

# Электроискровое упрочнение твёрдосплавного режущего инструмента алюминием и композиционной керамикой на основе $ZrB_2$

А. Д. Верхотуров, Л. А. Коневцов, И. А. Подчерняева, А.Д. Панасюк,  
В. М. Панашенко, П. С. Гордиенко, Е. С. Панин

---

Изучено формирование поверхностного слоя методом электроискрового легирования (ЭИЛ) вольфрамсодержащих твёрдых сплавов (ВТС) металлами (Al, Ti) и композиционной керамикой на основе  $ZrB_2$  и влияние на стойкость к высокотемпературному окислению. Показана возможность создания покрытий со слоистой структурой из слоёв разного фазового состава при легировании алюминием. Установлено, что композиционные покрытия повышают на 20 – 40 % работоспособность твёрдых сплавов при чистовой обработке точением валов из стали 45, в том числе по параметрам размерной стойкости.

---

## Введение

Данное исследование является развитием работ по электроискровому упрочнению инструментальных материалов: конструкционных сплавов [1,2], штампового инструмента [3] и ВТС [4]. В настоящее время более 80 % режущего инструмента (РИ) выпускается из ВТС с защитными покрытиями, наносимыми в основном различными методами термодиффузионного насыщения, газового осаждения (PVD, PCVD) и их комбинациями. К недостаткам методов относятся трудности создания композиционных керамических покрытий сложного состава и экологической безопасности. Для обеспечения несущей способности РИ и стойкости к ударным нагрузкам применяют покрытия с определённой слоистой градиентной или матричной структурой, путём чередования твёрдой и мягкой составляющих [5,6]. С этой точки зрения интересен метод ЭИЛ, отличающийся низкой энергоёмкостью, экологической чистотой, возможностью наносить любые токопроводящие материалы, в том числе при послойной обработке [2,7]. В литературе практически отсутствуют данные по формированию покрытий на ВТС, полученных методом ЭИЛ.

В качестве материала легирующего электрода традиционно используют тугоплавкие соединения титана. Это связано с тем, что соединения титана с бором, углеродом, азотом обладают более высокой температурой плавления, твёрдостью и коррозионной стойкостью по сравнению с карбидом вольфрама, то есть свойствами, ответственными за износостойкость РИ [7]. Вместе с тем, склонность титана к образованию в процессе окисления рыхлых полиоксидных слоёв  $Ti_yO_x$  может оказывать отрицательное влияние на сплошность и прочность вторичных плёнок, формирующихся при сухом трении в зоне трибоконтакта в процессе трибоокисления Ti-содержащих материалов. Представляет интерес исследование влияния на свойства РИ покрытий из тугоплавких соединений циркония, который в отличие от титана образует при окислении плотный слой окарины  $ZrO_2$ , кроме того, Ti и Zr изоэлектронные и изоструктурные элементы, что должно обеспечивать сходство физико-химических и физико-механических свойств их соединений с B, C, N. Перспективность использования композиционных материалов на основе  $ZrB_2$  для покрытий с повышенной износостойкостью показана в [2,8] при послойном ЭИЛ сталей.

Актуально, также, исследование процесса ЭИЛ ВТС карбидообразующими элементами (Ti/Zr, C) и алюминием. Алюминий может частично окисляться в межэлектродном промежутке с образованием оксида и оксинитридов алюминия, способствуя улучшению эксплуатационных характеристик поверхности РИ [9].

В работе исследованы возможности повышения стойкости ВТС путём ЭИЛ режущей кромки алюминием и композиционной керамикой на  $ZrB_2$  основе со связкой из Ni-Cr. При этом Ni и Cr образуют твёрдые растворы с кобальтом и смачивают диборид циркония, обеспечивая адгезию как с WC-Co основой, так и с тугоплавкой составляющей композита.

