

УДК 621.794.61:669.715

А.И. КОМАРОВ, канд. техн. наук

заведующий сектором металловедения и магнитной структуроскопии сталей и сплавов

E-mail: al_kom@tut.by

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 20.10.2015.

ОБЪЕМНО МОДИФИЦИРОВАННОЕ КАРБИДОМ ТИТАНА ОКСИДНОЕ КЕРАМИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ НА ЭВТЕКТИЧЕСКОМ СИЛУМИНЕ: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, СВОЙСТВА

В статье приводятся результаты объемного модифицирования синтезированным наноразмерным карбидом титана керамических покрытий, полученных на эвтектическом силумине в процессе микродугового оксидирования. Обнаружено значительное воздействие TiC, введенного при различных концентрациях электролит, на структурообразование и трибомеханические свойства покрытий. Это, прежде всего, проявляется в повышенном (не менее 3 раз) содержании корунда в покрытии, что приводит к повышению износостойкости в 2 раза при одновременном снижении коэффициента трения в 1,3 раза.

Ключевые слова: карбидо-корундовая композиция, оксидо-керамическое покрытие, микродуговое оксидирование

Введение. Керамические покрытия (КП), получаемые методом микродугового оксидирования (МДО) на сплавах алюминия различного химического состава, включая силумины, и обладающие уникальным комплексом свойств (микротвердость до 25–30 ГПа, высокие диэлектрические, теплозащитные свойства, износ- и коррозионная стойкость, толщина, достигаемая при определенных условиях 350–400 мкм), находят все более широкое применение для повышения служебных свойств и ресурса узлов трения различного назначения [1, 2]. В настоящее время весьма актуальным является повышение эффективности процесса МДО и разработка новых вариантов его покрытий, обеспечивающих рост скорости образования КП, повышение их трибомеханических и других свойств.

В [1–6] эта проблема решена для КП, создаваемых на сплавах алюминия вплоть до заэвтектических силуминов, что достигнуто проведением МДО-процесса в растворах-суспензиях [3]. В качестве их основы выбраны силикатно-щелочные электролиты (СЩЭ), в которые включаются углеродные наночастицы различной структурно-фазовой организации. Это нанодиамагнитные синтезы [3, 4], аморфный углерод [5], синтезированный электроразрядной обработкой углеводородных жидкостей [6], продукты производства фуллеренов (фуллеренсодержащая сажа, фуллереновая чернь, катодный депозит) [7]. При этом на основе разработанных нами физико-химических принципов обеспечена седиментационная и агрегативная устойчивость в электролитах-суспензиях всех исследованных типов наночастиц углерода. Вместе с тем, антифрикционные свойства КП в ряде случаев не удовлетворяют предъявляемым требованиям к сопряжениям, эксплуати-

руемым в условиях трения без смазочных материалов или ограниченной их подачи в зону фрикционного контакта [1]. Также можно отметить, что, обладая пониженной по сравнению с алюминием теплопроводностью, КП на основе оксидов алюминия ухудшают отвод тепла. Кроме того, к недостаткам алюмооксидной керамики можно отнести ее повышенную хрупкость [8, 9].

Следует ожидать, что отмеченные недостатки оксидных керамических покрытий Al_2O_3 могут быть устранены путем введения в ее матрицу тугоплавких соединений неоксидной природы, отдельные физико-механические характеристики которых превосходят оксиды алюминия [8]. В этом отношении широко известны керамические композиционные материалы, получаемые путем спекания микропорошков оксида алюминия $\alpha-Al_2O_3$ с карбидом TiC («черная» керамика), TiN (картинит), Si_3N_4 (силит-Р), которые находят широкое применение в качестве инструментальных материалов [9]. В работе [10] достигнуто значительное повышение характеристик покрытия Al_2O_3 путем модифицирования его поверхностных слоев микроразмерным карбидом и наноразмерным нитридом титана. Подобный результат получен авторами работы [11] формированием островков карбида TiC в виде «мозаики» на поверхности покрытия, состоящего из оксидов алюминия и титана.

Целью данной работы является объемное включение в процессе МДО в структуру формируемого покрытия наночастиц композиции TiC– $\alpha-Al_2O_3$, синтезированной методом осаждения из газовой фазы, исследование структурно-фазового состояния, микротвердости и триботехнических свойств модифицированных наночастицами карбида титана покрытий.

Материалы и методика проведения исследования. Формирование КП осуществлялось на эвтектическом силумине АК12М2МгН состава (мас. %): 11–13 Si; 1,5–3,0 Cu; 0,8–1,3 Mg; 0,5–0,8 Mn; 0,4 Fe; 0,2 Zn; 0,02–0,10 Ti; Al-ост. С точки зрения получения качественных керамических покрытий этот сплав, содержащий ~13 % Si, согласно литературным данным (например, [12]), при оксидировании в традиционных растворах представляет собой трудный объект для МДО-процесса. В настоящей работе для получения качественных покрытий на сплаве АК12М2МгН его оксидирование проводилось в СЩЭ состава 4 г/л Na_2SiO_3 , 2 г/л КОН (базовый) с добавками карбида-корунда $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с концентрацией 750, 1000 мг/л. МДО-процесс выполнялся в анодно-катодном режиме на установке УЭМВ-1, разработанной в ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси». Синтез $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ осуществлялся газофазным осаждением (CVD-методом [13, 14]) в шихте, включающей микропорошки диоксида титана модификации рутил, алюминия ПА-1 и неочищенных углеродных нанотрубок (УНТ). Шихта подвергалась термообработке в восстановительной атмосфере аммиака и водорода.

