

Особенности электромассопереноса при электроискровом легировании в системе керамика—керамика

В. М. Панашенко, И. А. Подчерняева, А. Д. Панасюк,
Д. В. Юречко

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича
НАН Украины, Киев

Показана принципиальная возможность электроискрового модифицирования поверхности в системах керамика—керамика. Закономерности массопереноса сходны с таковыми для систем керамика—металлический сплав (катод). Наибольший коэффициент массопереноса достигается, когда трещиностойкость материала катода выше, чем легирующего электрода. Композиционная керамика системы $AlN-ZrB_2$ с электроискровым покрытием по износостойкости является конкурентоспособной по сравнению с твёрдым сплавом ВК6. Эти результаты позволяют рассматривать электроискровое упрочнение твердосплавного режущего инструмента керамикой как перспективное направление.

Ключевые слова: электроискровое легирование, керамика, массоперенос, трещино- и износостойкость.

Введение

В последнее десятилетие усиливается коммерческий и исследовательский интерес к методу электроискрового легирования (ЭИЛ), который обладает уникальным комплексом преимуществ, отвечающим современным требованиям: низкая энергоёмкость, экологическая безопасность, простота технологии (отсутствие специальной рабочей среды и предварительной подготовки поверхности), прочность сцепления с основой и низкая температура рабочей поверхности ($\leq 80^\circ\text{C}$). Традиционными электродными материалами для ЭИЛ являются металлы и их сплавы, используемые для восстановления деталей, а также композиты на основе тугоплавких соединений — преимущественно соединений титана [1] — для нанесения на металлические сплавы функциональных покрытий. Нетрадиционными высокотемпературными износо- и коррозионно-стойкими материалами являются композиты на основе диборида циркония систем ZrB_2-AlN и ZrB_2-SiC , относящиеся к новому поколению электродных материалов для ЭИЛ.

Перспективным направлением в ЭИЛ является нанесение керамики на композиционные керамические подложки. Первые работы в этой области были посвящены электроискровому нанесению композиционной керамики на твёрдый сплав $WC-Co$ [2, 3] для повышения рабочих характеристик твердосплавного режущего инструмента. Необходимость нанесения износо- и коррозионно-стойких покрытий на вольфрамсодержащие твёрдые сплавы и тенденция замены твердосплавных режущих пластин на

© В. М. Панашенко, И. А. Подчерняева, А. Д. Панасюк, Д. В. Юречко,
2010

безвольфрамовые обусловлена низкой коррозионной стойкостью WC—Co сплавов, ограничивающей рабочую температуру инструмента до 700—730 °С. В связи с этим представляет интерес сравнительное исследование закономерностей электропереноса высокотемпературных коррозионно-стойких композиционных керамик на основе тугоплавких соединений циркония и титана в системах керамика—керамика (катод) и керамика—металлический сплав (катод). В качестве металлического сплава подложки использовали наиболее распространённые сплавы: титановый ВТ-6, алюминиевый АЛ9 и сталь 45.

Методы и материалы

Электроискровое легирование проводили при комнатной температуре на воздухе с использованием высокочастотной установки Элитрон-21 с ручным вибратором в оптимальном режиме: частота импульсов тока — 1200 Гц, энергия в импульсе — 0,08 Дж, время ЭИЛ $t = 7$ мин/см² (в одном случае для сравнения $t = 2$ мин/см²).

Микротвёрдость измеряли при нагрузке 1,0 Н на приборе ПМТ-3. Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) и микроструктуру изучали на микроанализаторах Camebax SX-50 и Jeol Superprobe-733, снабжённых приставками для элементного анализа. Перед исследованием образцы подвергали ультразвуковой очистке в ацетоне.

Для установления триботехнических характеристик керамики использовали машину трения МТ-68 в режиме сухого трения по схеме “вал—вкладыш”, контртелом служила сталь 65Г, нагрузка $P = 3$ МПа. Коэффициент трещиностойкости K_{1c} определяли индентированием по методу Эванса [4], прочность образцов при изгибе $\sigma_{изг}$ — методом трёхточечного изгиба.

В качестве материалов анода (А) и катода (К) использованы разработанные в ИПМ НАНУ высокотемпературные коррозионно-стойкие композиты на основе систем AlN—ZrB₂ с добавкой ZrSi₂ (ЦБСАН), ZrB₂—SiC с добавкой В₄С (ЦБСИ-12), TiN—AlN (1 : 1) (ТАН), AlN—TiB₂ с добавкой TiSi₂ (ТБСАН) и AlN—TiB₂ (1 : 1) (ТБНА). Материалы, полученные горячим прессованием, имели пористость $\leq 3\%$ и размер зерна 1—3 мкм.