### Методика и материалы

В качестве основы использовали вольфрамовые твёрдые сплавы типа BK6, BK8, (WC – Co), T5K10, T15K6 (WC – TiC – Co) и ТТ8К7 (WC – TiC – TaC – Co). Для материала легирующих электродов использовали металлы (Al, Ti, Cu), коллоидный графит (С) и композиционную керамику "ЦЛАБ-2" на основе  $ZrB_2$  системы  $ZrB_2 - ZrSi_2 - LaB_6$  со связкой Ni – Cr – Al (30 мол. %).

Электроды в виде штабиков размером 3×4×35 мм из материала "ЦЛАБ-2" получали методом горячего прессования под давлением при температуре ~1900°C.

Испытания стойкости РИ выполнялись на пятигранных быстросменных пластинах промышленных образцов для токарных резцов с механическим креплением 25×20 (ГОСТ 21151-75). Износ РИ измерялся по задней грани  $h$  и передней режущей кромке  $l$  при вершине резца. Параметры износа сопоставлялись с параметрами работоспособности РИ, учитывающими качественные конечные характеристики поверхностей обработанного резанием материала. К ним относятся параметры точности размера (Р), относительного поворота (П), формы (Ф) полученные в результате обработки резанием [10]. Стойкость ВТС определялась при обработке прутков стали 45, диаметром 30 – 55 мм, длиной 400 мм, при чистовых режимах резания  $t = 0,2 - 0,3$  мм,  $n = 1000$  мин<sup>-1</sup>,  $s = 0,07$  мм/об на токарном станке 1К62.

ЭИЛ проводили на установках "ЭЛФА-541", "Корона-1101", "Элитрон-22А". Режимы обработки:  $n = 700 - 850$  об/мин,  $v = 20 - 40$  мм/мин,  $s = 0,5 - 0,9$  мм/ход,  $I = 0,8 - 3,6$  А, напряжение  $U = 65 - 90$  В, частота импульсов  $\gamma = 3 - 4$  кГц, продолжительность импульсов 8 – 12 мкс, интервал

между ними 32 – 48 мкс, ёмкость разрядного конденсатора — 0,68 мкФ.

Структуры анода, катода, продуктов эрозии исследовали методами металлографии, рентгеновской дифрактометрии в  $CuK_{\alpha}$ -излучении. Измеряли микротвёрдость и массу изменённого поверхностного слоя (ИПС), а также распределение элементов методом электронно-зондового комбинированного микроанализа во вторичных и отражённых электронах в различных режимах (LDF и MDF) с изменением фокусного расстояния для получения топографии поверхности образцов.

### Результаты и обсуждение

На рис.1 показано изменение параметров массопереноса от числа проходов электрода  $i$  при ЭИЛ ВТС металлами и композитом на основе  $ZrB_2$ . Необходимо учитывать зависимость параметров от смачиваемости и адгезионного взаимодействия