Структурно-фазовое состояние синтезированной композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и полученных с ее использованием в МДО-процессе покрытий исследовалось методами рентгеноструктурного, металлографического анализов и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Рентгеноструктурные исследования проводились на автоматизированном комплексе на базе дифрактометра ДРОН-3М в CoK_α -излучении с применением вторичной монохроматизации рентгеновского пучка. СЭМ выполнялась на приборе VEGA II TESCAN (Чехия) с использованием энергодисперсионной приставки типа InCa 350 Cambridge Instrument GB для элементного анализа. Металлографические исследования осуществлялись на микроскопах ХJM300 и МИМ-8, оснащенных цифровой регистрацией изображений.

Триботехнические испытания образцов КП проводились в режиме граничного трения (масло И-20А) по схеме возвратно-поступательного перемещения индентора из стали 65Г (HRC 55) относительно неподвижного образца при скорости скольжения 0,1 м/с. При этом номинальное давление p пошагово возрастало по схеме 30 МПа \rightarrow 40 \rightarrow 50 МПа. Продолжительность испытаний на каждой ступени составляла 3–5 ч. По результатам испытаний определялись коэффициент трения f , массовый износ Δm и интенсивность изнашивания I_q ($I_q = \Delta m / L$, где L — путь трения). Потеря массы Δm образцом находилась его взвешиванием на аналитических весах ВЛР-200. Микротвердость КП определялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н.

Результаты и их обсуждение. Структурно-фазовое состояние композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. На рисунке 1 при-

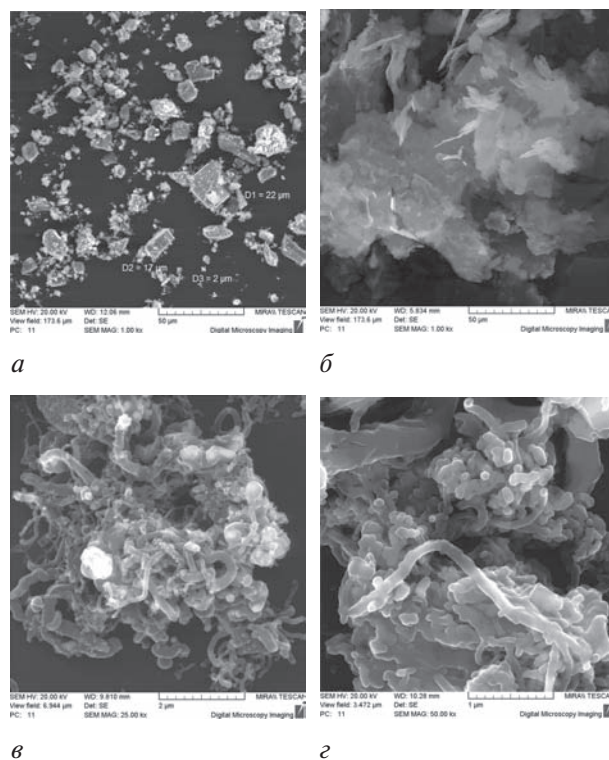


Рисунок 1 — Микроструктура TiO_2 (а), Al (б), УНТ (в), композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (г)

ведены данные СЭМ исходных порошков и продуктов химических реакций между ними в процессе термической обработки шихты. Видно, что размер частиц порошка TiO_2 находится в диапазоне 2–22 мкм (рисунок 1 а). Порошок Al представлен чешуйками размером 5–50 мкм (см. рисунок 1 б), а УНТ — многослойными переплетенными между собой наноразмерными трубками (см. рисунок 1 в). Синтезированный вследствие химических реакций между компонентами шихты порошок (см. рисунок 1 г) состоит из нановолокон, нанотрубок и глобулярных наночастиц размером до 100 нм. Согласно рентгенографическим данным (рисунок 2), синтезированный материал представляет собой карбида-корундовую смесь, состоящую из наночастиц TiC (30 мас. %), $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (50 мас. %), $\alpha\text{-Ti}$ (~3–4 %) и непрореагировавшего углерода (~10 %). Карбид TiC имеет ГЦК-решетку с постоянной $a = 0,43274$ нм, оксид $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ обладает гексагональной сингонией с параметрами $a = 0,47592$ нм, $c = 1,2992$ нм. Такой же тип структуры характерен