Результаты и их обсуждение

Основным технологическим параметром ЭИЛ является коэффициент массопереноса K_t , определяемый как отношение привеса катода Δk к эрозии анода Δa за время ЭИЛ t [5]:

$$K_t = \Delta k / \Delta a. \quad (1)$$

Величина Δk определяется количеством закрепившихся на поверхности катода продуктов электроэрозии материала анода ($\Delta k'$) за вычетом количества материала подложки ($\Delta k''$), которое в общем случае удаляется с поверхности катода в жидкопаровой и твёрдой фазах из микроразлава, образующейся под действием искрового разряда:

$$\Delta k = \Delta k' - \Delta k''. \quad (2)$$

Для тугоплавких металлов, эродирующих в основном в жидкопаровой фазе, величиной $\Delta k''$ пренебрегают. Для керамических подложек, эродирующих с большой долей твердофазной составляющей, это условие не так однозначно. Для легкоплавких металлов и сплавов (Al, Mg и др.) $\Delta k'' > \Delta k'$, поэтому формирование легированного слоя сопровождается

потерей массы катода и требуются специальные меры для подавления электроэрозии легкоплавких подложек [6, 7].

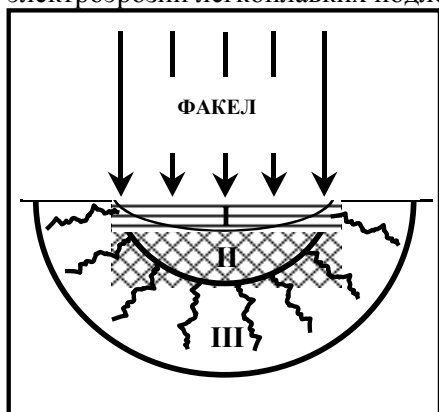


Рис. 1. Схема микроструктурного термомеханического разрушения керамики под воздействием факела: I — зона плавления-кристаллизации; II — зона фрагментации; III — зона растрескивания.

Согласно современным представлениям [8], электроэрозия анода в условиях искрового разряда вызвана термомеханическим действием струй паров материала катода (факелов), вылетающих по нормали к поверхности

электрода совместно с пакетом электронов со скоростью до нескольких километров в секунду. Образование факела обусловлено следующим. При сближении электродов вследствие шероховатости поверхности катода возникает ток автоэлектронной эмиссии высокой плотности ($\sim 10^8$ А/см²), приводящий к микровзрыву вещества в жидкой и паровой фазах. Пары вещества из-за ионизации в плазме и образования возбуждённых атомов имеют вид светящихся факелов. Единичный акт (с одного острия поверхности), длящийся 10^{-8} — 10^{-9} с, прекращается вследствие теплоотвода, выброса расплавленного металла и уменьшения плотности тока. Размер участка поверхности, отвечающий факелу с пакетом автоэлектронов, не превышает 0,1 мм, что соответствует размеру контактной площадки алмазной пирамидки индентора. Это позволяет рассматривать ударное воздействие факела как внедрение индентора при одновременном наложении температурного поля.

На рис. 1 представлена схема микроструктурного термомеханического разрушения поверхности под действием факела с учётом аналитической модели индентирования хрупких материалов Галанова—Григорьева [9]. Согласно этой модели, разрушение хрупких материалов определяется их прочностными свойствами и характеризуется образованием под индентором зоны (ядра) фрагментированного материала за счёт сдвиговых микроэффектов, возникающих при сжатии.

Таким образом, при термомеханическом воздействии факела на поверхность керамического материала (анода) источником твердофазной эрозии могут быть как зона кристаллизации расплава (за счёт образования термических трещин), так и зона фрагментации материала. Можно предположить, что та составляющая твердофазной эрозии, которая обусловлена тепловым воздействием факела, определяется вязкостью разрушения $K_{1с}$, а составляющая, обусловленная механическим (ударным) действием факела, — прочностными характеристиками. Поэтому в таблице электроэрозии исследованных композитов сопоставлена с их прочностными характеристиками — твёрдостью $H_{ц}$, прочностью при изгибе $\sigma_{изг}$, а также с коэффициентом трещиностойкости, который в первом приближении может рассматриваться как мера пластичности материала.

Величину Δa определяли при малом времени ЭИЛ ($t = 1 \text{ мин/см}^2$), чтобы избежать влияния на эрозию формирования вторичной структуры на аноде. Очевидно, эрозия коррелирует не с прочностными характеристиками, а с вязкостью разрушения, закономерно увеличиваясь с уменьшением трещиностойкости K_{Ic} . Это может свидетельствовать о том, что при термо-

Сопоставление параметров электропереноса с физико-механическими свойствами материала анода при ЭИЛ в системе керамика—керамика

Анод / катод	K_{Ic} , % ($t = 3 \text{ мин/см}^2$)	$\Delta a \cdot 10^{-4}$, см^3 ($t = 1 \text{ мин/см}^2$)	H_{Ic} , ГПа (при нагрузке 2 Н)	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	$\frac{K_{Ic}(K)}{K_{Ic}(A)}$
AlN—TiB ₂ / Ст. 45	58,0	2,1	18,5	450	4,95	—
ЦБСАН / ЦБСИ	45,5	2,8	25,5	600	4,8	<1 (0,88)
ЦБСИ / ЦБСАН	66,3	3,6	35,0	576	4,2	>1 (1,14)
TiN—AlN / ЦБСИ	—	6,7	20 ± 0,5	750	4,2	—

механическом воздействии факела основной вклад в эрозию керамики вносит зона кристаллизации расплава I (рис. 1), обеспечивающая как жидкопаровую составляющую за счёт расплавления поверхности, так и твердофазную — за счёт трещинообразования при последующей кристаллизации расплава. Полученные результаты указывают на то, что в условиях искрового воздействия на композиционную керамику фактором, определяющим её электроэрозионную стойкость, является не ударно-механическое, а тепловое влияние факела.

