *а* — Al_2O_3; *б* — Al_2O_3 – TiC – Ni.

также наблюдать небольшие по величине (<1 мкм) скопления.

На представленой структуры нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni, полученной методом просвечивающей электронной микроскопии (рис. 2), видны наночастицы Ni и TiC. Хотя процесс ИПС происходил при температуре 1375 °C, наночастицы существенно не увеличились в размерах. В ходе эксперимента ожидалось упрочнение нанокомпозита за счет присутствия наночастиц Ni. Измеренная относительная плотность образцов составила > 98 %.

Механические свойства полученных образцов нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni: значения твердости по Виккерсу (H_V), ударной вязкости (K_{IC}) и предела прочности на изгиб (σ_f) приведены в табл. 1.

Твердость по Виккерсу для этого нанокомпозита возросла примерно на 30% в сравнении с монолитным оксидом алюминия, спеченным в таких же условиях. Это объясняется тем, что наночастицы никеля и карбида титана оказывают упрочняющий эффект.

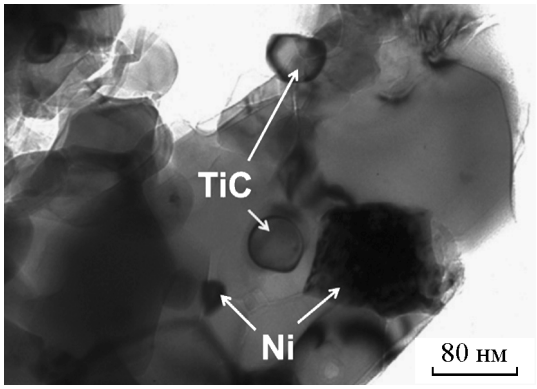


Рис. 2. Просвечивающая электронная микроскопия структуры нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni.

Таблица 1

Экспериментально полученные значения механических свойств и плотность изученных материалов

Механические свойства	Al_2O_3	Al_2O_3 – TiC – Ni
Твердость по Виккерсу, H_V, ГПа	19,9 ± 0,9	25,6 ± 0,7
Ударная вязкость, K_{IC}, МПа·м$^{1/2}$	3,5 ± 0,1	3,7 ± 0,1
Прочность на изгиб, σ_f, МПа	395 ± 36	537 ± 88
Плотность, ρ, г/см^3	3,93 ± 0,01	4,27 ± 0,01

Различий в значениях ударной вязкости между оксидом алюминия и нанокомпозитом практически не заметно. Хорошо известно, что частицы TiC играют важную роль в повышении ударной вязкости в микрокомпозите Al_2O_3 – TiC [18 – 20]. В данном конкретном случае, размеры частиц TiC менее 2 мкм, что является критическим размером для улучшения ударной вязкости, поэтому величина ударной вязкости близка к величине характерной для оксида алюминия. Размеры гранул вторичных фаз не настолько велики, чтобы вызвать какое-либо напряжение, поэтому они не повлияли на значение ударной вязкости.

Значительное улучшение (~ 75 %) прочности на изгиб достигнуто включением наночастиц Ni и TiC в оксид алюминия, что может быть объяснено меньшим размером зерна.

Электрическое сопротивление нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni с содержанием полупроводника выше уровня перколяции оказалось равным $3{,}15 \cdot 10^{-5} \pm$ ± 0,1 Ом·м. Эта величина примерно на 7 порядков ниже, чем предел в 1 – 3 Ом·м, при котором материал пригоден для электроэрозионной обработки.

Эдектроэрозионную обработку проводили на образцах призматической формы размером 2,54 × × 2,54 × 0,7 см^3. Углы были скруглены (R = 12,7 мм),