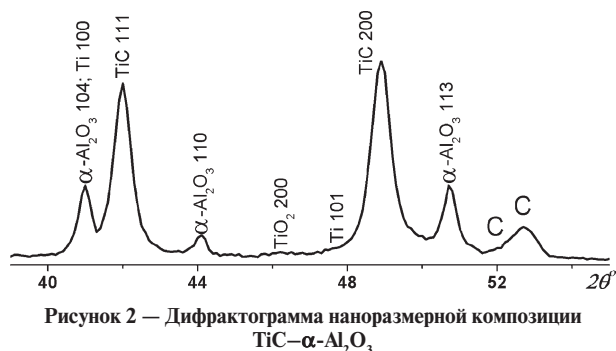
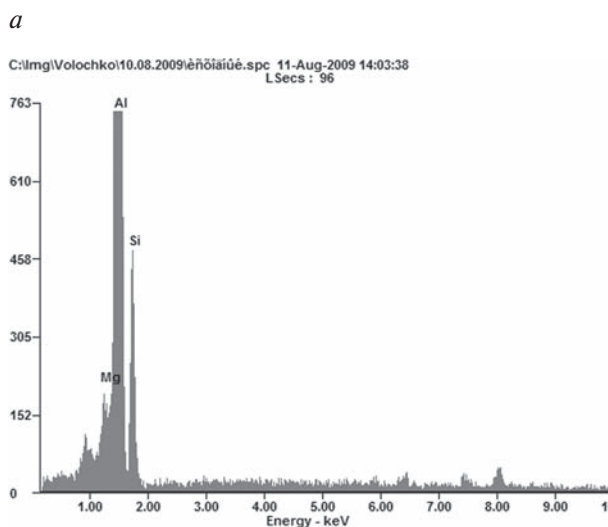


Рисунок 2 — Дифрактограмма наноразмерной композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

и для α -Ti, параметры решетки которого составляют $a = 0,29505$ нм, $c = 0,46826$ нм.

Структура покрытий, полученных в базовом и модифицированном карбидо-корундом электролите. Эвтектический силумин широко используется для изготовления поршней ДВС, деталей трибосопряжений машиностроения и других отраслей промышленности. Он характеризуется резкой гетерогенностью структуры (рисунок 3), имеет гранцентрированную кубическую решетку с периодом $a = 0,4043$ нм. В исходном состоянии сплав АК12М2МгН состоит из α -твердого раствора, эвтектики, эвтектического кремния и ряда фаз ($Al_7Cu_3Mg_6$, Al_7Cu_4Ni , Mg_2Si , $AlMnSiFe$), характерных для сплавов систем Al-Si-Cu-Mg-Mn. Как видно из рисунка 3 а, структура анализируемого силумина включает достаточно крупные (15–40 мкм) железо- и медьсодержащие фазы (отмечены стрелками). Дендриты α -фазы также достаточно крупные, их размер находится в диапазоне 50–500 мкм. Микротвердость α -твердого раствора составляет 770 МПа, эвтектики — 1110 МПа. Подобная гетерогенность сплава АК12М2МгН оказывает заметное влияние на процесс формирования КП при его микродуговой обработке.

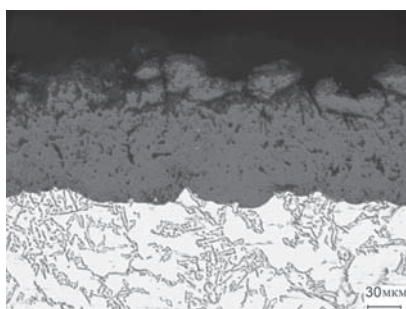
На рисунке 4 приведены микроstructures КП, сформированного на сплаве АК12М2МгН в базовом электролите (см. рисунок 4 а) и под воздействием наноконпозиции карбидо-корунда при различной ее концентрации в электролите (см. рисунок 4 б, в). Из сравнительного анализа следует, что введение нанодобавки TiC- α -Al₂O₃ в рабочий раствор, сопровождается заметным ростом толщины покрытия δ по сравнению с базовым СЩЭ. При этом для концентрации TiC- α -Al₂O₃, равной 1000 мг/л, достигается несколько больший эффект, где величина δ возрастает со 140 мкм (базовое КП) до 240 мкм, что в ~1,7 раза выше (см. рисунок 4 в). При значении $C = 750$ мг/л толщина КП составляет 220 мкм (см. рисунок 4 б), что также заметно (в 1,6 раз) превышает величину δ базового покрытия. Обнаруженный рост толщины КП на сплаве АК12М2МгН под воздействием TiC- α -Al₂O₃ следует прежде всего связывать с присутствием в этой смеси свободного углерода и увеличением его содержания в электролите вследствие частичной десрукции TiC в процессе МДО. Присутствие же уг-



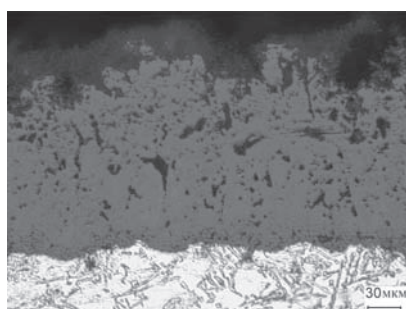
б

Рисунок 3 — Микроstructure (а) и элементный состав (б) отливки сплава АК12М2МгН

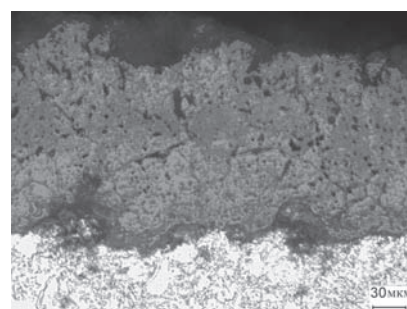
лерода в электролите, как показано в [4], оказывает интенсифицирующее воздействие на процесс образования покрытия. Кроме того, значительное увеличение толщины КП (не менее 220 мкм) на сплаве АК12М2МгН следует связывать не только с процессами его окисления при МДО-обработке, но и со встраиванием наночастиц TiC в формируемое покрытие. Это заключение подтверждается полученными данными СЭМ. В качестве примера на рисун-