На рис. 2, а представлена кинетика электропереноса для реверсивной пары $(\text{ZrB}_2\text{—SiC})_A/(\text{AlN—ZrB}_2)_K$ и $(\text{AlN—ZrB}_2)_A/(\text{ZrB}_2\text{—SiC})_K$. Следует отметить, что при $t > 3 \text{ мин/см}^2$ скорость эрозии ЦБСАН-анода и привеса катодов (ЦБСАН, ЦБСИ) уменьшается за счёт образования вторичной структуры на рабочей поверхности анода и негативного влияния остаточных напряжений в легированном слое на катоде. Напротив, материал анода ЦБСИ_A эродирует с постоянной высокой скоростью, по-видимому, превышающей скорость формирования вторичной структуры. Различие кинетики массопереноса керамических электродов ЦБСАН и ЦБСИ обусловлено их разной трещиностойкостью: более низкая трещиностойкость керамики ЦБСИ ответственна за повышение твердофазной составляющей эрозии как ЦБСИ-анода, так и ЦБСИ-катода. Это объясняет увеличение эрозии ЦБСИ-анода и уменьшение привеса ЦБСИ-катода по

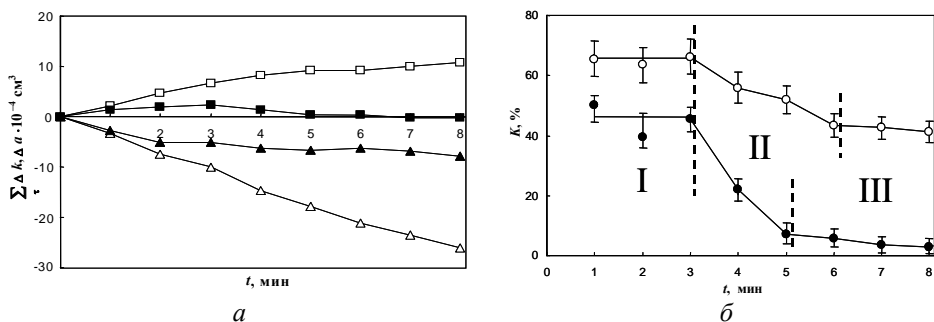


Рис. 2. Кинетика (а) и коэффициент (б) массопереноса для систем ЦБСАН—ЦБСИ (катод) (■, ▲, ●) и ЦБСИ—ЦБСАН (катод) (□, △, ○).

сравнению с электродами (анодом и катодом) ЦБСАН с учётом одинакового адгезионного взаимодействия на границе покрытие—основа в рассматриваемых системах на основе ZrB_2 .

Кинетика коэффициента массопереноса K_t (рис. 2, б) в системах керамика—керамика носит типичный для ЭИЛ трёхстадийный характер, отражающий процессы, которые протекают на рабочих поверхностях электродов. Это постоянство K_t на I этапе в отсутствие вторичной структуры на аноде и остаточных напряжений на катоде. Уменьшение K_t в условиях формирования вторичной структуры на аноде и накопления остаточных напряжений на катоде (II этап). И стабилизация величины K_t на III этапе, когда истинным объектом электроэрозии становится вторичная структура на аноде при установившемся уровне остаточных напряжений на катоде.

Сопоставление величины K_t ($t = 3 \text{ мин/см}^2$) с K_{1c} в системах с отличающимися значениями K_{1c} материалов анода и катода показывает (таблица, рис. 2, б), что условию $K_{1c}(к) > K_{1c}(а)$ отвечает повышенный коэффициент массопереноса K_t .

Изменение морфологии и состава рабочей поверхности электрода (А) в процессе ЭИЛ рассмотрено на примере системы $TiN_A / ЦБСИ_K$. Микроструктуры исходной (рис. 3, а) и рабочей (рис. 3, б) поверхностей электрода состава $TiN—AlN$ (1 : 1) существенно различаются. Исходная поверхность представляет собой чередование тёмной (TiN) и светлой (AlN) фаз. После ЭИЛ в течение 8 мин/см^2 поверхность анода оплавляется с образованием глубоких кратеров размером $0,6—3 \text{ мкм}$ в результате выброса материала в жидкопаровой фазе. Изменение морфологии поверхности анода сопровождается изменением её элементного состава (рис. 4). По данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), исходная поверхность в виде чередующихся нитридных фаз алюминия и титана (рис. 4, а) трансформируется на рабочей поверхности во вторичную структуру (рис. 4, б), характеризующуюся значительным окислением, измельчением зерна (примерно на порядок) и изменением состава (появляются элементы материала катода — Zr и Si). В области кратера, обогащённой кремнием, присутствуют O , Si и Al . Это позволяет предположить, что в неравновесных условиях высокотемпературного окисления и оплавления поверхности кратеры образуются в микрочастках, соответствующих оксидным фазам систем $Al—Si—O$ (муллиты) и $Ti—Al—O$ (β -тиалит). Таким образом, трансформация морфологии поверхности анода в процессе ЭИЛ показывает, что вторичная структура