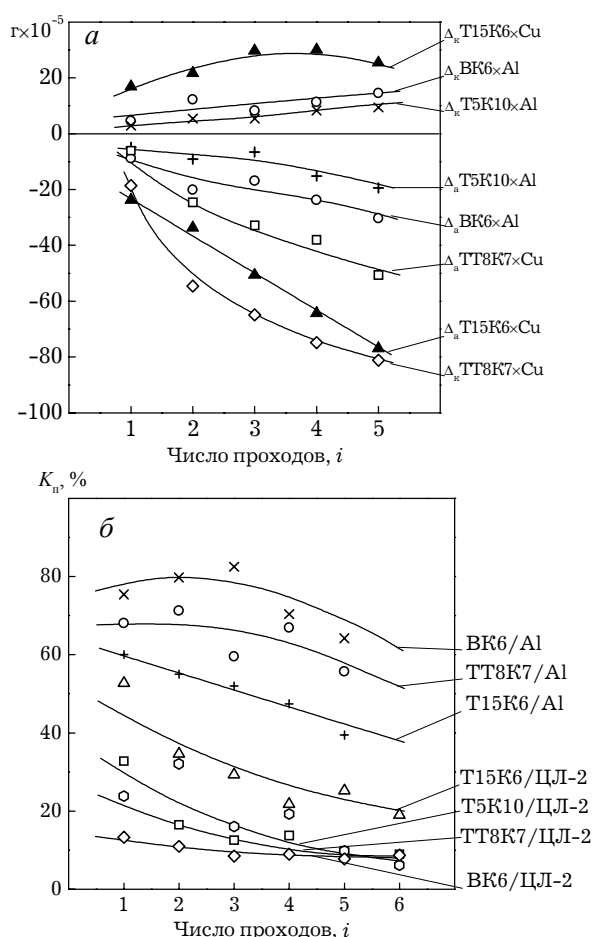


Рис.1 Изменение массы анода и катода от числа проходов  $i$  при ЭИЛ металлами и графитом (а); влияние числа проходов на изменение  $K_n$  (б).

между материалами анода и катода. При ЭИЛ металлами (Al, Cu) масса катода непрерывно увеличивается (рис.1а), что указывает на благоприятные условия формирования легированного слоя, обусловленные растворимостью Al и Cu в Co-связке ВТС. В то же время при ЭИЛ коллоидным графитом имеет место убыль массы катода во всём диапазоне  $i$  за счёт интенсивного окисления графита с образованием легколетучих оксидов CO и CO<sub>2</sub>, что делает проблематичным использование графита в процессах ЭИЛ. Для всех исследованных систем коэффициент массопереноса, то есть привес катода по отношению к убыли анода  $K_{\text{п}} = |\Delta_{\text{к}}|/|\Delta_{\text{а}}| \cdot 100\%$ , уменьшается с ростом числа проходов электрода  $i$  (рис.1б). При ЭИЛ алюминием наибольшее значение  $K_{\text{п}}$  достигается для подложки из сплава ВК8. Для двойных и тройных карбидных сплавов WC – TiC, WC – TiC – TaC величина  $K_{\text{п}}$  уменьшается с повышением в сплаве содержания TiC. Это может свидетельствовать о том, что контактные углы смачивания алюминием TiC выше, чем WC.

При ЭИЛ материалом ЦЛАБ-2, в отличие от Al,  $K_{\text{п}}$  возрастает с увеличением доли TiC и ВТС, достигая наибольшего значения (~35% при  $i=2$ ) для ВТС Т15К6. Адгезионное взаимодействие в системе ZrB<sub>2</sub> – TiC выше, чем в системе ZrB<sub>2</sub> – WC. В целом для всех ВТС коэффициент массопереноса при ЭИЛ алюминием больше, чем при ЭИЛ композитом ЦЛАБ – 2 – (Ni – Cr – Al), по-видимому, из-за более высокой смачиваемости алюминием карбидов титана и вольфрама.

Значительное влияние на формирование ИПС и, в том числе и на  $K_{\text{п}}$  оказывает состав продуктов эрозии и “вторичная” структура анода (рис.2). В продуктах эрозии при ЭИЛ ВТС образуются как шарообразные частицы из жидкой фазы размером 0,5 – 4 мкм, так и твёрдофазные частицы ~3 – 35 мкм. При ЭИЛ алюминием встречаются прозрачные частицы  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — лейкосапфиры и реже частицы сине-голубого цвета — сапфиры [11], образовавшиеся в результате частичного окисления Al в межэлектродном промежутке.

Наличие этих фаз (в том числе аморфных) подтверждается результатами металлографического и элементного анализов поверхностей катода, анода и продуктов эрозии. Количество твёрдофазных частиц в продуктах эрозии повышается с увеличением числа проходов  $i$  за счёт хрупкого разрушения “вторичной” структуры материала анода, а также легированного слоя на катоде.