а



б



в

Рисунок 4 — Микроstructure покрытия, полученного в базовом электролите (а) и с добавками TiC- α -Al₂O₃ с концентрацией 750 мг/л (б) и 1000 мг/л (в)

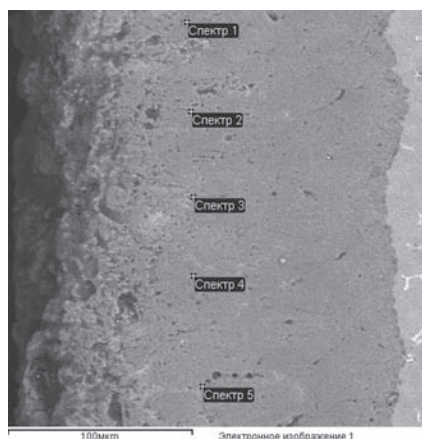
ке 5 и в таблице приведены данные о распределении элементов в слоях поперечного сечения покрытия, удаленных от основы на 120 мкм ($C = 750$ мг/л) и 150 мкм ($C = 1000$ мг/л) $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Из приведенных данных видно, что как при добавке 750 мг/л $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ базовый электролит, так и 1000 мг/л в анализируемых слоях содержится Ti в количестве 0,2 мас.%, который, согласно рентгеновским данным (см. рисунок 2), входит в соединение TiC. Поскольку TiC прочно связан с $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, можно полагать, что корунд также встраивается в КП и является его основным строительным материалом, так как в отличие от карбида титана не подвергается деструкции, что также является фактором ускоренного роста толщины покрытия. Отметим здесь, что повышение концентрации композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в базовом электролите с 750 до 1000 мг/л приводит к некоторому увеличению содержания меди в КП и его пористости, что непосредственно следует из сравнительного анализа соответствующих микроструктур КП, приведенных на рисунке 4 б, в и рисунке 5 а, б.

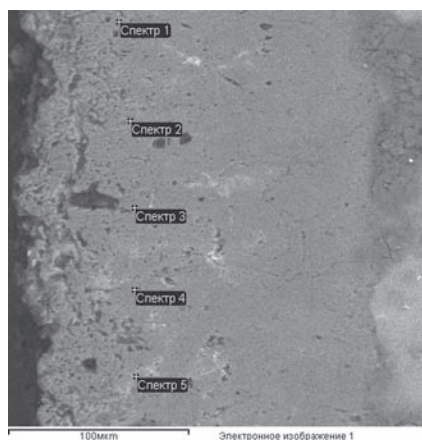
Таким образом, основываясь на полученных результатах, можно заключить, что обнаружен-

Таблица — Элементный состав КП, модифицированного TiC, в слоях, удаленных от основы на 120 мкм ($C = 750$ мг/л), 150 мкм ($C = 1000$ мг/л $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$)

Спектр	C, мг/л	Содержание элементов в слоях КП, мас. %					
		Na	Al	Si	K	Ti	Cu
Спектр 1	750	0,5	31,1	11,5	4,1	0,2	2,5
	1000	0,7	34,2	10,0	2,1	0,1	0,4
Спектр 2	750	0,5	35,1	8,8	1,7	0,2	0,6
	1000	0,3	34,6	10,5	0,9	0,2	0,2
Спектр 3	750	0,3	30,7	13,2	1,7	0,2	0,4
	1000	0,4	35,3	8,4	1,6	0,1	2,6
Спектр 4	750	0,2	37,6	8,0	1,0	0,1	0,4
	1000	0,4	31,2	11,9	1,8	0,2	1,9
Спектр 5	750	0,3	28,5	14,4	2,2	0,3	0,9
	1000	0,6	29,5	12,7	2,7	0,6	1,4
Среднее	750	0,6	32,6	11,2	1,9	0,2	1,0
	1000	0,8	33,0	10,7	1,8	0,2	1,3



а



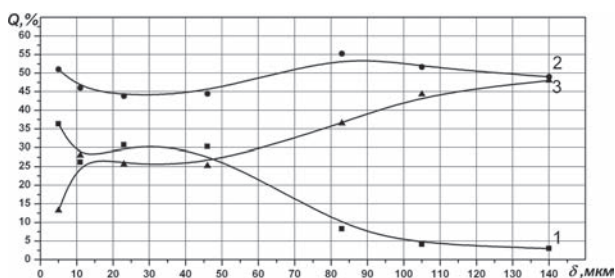
б

Рисунок 5 — Спектры элементов в слоях КП на сплаве АК12М2МгН, удаленных от основы на: а — 120 мкм; б — 150 мкм. КП получено в электролите-суспензии при концентрации $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 750 мг/л (а), 1000 мг/л (б)