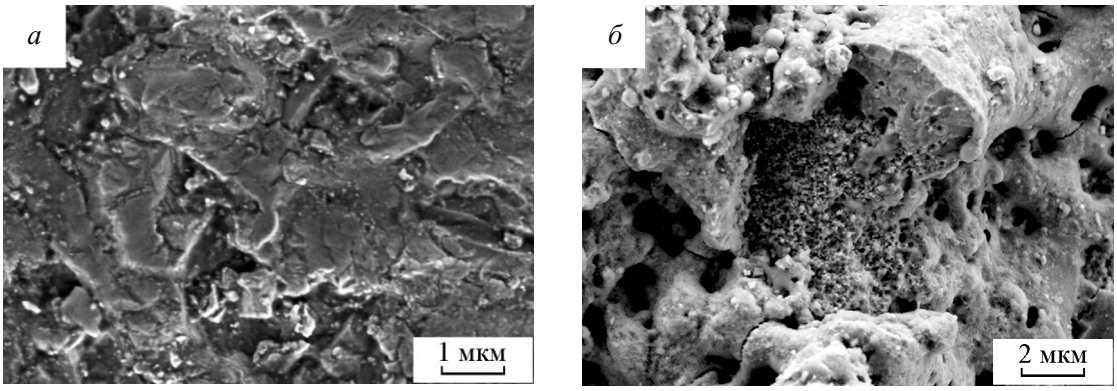


Рис. 3. СЭМ поверхности образцов Al_2O_3 – TiC – Ni после: *а* — процесса спекания; *б* — электроэрозионной обработки.

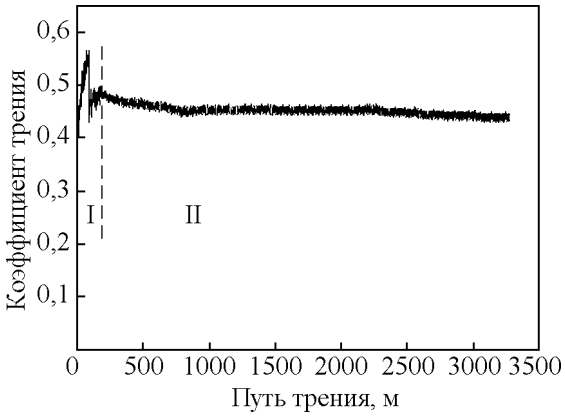


Рис. 4. Коэффициент трения скольжения образца нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni: I — этап приработки, II — этап установившегося процесса трения.

также были сняты фаски по контуру по верхней и нижней кромке.

Поверхности образцов после процесса спекания и после электроэрозионной обработки представлены на рис. 3. На рис. 3*а* заметна коркообразная поверхность материала с наличием дефектов. Шероховатость образцов R_a составила порядка 20. Видно наличие трещин и поверхностное "недопекания" образцов материала, что может свидетельствовать о неравномерном распределении температур во время технологического процесса. На рис. 3*б* виден результат электроэрозионного воздействия на материал, при его обработке для снятия дефектного слоя образцов и придания образцам правильной технологической формы. На рис. 3*б* видны места, где электроэрозия способствовала сплавлению компонентов материала, однако местами все ещё видна наноструктура материала. Измеренная шероховатость составила менее 1 мкм. СЭМ исследование поперечного сечения образцов показало, что сплавленный электроэрозией слой имеет глубину от 0,5 до 1,5 мкм.

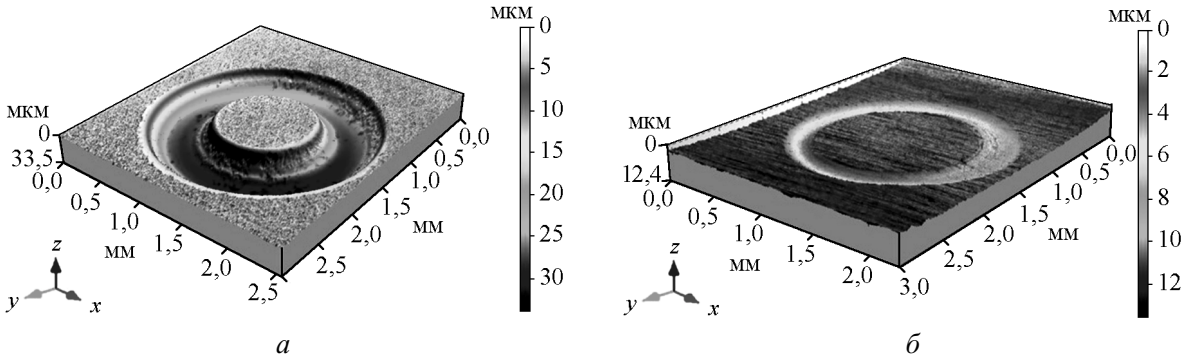
На рис. 4 представлен коэффициент трения скольжения μ, как функция дистанции, пройденной в ходе исследования нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni с приложенной к нему нагрузкой в 10 Н. Оба исследованных материала продемонстрировали схожий результат. Значение коэффициента трения быстро увеличивается на первых 100 метрах дистанции до 0,57, а затем резко падает до значения 0,43. После стадии приработки, процесс трения переходит в установившуюся фазу, трек износа становится более гладким и коэффициент трения устанавливается на стабильном уровне. Такой характер явлений может быть объяснён полировочным эффектом в ходе проведения испытаний на износ.