Для системы ВК6/ЦЛАБ-2 в поверхностном слое катода при  $i \geq 5$  проходов образуются фазы серого и светло-серого цвета (рис.3), аналогичные форми-

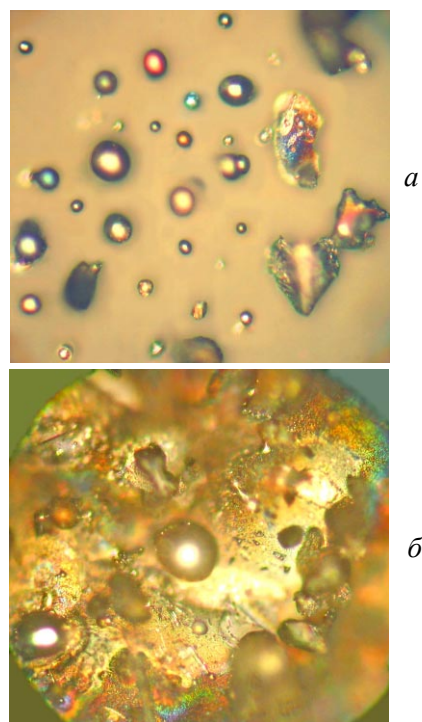


Рис.2 Продукты эрозии (а) и формирование “вторичной” структуры на аноде (б) при ЭИЛ в системе ВК6/ЦЛАБ-2,  $\times 800$ .

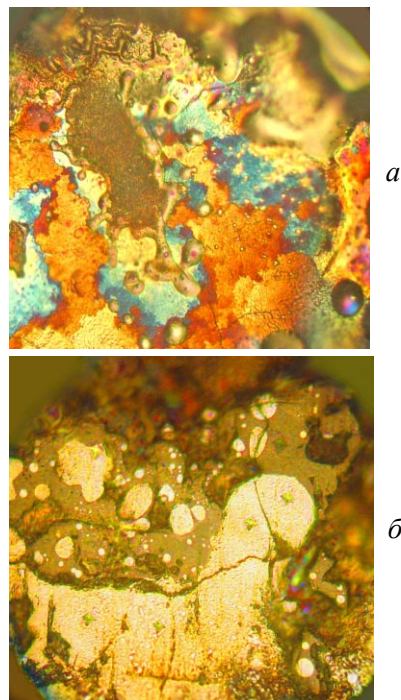


Рис.3. Микроструктура ЭИЛ-покрытия системы ВК6/ЦЛАБ-2: микрофотография покрытия катода (а), косой срез покрытия (б);  $\times 800$ .

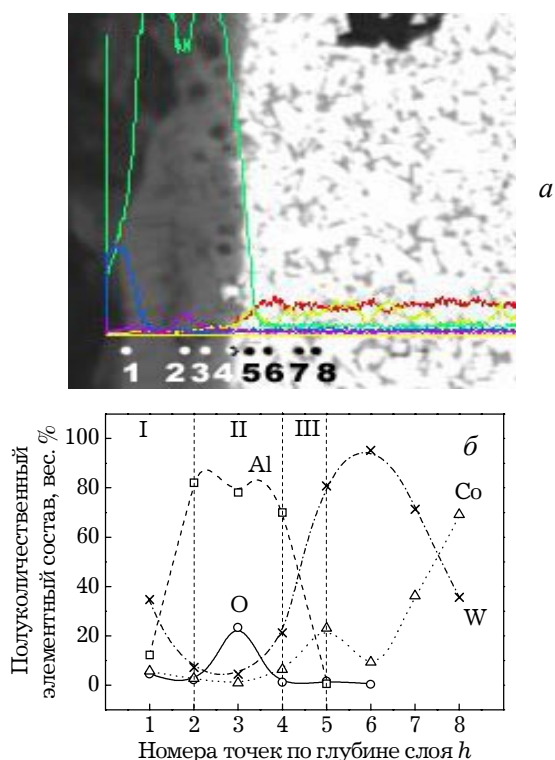


Рис.4. Микрофотография косого среза (45°) образца ВК8/Аl с указанием точек для полуколичественного анализа,  $\times 1000$  (а) и изменение полуколичественного (масс.%) состава косого среза слоя в направлении, перпендикулярном к основе (б).