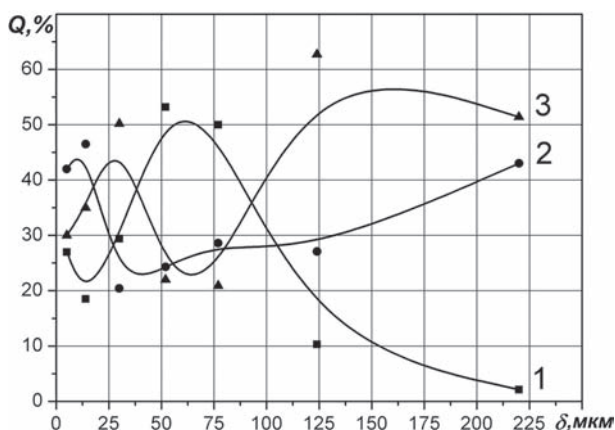
ный, как и в случае углеродных наноматериалов [1, 2], рост толщины КП при оксидировании сплава АК12М2МгН в присутствии разработанной и синтезированной наноразмерной композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ свидетельствует об интенсифицирующем воздействии ее наночастиц на процессы МДО и, в первую очередь, на скорость кристаллизации продуктов плазмы, формируемой при воздействии микродуг на оксидируемую поверхность. Отмеченный эффект позволяет существенно сократить продолжительность МДО при одновременном, как показано ниже, обеспечении повышенных трибомеханических свойств КП, сформированного под воздействием TiC , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Полученные результаты рентгенофазового анализа покрытия (рисунок 6), включающего карбид титана, и базового, показали, что его фазовый состав в обоих случаях представлен высокотемпературной модификацией $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, обладающей наиболее высокими из оксидов алюминия свойствами, низкотемпературной $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и соединением муллита $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ($\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$) с пониженными по сравнению с α -, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ физико-механическими свойствами [8]. Проанализируем послойное распределение этих фаз.

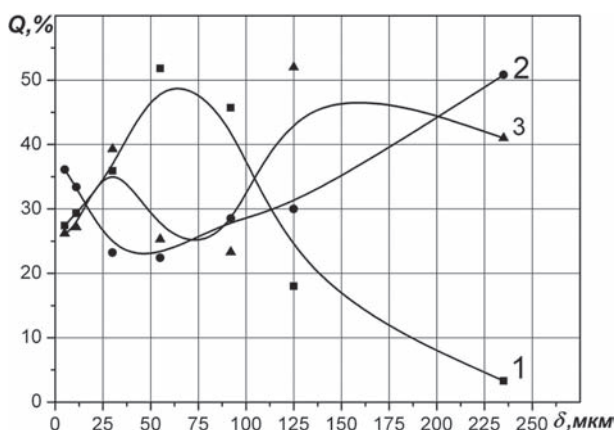
Как следует из рисунка 6 а, преимущественной фазой во всех слоях базового КП является $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($Q_\gamma = 45-55$ %; кривая 2). Другой характер послойного распределения в этом КП наблюдается для оставшихся фаз — $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (кривая 1) и муллита (кривая 3). Так, наибольшее содержание (37 %) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ регистрируется вблизи основы ($\delta = 5$ мкм), затем Q_α



а



б



в

Рисунок 6 — Послойное распределение фаз в покрытии, полученном в базовом электролите (а) и с добавкой в него композиции $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с концентрацией 750 мг/л (б), 1000 мг/л (в) (1 — $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; 2 — $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$; 3 — $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$)

несколько снижается и в слоях $\delta = 10\text{--}45$ мкм составляет 30 %, после чего происходит дальнейшее интенсивное ее уменьшение и в поверхностном слое Q_α составляет ~2 %. Обратное распределение характерно для муллита. Наиболее низкая его объемная доля (~13 %) наблюдается вблизи ($\delta = 5$ мкм) к основе, затем возрастает до значения 25 %, которое сохраняется в диапазоне слоев $\delta = 10\text{--}45$ мкм, после чего последовательно возрастает до $Q_m = 48$ % в поверхностном слое.

Введение в базовый электролит карбида титана и корунда существенно изменяет соотношение фаз в соответствующих слоях КП. При концентрации этой наноразмерной смеси 750 мг/л содержание оксида $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ в соответствующих слоях по-

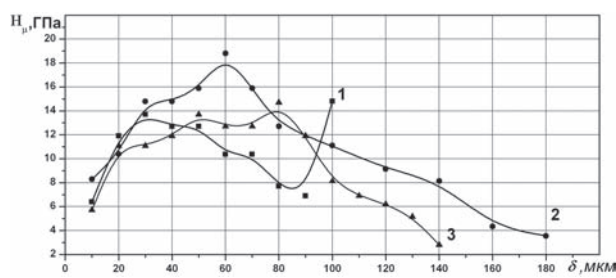


Рисунок 7 — Распределение микротвердости по глубине покрытия, полученного в базовом (1) и модифицированном композицией $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с концентрацией 750 (2), 1000 мг/л (3)

крытия, за исключением границащих с основой, в 2–6 раз ниже (см. рисунок 6 б, кривая 2) по сравнению с базовым. Вместе с тем объемная доля муллита в слоях, границащих с основой ($\delta = 5\text{--}25$ мкм) и поверхностных ($\delta = 125\text{--}140$ мкм), в 1,3–2 раза (см. рисунок 6 б, кривая 3) превышает Q_m в базовом КП. Это косвенно указывает на протекание плазмохимических реакций в модифицированном карбидом титана электролите при более высоких температурах, поскольку синтез муллита происходит при повышенных (1570–1650 °С) температурах. Это обстоятельство интенсифицирует процесс образования $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в КП при модифицировании базового электролита композицией $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Из представленных данных следует, что в случае ее концентрации 750 мг/л величина Q_α достигает значения 50–52 % в слоях 50–75 мкм от основы (кривая 1), что в 2–4 раза выше по сравнению с объемной долей $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в базовом КП. Подобная ситуация наблюдается и для концентрации 1000 мг/л $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (см. рисунок 6 в, кривая 1).