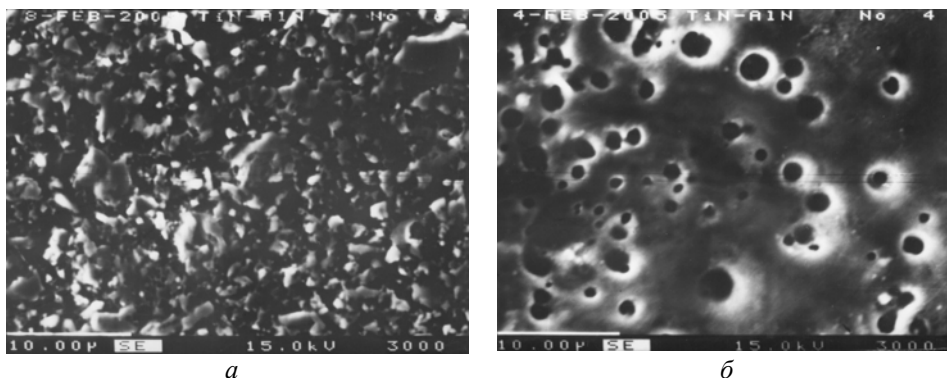
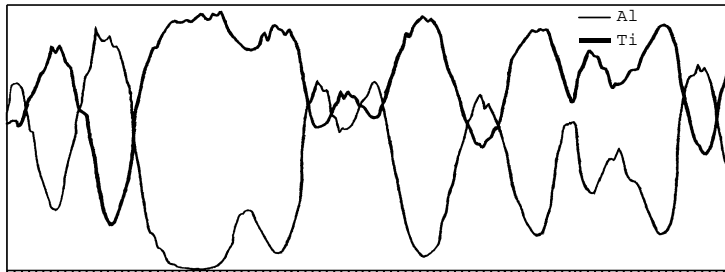


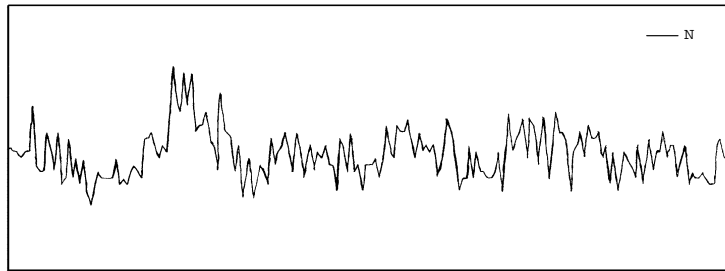
Рис. 3. Микроструктура исходной (а) и рабочей (б) поверхностей анода $TiN—AlN$ после 8 мин/см^2 ЭИЛ материала ЦБСИ (катод).

Beam = 102.nA, KeV = 15.
 Sp.=2, Element: Al, Scala = 4500
 Sp.=3, Element: Ti, Scala = 2000



1 Length = 35.24 microns, Step = 0.18 microns 200

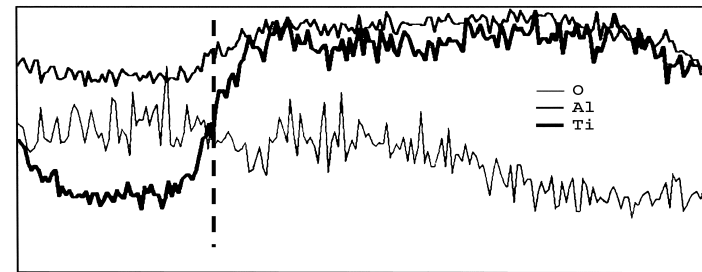
Beam = 102.92 nA, KeV = 15.
 Sp.=1, Element: N, Scala = 40.



1 Length = 35.24 microns, Step = 0.18 microns 200

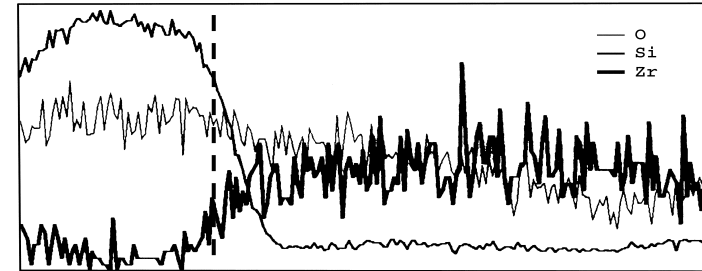
a

Beam = 100.39nA, KeV = 15.
 Sp.=1, Element: O , Scala = 150
 Sp.=2, Element: Al, Scala = 950
 Sp.=3, Element: Ti, Scala = 500



1 Length = 35.24 microns, Step = 0.18 microns 200

Beam = 99.33nA, KeV = 15.
 Sp.=1, Element: O , Scala = 150
 Sp.=2, Element: Si, Scala = 950
 Sp.=3, Element: Zr, Scala = 500



1 Length = 35.24 microns, Step = 0.18 microns 200

b

Рис. 4. Распределение элементов на поверхности анода TiN—AlN: *a* — исходная; *b* — рабочая (после 8 мин/см² ЭИЛ) (катод — ЦБСИ).