Изменение шероховатости R_a и R_{max} поверхности образцов в различные моменты испытаний на трение приведены в табл. 2. Видно, что шероховатость сильно уменьшается на этапе приработки, таким образом

Таблица 2

Шероховатость поверхности R_a и R_{max} образцов, как функция дистанции S, по которой скользил шарик из оксида алюминия со скоростью 0,02 м/с с нагрузкой 10 Н

Образец	R_a, мкм при S, км				R_{max}, мкм при S, км				Коэффициент трения μ
	0	0,1	1,5	3,25	0	0,1	1,5	3,25	
Al_2O_3	0,69	0,53	0,39	0,19	1,33	0,99	0,37	0,31	0,40
Al_2O_3 – TiC – Ni	0,40	0,32	0,17	0,13	1,18	0,79	0,39	0,33	0,39



а *б*

Рис. 5. Топографическая 3D модель после теста на износ "шар-на-диске" с использованием шарика из чистого Al_2O_3: *а* — Al_2O_3; *б* — Al_2O_3 – TiC – Ni (S = 3,25 км, F_N = 10 Н, V = 0,02 м/с).

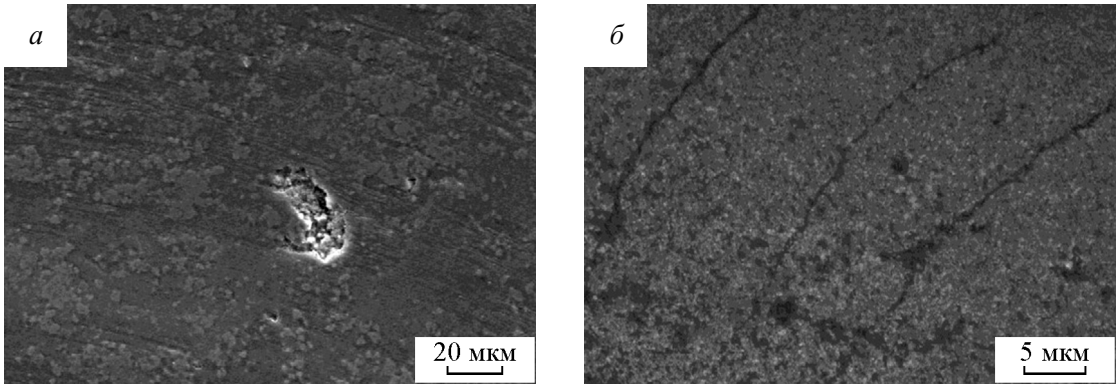


Рис. 6. СЭМ-изображения поверхности износа образцов: *а* — Al_2O_3; *б* — Al_2O_3 – TiC – Ni.

наглядно демонстрируя эффект полировки. Разница в значениях измеренной средней шероховатости R_a между исследуемыми образцами материалов может объясняться большей хрупкостью Al_2O_3, при которой продукты износа вовлекаются в процесс трения и наносят дополнительные повреждения поверхности образцов, приводящие к их большей шероховатости.

На рис. 5 представлена топографическая 3D-модель трека износа поверхности образцов после скольжения по ним шарика из оксида алюминия. При одинаковых условиях наименьшая глубина и ширина треков износа были получены для нанокомпозита Al_2O_3 – TiC – Ni (табл. 3).

Таблица 3

Размеры трека износа и скорости износа (W) соответствующих материалов после испытания типа "шарик-на-диске" с шариком из чистого Al_2O_3 (S = 3,25 км, v = 0,02 м/с, F_n = 10 Н)

Материал	Ширина, мкм	Глубина, мкм	Скорость износа, W, мм^3/(Н·м)
Al_2O_3	598	27,6	$6{,}8\cdot10^{-6}$
Al_2O_3 – TiC – Ni	269	4,3	$2{,}7\cdot10^{-7}$

На рис. 6 представлены СЭМ-изображения поверхности трения монолитного оксида алюминия и нанокомпозита, испытанных при одинаковых условиях. Видно, что монолитный оксид алюминия имеет более грубую структуру, на поверхности присутствуют микронадрывы. Для нанокомпозита характерна более гладкая поверхность, отсутствуют микротрещины.