Микротвердость и триботехнические характеристики керамических покрытий. На рисунке 7 представлено послойное распределение микротвердости в базовом и модифицированном смесью $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ покрытиях. В слоях базового покрытия (кривая 1), удаленных от основы на 10–50 мкм микротвердость H_c практически сохраняется постоянной и составляет ~13 ГПа. При дальнейшем удалении от основы происходит последовательное снижение H_c , которое при $\delta = 90$ мкм становится равным 7 ГПа. Обращаясь к данным рисунка 6, можно заключить, что падение микротвердости в слоях от 50 до 90 мкм связано, с одной стороны, с уменьшением в этом диапазоне глубины КП объемной доли $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, с другой, — с ростом Q_m муллита. Регистрируемый последовательный рост H_c на глубине от 90 мкм до 140 мкм, где по-прежнему продолжается уменьшение Q_α и увеличение Q_m , объясняется образованием в этих слоях стекловидной фазы, для которой микротвердость может достигать 20 ГПа.

Микротвердость покрытия, полученного в электролите с добавкой 750 мг/л $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в электролит (кривая 2), на глубине 10 мкм от основы составляет 8 ГПа, что в 1,6 раз меньше H_c базового КП. Последнее связано с большим содержанием мул-

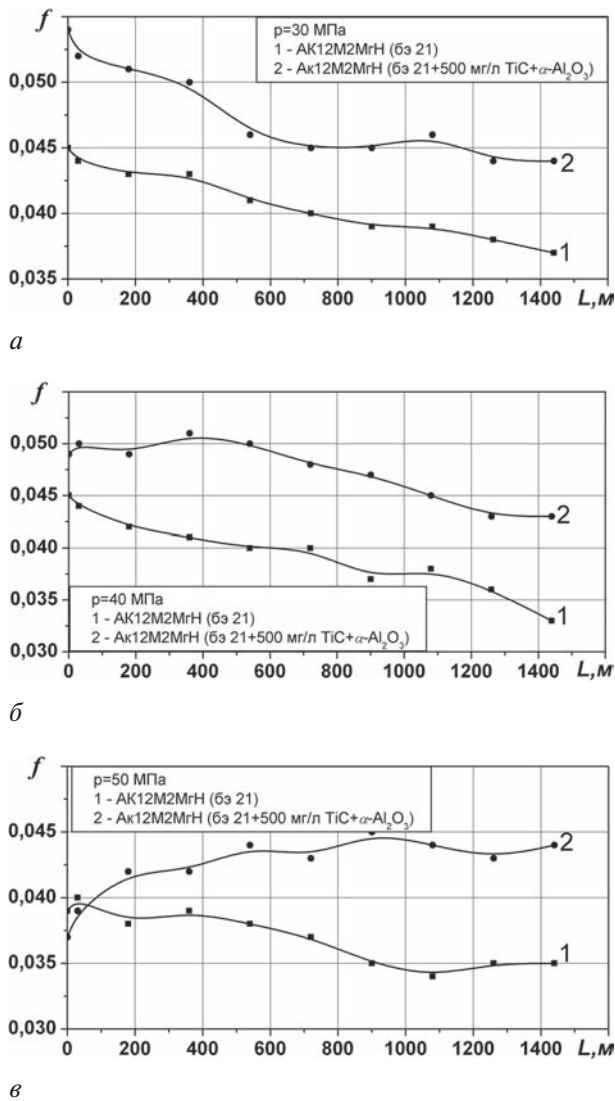


Рисунок 8 — Зависимость коэффициента трения керамических покрытий, полученных в базовом электролите (2), и модифицированном композицией TiC-α-Al₂O₃ с концентрацией 500 мг/л при различных давлениях

лита в этом слое модифицированного КП. При дальнейшем удалении от основы регистрируется последовательное возрастание микротвердости до достижения максимального уровня (18–19 ГПа) при δ = 60 мкм что коррелирует с характером распределения в покрытии α-Al₂O₃ (см. рисунок 6 б). По мере приближения к поверхностному слою происходит постепенное уменьшение величины H_ц, что обусловлено большим содержанием в этих слоях фазы Al₆Si₂O₁₃.

Характерной особенностью послыоного изменения микротвердости КП, полученного при концентрации карбидо-корунда 1000 мг/л является наличие достаточно протяженного плато для соответствующей зависимости (кривая 3). Пониженный по сравнению с C = 750 мг/л уровень H_ц следует связывать с более высокой пористостью покрытия (см. рисунок 4).

Обращаясь к результатам изменения коэффициента трения керамического покрытия, сформированного при концентрации карбидо-корунда 500 мг/л (рисунок 8), можно отметить, что включение в по-

крытие наночастиц TiC приводит к снижению коэффициента трения при всех исследованных нагрузках (30 МПа, 40 МПа, 50 МПа) в 1,2–1,3 раза по сравнению с базовым покрытием. При этом, согласно полученным данным, интенсивность изнашивания образцов базового покрытия составляет I_q = 6,94 · 10⁻⁵ мг/л, а модифицированного покрытия — 2,31 · 10⁻⁵ мг/л, что ниже в 3 раза.