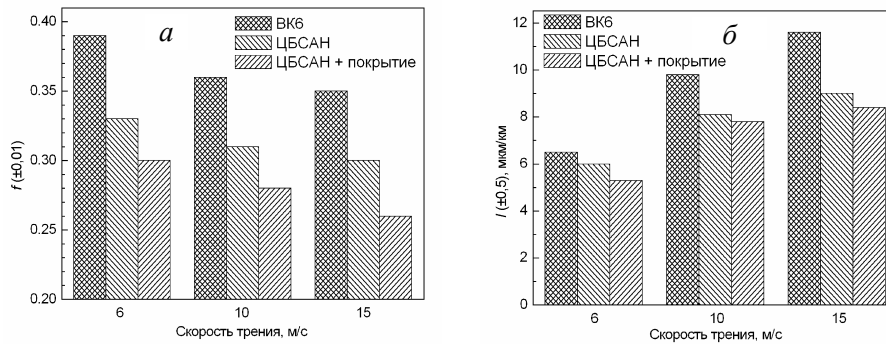


Рис. 5. Гистограммы трения (*a*) и износа (*б*) керамики ЦБСАН без и с ЭИЛ покрытием TiCN—AlN в сравнении с твёрдым сплавом ВК6 (сухое трение, контртело — Ст. 65Г, $P = 3$ МПа, схема — вал—вкладыш).

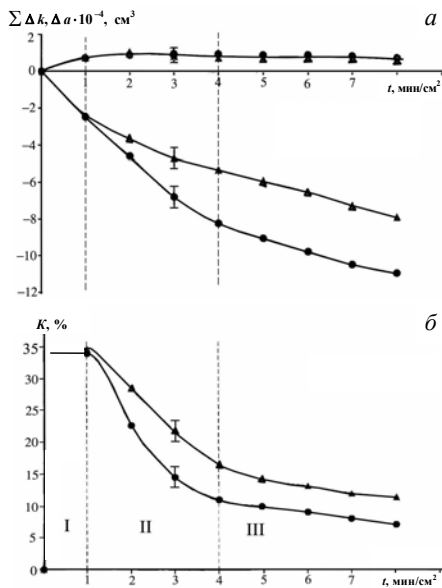


Рис. 6. Кинетика массопереноса при ЭИЛ Ст. 45 (●) и сплава ВТ6 (▲) материалом ЦБСАН: *a* — привес катода и эрозия анода; *б* — коэффициент массопереноса.

трения керамика ЦБСАН на основе системы AlN—ZrB₂ с ЭИЛ покрытием обеспечивает снижение величин f и I в целом на $27 \pm 0,5\%$ по сравнению со сплавом ВК6. Этот результат с учётом высокой стойкости разработанной керамики ЦБСАН к высокотемпературной коррозии (до 1450 °С [10]) показывает её конкурентоспособность по отношению к вольфрамовым твёрдым сплавам.

Кинетика массопереноса для систем керамика (A)—металлический сплав (K) носит тот же трёхстадийный характер, что и для систем керамика—керамика (рис. 2, 6). На рис. 6 показано влияние подложки (K)

на поверхности керамического электрода формируется благодаря преимущественно тепловому воздействию факела. Она представляет собой оплавленную поверхность с измельчённой зёрновой структурой изменённого состава за счёт кристаллизации расплава, окисления и обратного массопереноса материала с катода на анод. На этой поверхности возникают кратеры размером 0,6—3 мкм в результате выброса материала в жидкопаровой фазе.

На рис. 5 приведены гистограммы коэффициента трения f и интенсивности изнашивания I для композиционной керамики ЦБСАН без и с ЭИЛ покрытием системы TiCN—AlN в сопоставлении с твёрдым сплавом ВК6. Видно, что при повышенной скорости скольжения (15 м/с) в условиях сухого

на эрозию материала электрода (А) ЦБСАН. Оказалось, что эрозионная стойкость керамики после легирования выше у сплава ВТ6, чем у Ст. 45, но привес катода при этом одинаков. Отличие в величине эрозии может быть обусловлено различным составом вторичной структуры на аноде, что

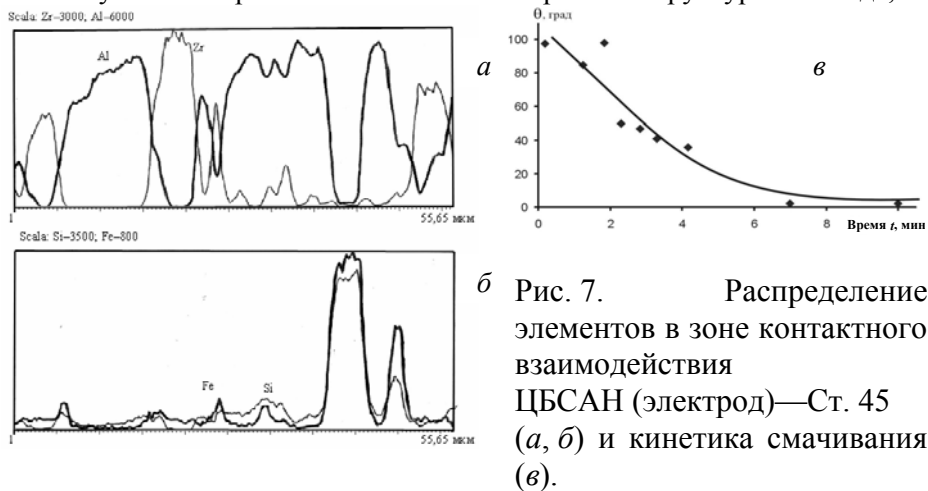


Рис. 7. Распределение элементов в зоне контактного взаимодействия ЦБСАН (электрод)—Ст. 45 (а, б) и кинетика смачивания (в).