Отличие в износостойкости между Al_2O_3 и нанокомпозитом Al_2O_3 – TiC – Ni в условиях сухого скольжения зависит от твердости материала, а также от размера зерен оксида алюминия в нанокомпозите. Оба параметра являются наиболее важными для улучшения трибологических свойств в описанных условиях работы.

Выводы

Нанокомпозит Al_2O_3 – TiC – Ni, полученный методом ИПС, обладает повышенными эксплуатационными свойствами, в частности, износостойкостью. Данный материал можно рассматривать как

потенциально незаменимый в машиностроении, и инструментальном производстве, в том числе для изготовления режущего инструмента типа режущих сменных пластин с повышенными свойствами.

Рассмотрена задача обеспечения определённой электропроводности нанокомпозита за счет внедрения добавок TiC и Ni, что позволило обрабатывать материал электроэрозионным способом.

В дальнейшем планируется продолжить работу коллектива для поисковых работ в области применения данного нанокомпозита за пределами машиностроительной индустрии, а также серия работ по улучшению эксплуатационных свойств данного материала.

Работа выполнена в рамках постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 "О мерах по привлечению ведущих ученых в российские образовательные учреждения высшего профессионального образования, научные учреждения государственных академий наук и государственные научные центры Российской Федерации" (Договор №14.B25.31.0012 от 26 июня 2013 года).

Литература

1. Grigoriev S., Metel A. Plasma- and beam-assisted deposition methods. Nanostructured thin films and nanodispersion strengthened coatings. NATO science series, series II: Mathematics, physics and chemistry, 2004, v. 155, p. 147 – 154.
2. Sobol' O.V., Andreev A.A., Grigoriev S.N., Volosova M.A., Gorban' V.F. Vacuum-ARC multilayer nanostructured TiN/Ti coatings: Structure, stress state, properties. Metal Science and Heat Treatment, 2012, v. 54, no. 1 – 2, p. 28 – 33.
3. Grigoriev S.N., Romanov R.I., Fominskii V.Yu. Dependence of mechanical and tribological properties of diamond-like carbon coatings on laser deposition conditions and alloying by metals. Journal of friction and wear, 2012, v. 33, iss. 4, p. 253 – 259.
4. Grigoriev S.N., Fominski V.Yu., Celis J.P., Romanov R.I., Oshurko V.B. Structure and mechanical properties of W-Se-C/diamond-like carbon and W-Se/diamond-like carbon bi-layer coatings prepared by pulsed laser deposition. Thin Solid Films, 2012, v. 520, no. 21, p. 6476 – 6483.
5. Григорьев С.Н., Фёдоров С.В., Павлов М.Д., Окунькова А.А., Йе М. Со. Комплексное модифицирование поверхности карбидного инструмента легированием NB + HF + TI с последующим нанесением износостойкого покрытия (TI + AL)N. Трение и износ, 2013, т. 34, № 1, с. 21 – 27.
6. Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N. A study of the process of continuous forming of nanocrystalline composite powders. Metal Science and Heat Treatment, 2012, v. 54, no. 1 – 2, p. 13 – 16.
7. Rodriguez-Suarez T., Díaz L.A., Torrecillas R., Lopez-Esteban S., Tuan W.-H., Nygren M., Moya J.S. Alumina/tungsten nanocomposites obtained by Spark Plasma Sintering. Compos. Sci. Technol., 2009, v. 69, p. 2467 – 2473.
8. Григорьев С.Н. Решение задач технологического перевооружения машиностроения. ИТО: Инструмент-технология-оборудование, 2008, № 10, с. 14 – 18.
9. Pecharroma´n C., Esteban-Betego´n F., Bartolome´ J.F., Richter G., Moya J.S., Theoretical model of hardening in zirconia–nickel nanoparticle composites. Nano Lett., 2004, v. 4, p. 747 – 751.
10. Fominski V.Yu., Grigoriev S.N., Gnedovets A.G., Romanov R.I. Pulsed laser deposition of composite Mo – Se – Ni – C coatings using standard and shadow mask configuration. Surface & Coatings Technology, 2012, v. 206, p. 5046 – 5054.
11. Смуров И.Ю., Мовчан И.А., Ядройцев И.А., Окунькова А.А., Цветкова Е.В., Черкасова Н.Ю. Аддитивное производство с помощью лазера. Вестник МГТУ "Станкин", 2011, т. 2, № 4, с. 144 – 146.
12. Lauwers B., Kruth J.P., Liu W., Eeraerts W., Schacht B., Bleys P. Investigation of material removal mechanisms in EDM of composite ceramic materials. J. Mater. Process. Technol., 2004, v. 149, p. 347 – 352.
13. Окунькова А.А. Автоматизация технологической подготовки производства деталей пресс-форм, получаемых методом электроэрозионной проволочной обработки. Вестник МГТУ "Станкин", 2008, т. 4, № 4, с. 76 – 81.
14. Молодцов В.В., Окунькова А.А., Перетягин П.Ю. Особенности изготовления графитовых электродов для операции электроэрозионной обработки сложнопрофильных высокоточных деталей. Вестник машиностроения, 2012, № 6, с. 45 – 47.
15. Lopez-Esteban S., Gutierrez-Gonzalez C.F., Mata-Osoro G., Pecharroman C., Diaz L.A., Torrecillas R., Moya J.S. Electrical discharge machining of ceramic/semiconductor/metal nanocomposites. Scripta Mater., 2010, v. 63, p. 219 – 222.
16. Miranzo P., Moya J.S. Elastic/plastic indentation in ceramics: a fracture toughness determination method. Ceram. Int., 1984, v. 10, p. 147 – 152.
17. Torrecillas R., Moya J.S., Díaz L.A. Nanostructured oxide ceramic/n-w material, method for preparing and uses thereof. Пат. ES2300208 (A1), Испания, опубл. 01.06.2008.
18. Gong J., Zhao Z., Miao H., Guan Z. R-Curve behavior of TiC particle reinforced Al2O3 composites. Scripta Mater., 2000, v. 43, p. 27 – 31.
19. Гурин В.Д., Григорьев С.Н., Синопальников В.А. Особенности контактных явлений на передней поверхности инструмента с износостойким покрытием при прерывистом резании. Упрочняющие технологии и покрытия, 2007, № 7, с. 45 – 51.
20. Gong J., Zhao Z., Guan Z. On the local crack resistance of Al_2O_3–TiC composites evaluated by direct indentation method. J. Eur. Ceram. Soc., 2001, v. 21, p. 941 – 946.