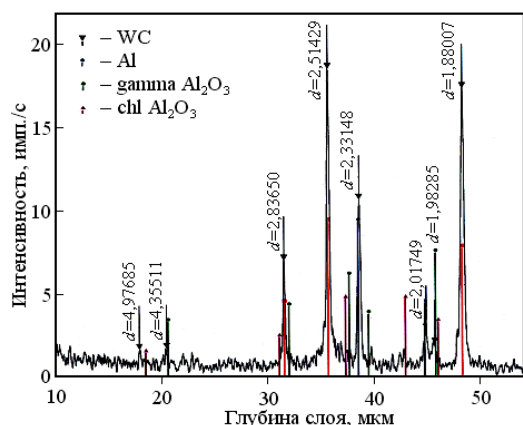


Рис.5. Дифрактограмма поверхностного слоя образца ВК8/Аl.

рующимся на аноде. Металлографический анализ показывает, что при больших токах  $I = 2,8 - 3,4$  А на катоде формируется сетка гладких канавок-концентраторов напряжений, при длительном ЭИЛ образуются микротрещины. С учётом  $K_p$ , толщины покрытия  $h$ , шероховатости  $Ra$  лучшие условия формирования при ЭИЛ алюминием наблюдаются для числа проходов  $i = 3 - 6$ .

В зависимости от режимов ЭИЛ протекающий микрометаллургический процесс может создавать условия формирования поверхностного слоя с различным распределением фаз по толщине и соответственным изменением элементного состава по глубине покрытия, а, следовательно, и его свойств.

На рис.4 показана микроструктура поперечного среза образца системы ВК8/Аl (а) и изменение полуколичественного элементного состава (масс. %) в точках 1 – 8 в направлении, перпендикулярном к основе (б).

Дифрактограмма поверхности покрытия системы ВК8/Аl (рис.5) указывает на присутствие карбида вольфрама WC, Al,  $\beta$ -W,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и малых количеств  $\gamma$ - и  $\eta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Эти данные свидетельствуют о частичном окислении алюминия в процессе ЭИЛ и диссоциации WC с образованием  $\beta$ -W. Сопоставляя фазовый состав покрытия с элементным распределением по его толщине, можно установить распределение фаз по глубине слоя. Микрорентгеноспектральный анализ (рис.4) позволяет выделить в легированном слое три зоны разного фазового состава. Переходная зона (III), примыкающая к основе, состоит из смеси трёх фаз: WC, Co и Al, обеспечивает адгезионную связь покрытия с подложкой. Самая широкая промежуточная зона (II) является двухфазной. Судя по соотношению в ней Al и O, а также по совпадению концентрационных максимумов Al и O, эта зона содержит смесь Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al эквимольного состава (1:1). Узкая наружная зона (I) включает в основном Al и W, вероятно, в виде смеси фаз алюминида вольфрама (WAl<sub>2</sub>), W и Al.

Эта зона контактирует непосредственно с обрабатываемой поверхностью и ответственна за формирование вторичной полиоксидной плёнки в зоне трибоконтакта, препятствующей схватыванию рабочих поверхностей и играющей роль твёрдой смазки в условиях сухого трения. Al, который присутствует во всех трёх зонах, образует малые контактные углы смачивания с основными фазами покрытия ( $\ll 90^\circ$ ) [12], увеличивая его адгезионную прочность.

На рис.6 представлены зависимости микро-механических характеристик ЭИЛ-покрытий от толщины слоя  $h$  (а) и числа проходов электрода  $i$  (б). Как видно, микротвёрдость  $H_V$  увеличивается с ростом  $h$ , достигая максимального значения 17 ГПа (на 3 – 4 ГПа выше  $H_V$  основы ВК6) вблизи границы с подложкой, что может свидетельствовать о повышении концентрации ZrB<sub>2</sub> в этой области.