Заключение. Впервые в процессе микродугового оксидирования осуществлено включение в состав покрытия наноразмерного карбида титана, синтезированного из смеси микропорошков диоксида титана, алюминия и углеродных нанотрубок методом газозафазного осаждения в восстановительной атмосфере аммиака и водорода. Это обеспечило формирование КП на сплаве Al12M2MgH толщиной не менее 220 мкм, более 1,6 раз превосходящую для базового электролита, формирование до 50 мас.% корунда в составе покрытия, сокращение продолжительности процесса МДО. Одновременно с этим достигнуто повышение трибомеханических свойств модифицированных карбидом титана покрытий Al₂O₃, в частности, увеличение микротвердости в 1,7 раз, износостойкости не менее трех раз при одновременном снижении коэффициента трения в зависимости от номинального давления в 1,2 раза.

Список обозначений

- КП — керамическое покрытие;
- МДО — микродуговое оксидирование;
- СЩЭ — силикатно-щелочной электролит;
- УНТ — углеродные нанотрубки.

Список литературы

1. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь [и др.]. — Минск: Беларус. навука. — 381 с.
2. Комаров, А.И. Создание износостойких упрочняющих покрытий микродуговым оксидированием, непосредственной и последующей модификацией углеродными наноматериалами / А.И. Комаров, В.И. Комарова // Перспективные технологии / под ред. В.В. Клубовича. — Витебск: ВГТУ, 2011. — Гл. 6. — С. 114–148.
3. Электролит для микродугового оксидирования алюминия и его сплавов: пат. 7607 Респ. Беларусь: МПК С25D 11/06 / П.А. Витязь, В.И. Жорник, А.И. Комаров, В.И. Комарова, А.П. Корженевский; заявитель и патентообладатель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. — а 20020116; заявл. 13.02.02 опубл. 30.12.2005 //Афшыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. — 2005. — № 6.
4. Витязь, П.А. Интенсифицирующее воздействие углеродных наночастиц на формирование микродуговых покрытий на сплавах алюминия / П.А. Витязь, А.И. Комаров, В.И. Комарова // Коррозия: материалы, защита. — 2011. — № 5. — С. 42–46.
5. Витязь, П.А. Роль наночастиц углерода в формировании структуры и свойств микродуговых керамических покрытий на сплавах алюминия / П.А. Витязь, А.И. Комаров, В.И. Комарова // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. — 2013. — № 5. — С. 96–101.
6. Структура аморфного углерода, полученного методом электрического пробоя углеводородных жидкостей / А.Д. Рудь [и др.] // Изв. вузов. Химия и химическая технология. — 2010. — Т. 53, № 10. — С. 38–43.
7. Роль фуллеренсодержащих саж в структурообразовании МДО-покрытий / П.А. Витязь [и др.] // Наноструктуры в конденсированных средах. — Минск: Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова. — 2014. — С. 3–12.

8. Самсонов, Г.В. Тугоплавкие соединения: справ. / Г.В. Самсонов, И.М. Винницкий. — М.: Металлургия. — 1976. — 560 с.
9. Матренин, С.В. Техническая керамика: учеб. пособие / С.В. Матренин, А.И. Слосман. — Томск: Изд-во ТПУ. — 2004. — 75 с.
10. Комаров, А.И. Особенности трибоформирования поверхностных слоев МДО-покрытия под воздействием карбида и нитрида титана / А.И. Комаров, В.И. Комарова // Перспективные материалы и технологии. — Витебск: ВГТУ. — 2015. — С. 61–64.
11. Формирование карбидных фаз на катодно-поляризованной поверхности титана / П.С. Гордиенко [и др.] // Коррозия: материалы, защита. — 2009. — № 7. — С. 1–5.
12. Дигонский, С.В. Газофазные процессы синтеза и спекания тугоплавких веществ / С.В. Дигонский. — М.: Геос. — 2013. — 462 с.
13. Сыркин, В.Г. CVD-метод. Химическое парофазное осаждение / В.Г. Сыркин. — М.: Наука. — 2000. — 496 с.
14. Федоров, В.А. Физико-механические характеристики упрочненного поверхностного слоя на сплавах алюминия, получаемого при микродуговом окислении / В.А. Федоров, Н.Д. Великосельская // Физика и химия обработки материалов. — 1990. — № 4. — С. 57–62.

KOMAROV Alexandr I., Cand. Techn. Sc.

Head of the Sector of the Laboratory of Metallurgy in Mechanical Engineering

E-mail: al_kom@tut.by

Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, The Republic of Belarus

Received 20 October 2015.

MODIFIED IN VOLUME WITH TITANIUM CARBIDE OXIDE-CERAMIC COATING ON THE EUTECTIC SILUMIN: PREPARATION, STRUCTURAL-PHASE STATE, PROPERTIES

The article presents the results of volumetric modification with synthesized nanoscale titanium carbide of the ceramic coatings obtained on eutectic silumin in the process of micro-arc oxidation. A significant effect of TiC, injected at various concentrations into the electrolyte to the structure and tribomechanical properties of the coatings has been found. This is primarily expressed in the increased (at least 3 times) content of corundum in the coating, which leads to an increase in wear resistance of 2-fold while the coefficient of friction decreased by 1,3 times.