Статья поступила в редакцию 15.10.2013 г.

Алварез Эдуардо *— Научно-исследовательский центр наноматериалов и нанотехнологий Национального Исследовательского Совета, Университет Овьедо, Технологический парк Астурии (Астурия, Испания), технический директор, доктор философии, специалист в области искрового плазменного спекания нанокомпозиционных материалов. E-mail: director.cinn@csic.es.*

Гутиеррез Карлос *— Научно-исследовательский центр наноматериалов и нанотехнологий Национального Исследовательского Совета, Университет Овьедо, Технологический парк Астурии (Астурия, Испания), исследователь, доктор философии, специалист в области искрового плазменного спекания нанокомпозиционных материалов. E-mail: director.cinn@csic.es.*

Торресильяс Сан Миллан Рамон *— Научно-исследовательский центр наноматериалов и нанотехнологий Национального Исследовательского Совета, Университет Овьедо, Технологический парк Астурии (Астурия, Испания), директор Научно-исследовательского центра наноматериалов и нанотехнологий Национального Исследовательского Совета, профессор Университета Овьедо, доктор философии (материаловедение и машиностроение), доктор философии (физика), специалист в области искрового плазменного спекания нанокомпозиционных материалов. E-mail: director.cinn@csic.es.*

Григорьев Сергей Николаевич *— ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН" (г. Москва), доктор технических наук, профессор, ректор, специалист в области технологических процессов ионно-плазменной обработки. E-mail: rector@stankin.ru.*

Волосова Марина Александровна *— ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН" (г. Москва), кандидат технических наук, доцент, проректор по научной работе, специалист в области технологических процессов ионно-плазменной обработки. E-mail: science@stankin.ru*

Окунькова Анна Андреевна *— ФБГОУ МГТУ "СТАНКИН" (г. Москва), кандидат технических наук, доцент, специалист в области технологических процессов лазерной и электроэрозионной обработки. E-mail: a.okunkova@stankin.ru*

Перетягин Павел Юрьевич *— ФБГОУ МГТУ "СТАНКИН" (г. Москва), младший научный сотрудник, специалист в области технологических процессов лазерной и электронно-лучевой обработки. E-mail: p.peretyagin@stankin.ru*