зависит от материала катода, тогда как одинаковый привес катода (при разной величине эрозии анода) — прочностью адгезионного взаимодействия на границе покрытие—основа.

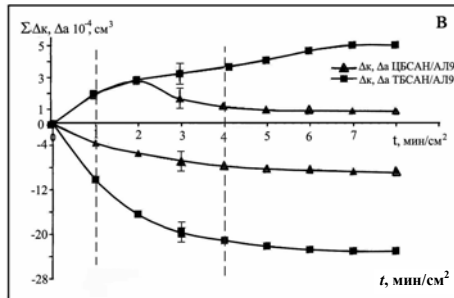
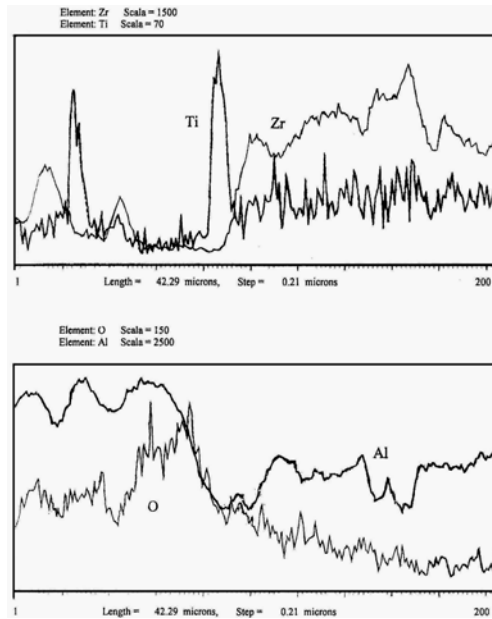
Результаты МРСА зоны контактного взаимодействия в системе ЦБСАН—Ст. 45 (рис. 7, б) свидетельствуют, по-видимому, об образовании силицидов железа (совпадение концентрационных максимумов Fe и Si), находящихся между зёрнами AlN и ZrB_2 . Поскольку процесс ЭИЛ протекает на воздухе, следует ожидать, что межзёрненное пространство на поверхности композита ЦБСАН будет заполняться хрупкими силикатами системы Fe—Si—O, которые ослабляют межзёрненную прочность, увеличивая твердофазную составляющую эрозии материала ЦБСАН. Это проявляется, с одной стороны, в увеличении Δa , а с другой — в ограничении привеса Δk за счёт, по-видимому, ослабления адгезионного взаимодействия на границе покрытие—подложка.

Распределение элементов на рабочей поверхности ЦБСАН-анода при ЭИЛ сплава ВТ1-0 (рис. 8) показывает возможность образования сложных оксидных фаз систем Ti—Zr—O и Ti—Al—O, отличающихся прочной адгезионной связью как с материалом ЦБСАН, так и составом ВТ1-0,

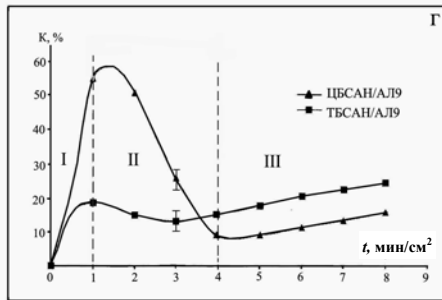
поскольку Ti и Zr являются изоэлектронными и изоструктурными элементами. Это обеспечивает в системе ЦБСАН—ВТ1-0 повышение эрозионной стойкости ЦБСАН-анода при том же уровне привеса катода, что и для системы ЦБСАН—Ст. 45.

На рис. 9 показано влияние материала электрода на параметры электропереноса при ЭИЛ сплава АЛ9. В качестве электродов для сравнения выбраны

Рис. 8. Спектры МРСА рабочей поверхности электрода ЦБСАН после ЭИЛ титанового сплава ВТ1-0 в течение 8 мин/см².



а



б

Рис. 9. Кинетика массопереноса при ЭИЛ сплава АЛ9 материалами ЦБСАН (▲) и ТБСАН (■): а — привес катода и эрозия анода; б — коэффициент массопереноса.

материалы-аналоги — ЦБСАН и ТБСАН — систем $\text{AlN—ZrB}_2\text{—ZrSi}_2$ и $\text{AlN—TiB}_2\text{—TiSi}_2$ соответственно, имеющие одинаковое массовое соотношение компонентов. Следует отметить, что при разной величине эрозии электродов привес катода на начальном этапе ЭИЛ ($t \leq 2$ мин/см²) одинаковый. Это может быть следствием различного адгезионного взаимодействия на межфазной границе, определяющего прочность сцепления покрытия с основой.