Keywords: carbide corundum composition, oxide-ceramic coating, microarc oxidation

References

1. Vityaz P.A., Zhornik V.I., Ilyushchenko A.F., Senyut V.T., Komarov A.I., Korzhenevskiy A.P., Ivakhnik A.V. *Nanoalmazny detonatsionnogo sinteza: poluchenie i primeneniye* [Nanodiamonds of detonation synthesis: preparation and application]. Minsk, Belaruskaya navuka, 2013. 381 p.
2. Komarov A.I., Komarova V.I. Sozdanie iznosostoykikh uprochnyayuschikh pokrytiy mikrodugovym oksidirovaniem, neposredstvennoy i posleduyushey modifikatsiey uglerodnymi nanomaterialami [Creating wear-resistant hardening coatings by microarc oxidation, with direct and subsequent modification of carbon nanomaterials]. *Perspektivnye tekhnologii* [Advanced technologies]. Vitebsk, UO "VGTU", 2011, part 6, pp. 114–148.
3. Vityaz P.A., Zhornik V.I., Komarov A.I., Komarova V.I., Korzhenevskiy A.P. *Elektrolit dlya mikrodugovogo oksidirovaniya aluminiya i ego splavov* [The electrolyte for micro-arc oxidation of aluminum and its alloys]. Patent BY, no. a 20020116.
4. Vityaz P.A., Komarov A.I., Komarova V.I. Intensificiruyushee vozdeystvie uglerodnykh nanochastich na formirovaniye mikrodugovykh pokrytiy na splavakh aluminiya [Intensifying the impact of carbon nanoparticles to form microarc coatings on aluminum alloys]. *Korroziya: materialy, zaschita* [Corrosion: materials, protection], 2011, no. 5, pp. 42–46.
5. Vityaz P.A., Komarov A.I., Komarova V.I. Rol nanougleroda v formirovaniy struktury i svoystv mikrodugovykh keramicheskikh pokrytiy na splavakh aluminiya [The role of nanocarbon in determining the structure and properties of microarc ceramic coatings on aluminum alloys]. *Doklady nacionalnoy akademii nauk Belarusi* [Reports of the National Academy of Sciences of Belarus], 2013, no. 5, pp. 96–101.
6. Rud A.D., Ivashchuk L.I., Kuskova N.I., Zelinskaya G.M., Uvarov V.N., Melnichuk E.E. *Struktura amorfnoy ugleroda, poluchennogo metodom elektricheskogo proboya uglevodородnykh zhidkostey* [The structure of amorphous carbon produced by electrical breakdown of hydrocarbon liquids]. *Izvestiya vuzov. Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya* [Proceedings of the universities. Chemistry and chemical technology], 2010 vol. 53, no. 10, pp. 38–43.
7. Vityaz P.A., Komarov A.I., Komarova V.I., Zhukov B.G., Sedov A.I., Ponyaev S.A. Rol fullerensoderzhashchikh sash v strukturoobrazovanii MDO-pokrytiy [The role of the fullerene soot in the structure formation of MAO coatings]. *Nanostruktury v kondensirovannykh sredakh* [Coll. of scientific articles. Nanostructures in Condensed Matter]. Minsk, A.V. Lykov Institute of Heat and Mass Transfer, 2014, pp. 3–12.
8. Samsonov G.V., Vinnitskiy I.M. *Tugoplavkie soedineniya: Spravochnik* [Refractory compounds: Reference]. Moscow, Metallurgiya, 1976. 560 p.
9. Matrenin S.V., Slosman A.I. *Tekhnicheskaya keramika: Uchebnoye posobie* [Technical ceramics: Textbook]. Tomsk, Publishing house TPU, 2004. 75 p.
10. Komarov A.I., Komarova V.I. Osobennosti triboformirovaniya poverhnostnykh sloev MDO-pokrytiya pod vozdeystviem karbida i nitrída titana [Features of triboformation of the surface layers of the MAO coating under the influence of carbide and titanium nitride]. *Collection of Materials "Perspektivnye materialy i tekhnologii"* [Advanced materials and technologies]. Vitebsk, UO "VSTU", 2015, pp. 61–64.
11. Gordienko P.S., Dostovalov V.A., Zhevtun I.G., Kharchenko W.V., Barinov N.N., Kaydalova T.A., Dostovalov D.V. Formirovaniye karbidnykh faz na katodno-polyarizovannoy poverkhosti titana [Formation of carbide phases in the cathode-polarized titanium surface]. *Korroziya: materialy, zaschita* [Corrosion: materials, protection], 2009, no. 7, pp. 1–5.
12. Digonskiy S.V. *Gazofaznyye processy sinteza i spekaniya tugoplavkikh veshchestv* [The gas-phase processes of synthesis and sintering of refractory materials]. Moscow, Geos., 2013. 462 p.
13. Sirkin V.G. CVD-metod. *Khimicheskoe parofaznoye osazhdeniye*. [CVD-method. Chemical vapor deposition]. Moscow, Nauka, 2000. 496 p.
14. Fedorov V.A., Velikoselskaya N.D. Fiziko-mekhanicheskie kharakteristiki uprochnennogo poverkhnostnogo sloya na splavakh aluminiya, poluchaemogo pri mikrodugovom oksidirovaniy. [Physical and mechanical characteristics of the hardened surface layer on aluminum alloys produced at microarc oxidation]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov* [Physics and chemistry of materials processing], 1990, no. 4, pp. 57–62.