Для системы ТТ8К7/Аl увеличению  $H_V$  с ростом  $h$  ( $\geq 5$  мкм) предшествует резкое снижение микротвёрдости до глубины  $\geq 5$  мкм в наружном слое. Это

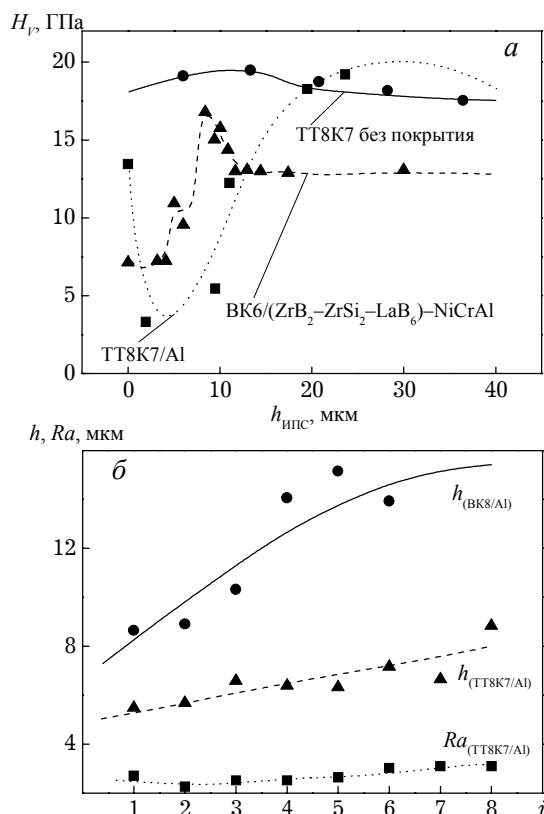


Рис.6. Изменение микромеханических характеристик ЭИЛ-покрытий: *a* – микротвёрдости  $H_V$  по толщине  $h$ ; *b* – толщины  $h$  и шероховатости  $Ra$  от числа проходов  $i$  для системы ВТС/Al.

можно объяснить резким возрастанием количества, с одной стороны Al в направлении к основе в наружном слое, с другой — увеличением содержания компонентов сплава с ростом  $h$  во внутреннем слое покрытия (рис.4).

С ростом числа проходов  $i$  шероховатость  $Ra$  и толщина слоя  $h$  увеличиваются (рис.6б). Причём при ЭИЛ алюминием  $h$  покрытия выше на сплаве BK8, чем TT8K7. Это согласуется с максимальной величиной массопереноса для системы BK8/Al (рис.1б) и отражает большую прочность адгезионной связи в системе WC – Al по сравнению с TiC – Al.

С учётом распределения фаз в легированном слое (рис.4), а также справочных данных для них по модулю упругости  $E$ , коэффициенту термического линейного расширения  $\alpha$  и теплопроводности  $\lambda$ , можно схематично представить изменение этих параметров по толщине покрытия (рис.7а). Промежуточная зона II характеризуется экстремальными значениями параметров: минимальным  $E$  и максимальными  $\alpha$ ,  $\lambda$ . На границе “покрытие-основа”