Зоны контактного взаимодействия сплава АЛ9 с электродами ЦБСАН (рис. 10, а, б) и ТБСАН (рис. 10, в, г) отличаются. В системе ЦБСАН—АЛ9 со стороны капли образуется дендритная структура в виде пластин кремния, ориентированных перпендикулярно границе контакта, за счёт диффузии кремния из основы в жидкую фазу алюминия. В системе ТБСАН—АЛ9 такая структура не

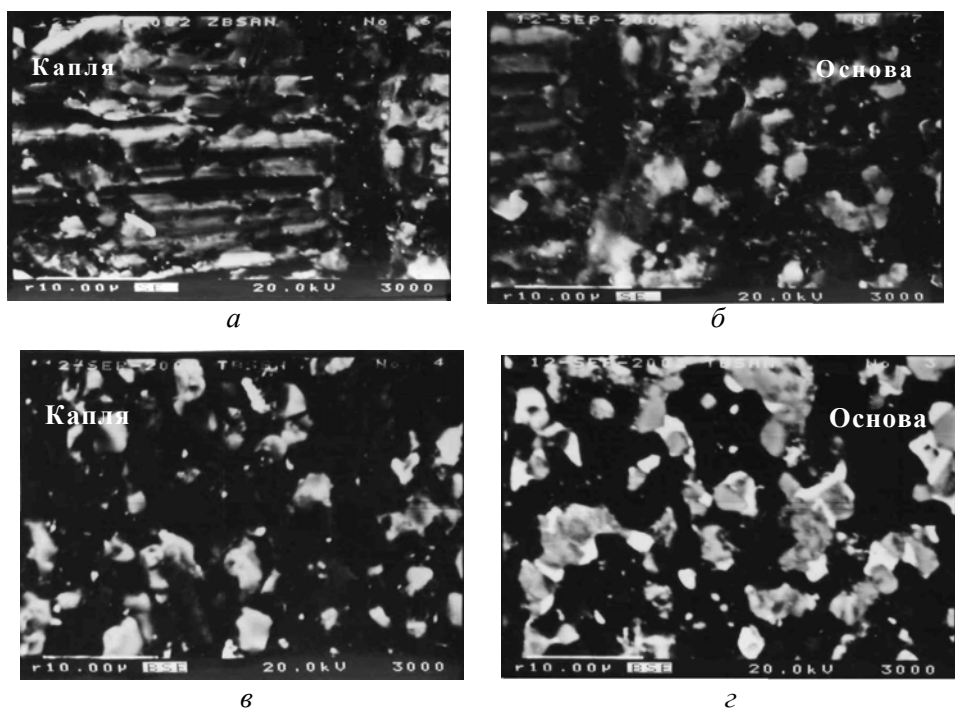


Рис. 10. Микроструктура зоны контактного взаимодействия сплава АЛ9 с электродами ЦБСАН (а, б) и ТБСАН (в, г).

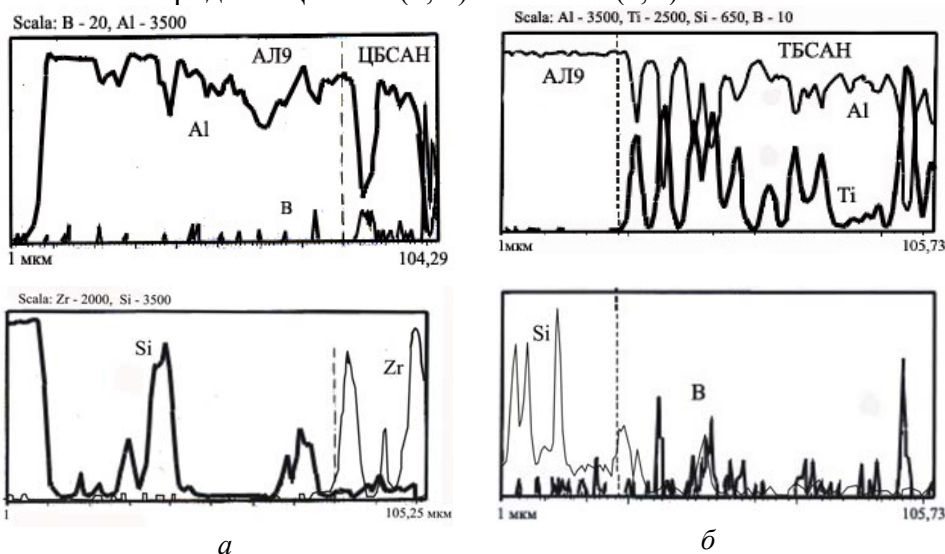


Рис. 11. МРСА в зоне контактного взаимодействия электрод ЦБСАН—АЛ9 (а) и электрод ТБСАН—АЛ9 (б).

образуется. Отличие в адгезионном взаимодействии керамик объясняется их разной смачиваемостью сплавом АЛ9: на поверхности керамики ЦБСАН капля полностью растекается, а на поверхности керамики ТБСАН — сохраняется.

Согласно результатам МРСА (рис. 11), в контактной зоне взаимодействия системы ЦБСАН—АЛ9 отношение Si/Al со стороны

капли составляет ~ 1 , что объясняет её высокую микротвёрдость (16,4 ГПа). В системе ТБСАН—АЛ9 отношение Si/Al ($\sim 0,2$) в контактной зоне и её микротвёрдость ($\sim 1,2$ ГПа) соответствуют таковым исходного сплава АЛ9. Отличие в адгезионном поведении рассматриваемых систем объясняет, почему при меньшей величине эрозии ЦБСАН-анода привес АЛ9-катода такой же, как и в системе ТБСАН—АЛ9 (рис. 9).

Выводы

Показана принципиальная возможность электроискрового модифицирования поверхности в системах керамика—керамика. Наибольший коэффициент массопереноса (66%) достигается, когда трещиностойкость материала керамического катода выше, чем легирующего электрода.

Корреляция эрозии керамических электродов (анодов) с вязкостью разрушения и морфология вторичной структуры указывают на преимущественно тепловое воздействие факела на рабочую поверхность.

При ЭИЛ в системах керамика—керамика основные закономерности массопереноса схожи с таковыми для систем керамика—металлический сплав (катод). В обоих случаях кинетика массопереноса имеет трёхстадийный характер, отражающий изменение физико-химических процессов на рабочих поверхностях электродов.

На величину привеса катода влияет адгезионное взаимодействие на границе покрытие—подложка, что нарушает прямую пропорциональную зависимость привеса катода от эрозии анода.

Композиционная керамика системы AlN—ZrB₂ с ЭИЛ покрытием по износостойкости является конкурентоспособной по сравнению с твёрдым сплавом ВК6, что позволяет рассматривать электроискровое упрочнение твердосплавного режущего инструмента как перспективное направление материаловедения.

1. Федірко В. М., Погрелюк І. М., Яськів О. І. Формування на титані функціональних покриттів на основі сполук втілення за термодифузійного насичення // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2006. — № 3. — С. 17—26.
2. Подчерняева И. А., Лавренко В. А., Березанская В. И. и др. Формирование и свойства электроискровых покрытий на твёрдом сплаве ВК6 // Порошковая металлургия. — 1994. — № 11/12. — С. 19—24.
3. Подчерняева И. А., Панасюк А. Д., Лавренко В. А., Юга А. И. Влияние электроискрового легирования твёрдого сплава на его стойкость к износу и коррозии // Там же. — 1999. — № 5/6. — С. 42—47.
4. Evans A. G., Charles E. A. Fracture toughness determination by indentation // J. Amer. Ceram. Soc. — 1976. — 59, No. 3. — P. 371—378.
5. Верхотуров А. Д., Подчерняева И. А., Егоров Ф. Ф. Электродные материалы для электроискрового легирования. — М.: Наука, 1988. — 220 с.
6. Подчерняева И. А., Панасюк А. Д., Затуловский С. С. и др. Структурообразование и массоперенос износостойких покрытий при электроискровом легировании Al—Si сплавов композиционной керамикой LaB₆—ZrB₂ // Сверхтвёрдые материалы. — 2003. — № 6. — С. 50—59.
7. Подчерняева И. А., Юречко Д. В., Панасюк А. Д., Тепленко М. А. Поверхностное модифицирование сплава АЛ9 при электроискровом легировании материалами системы AlN—Ti(Zr)B₂—Ti(Zr)Si₂ // Порошковая металлургия. — 2004. — № 3/4. — С. 43—50.

8. *Месяц Г. А.* Эктон — лавина электронов из металла // Успехи физ. наук. — 1995. — **165**, № 6. — С. 601—626.
9. *Галанов Б. А., Григорьев О. Н.* Аналитическая модель индентирования хрупких материалов // Электронная микроскопия и прочность материалов. — К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2006. — Вып. 13. — С. 4—42.
10. *Лавренко В. А., Панасюк А. Д., Подчерняева И. А.* Высокотемпературное окисление композиционных керамических материалов системы $AlN-ZrB_2-ZrSi_2$ // Порошковая металлургия. — 2008. — № 1/2. — С. 196—203.

Особливості електромасопереносу при електроіскровому легуванні в системі кераміка—кераміка

В. М. Панашенко, І. О. Подчерняєва, А. Д. Панасюк, Д. В. Юречко

Показано принципову можливість електроіскрового модифікування поверхні в системах кераміка—кераміка. Закономірності масопереносу схожі з такими для систем кераміка—металевий сплав (катод). Найбільший коефіцієнт масопереносу досягається, коли тріщиностійкість матеріалу катоду вище, ніж легуючого електроду. Композиційна кераміка системи $AlN-ZrB_2$ з електроіскровим покриттям за своєю зносостійкістю є конкурентоздатною порівняно з твердим сплавом ВК6. Отримані результати дозволяють розглядати електроіскрове легування твердосплавного ріжучого інструменту керамікою як перспективний напрямок.

Ключові слова: електроіскрове легування, кераміка, масоперенос, тріщино- та зносостійкість.

Mass transfer features at electric spark deposition of ceramics onto ceramics

V. M. Panashenko, I. A. Podchernyaeva, A. D. Panasyuk, D. V. Yurechko

The possibility of electric spark modification of ceramic surface by ceramic materials has been shown. The mass transfer is found to be similar to that for metal alloy (cathode) being modified by ceramics (anode). The maximum coefficient of the mass transfer is reached when cathode's fracture toughness is higher than anode's one. $AlN-ZrB_2$ system ceramics with electric spark coating has exhibited higher wear resistance than WC—6% Co cermet. The results obtained allow the electric spark hardening of hardmetal cutting tools with ceramics to be seen as promising trend.

Keywords: electric spark deposition, ceramics, mass transfer, fracture toughness, wear resistance.