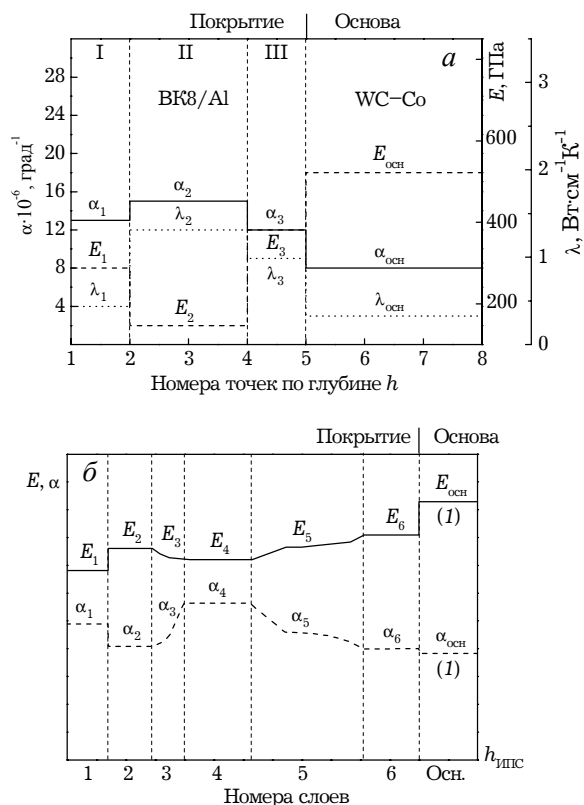


Рис.7. Распределение свойств ( $E$ ,  $\alpha$ ,  $\lambda$ ) по глубине покрытия: *a* – экспериментальная схема для системы BK8/Al; *b* – расчётная схема несущей способности РИ с оптимальным распределением свойств в покрытии.

различие в величине  $\alpha$  может компенсироваться достаточно близкими значениями  $E$  покрытия и основы, обеспечивая прочность композита в целом. Теплопроводность нарастает по толщине в направлении к основе, что создаёт благоприятные условия теплоотвода от режущей кромки.

Трёхзонная схема рис.7а, полученная экспериментально, в целом согласуется с расчетной многоступенчатой схемой (рис.7б) несущей способности покрытия с оптимальным распределением  $E$  и  $\alpha$ , обеспечивающим постепенное изменение этих свойств по глубине с их приближением к соответствующим величинам основы [7,8,12].

На работоспособность РИ большое влияние оказывает стойкость к высокотемпературному окислению режущей кромки. В диапазоне рабочих температур резания 650 – 1000°C в воздушной среде образцы ВТС без покрытия интенсивно окисляются с образованием летучих оксидов  $WO_3$  и  $CoWO_4$  (рис.8), которые легко уносятся из зоны трения вместе со стружкой.

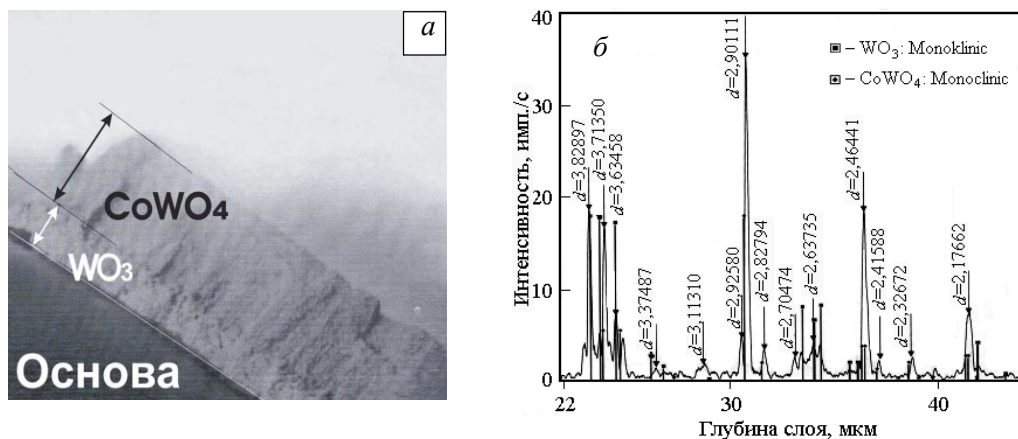


Рис.8. Внешний вид образца ВК8 без покрытия после окисления на воздухе при нагреве со скоростью 20°С в мин до 1000°С и охлаждении в течении 1 часа,  $\times 28$  (а); дифрактограмма окисленной поверхности (б).

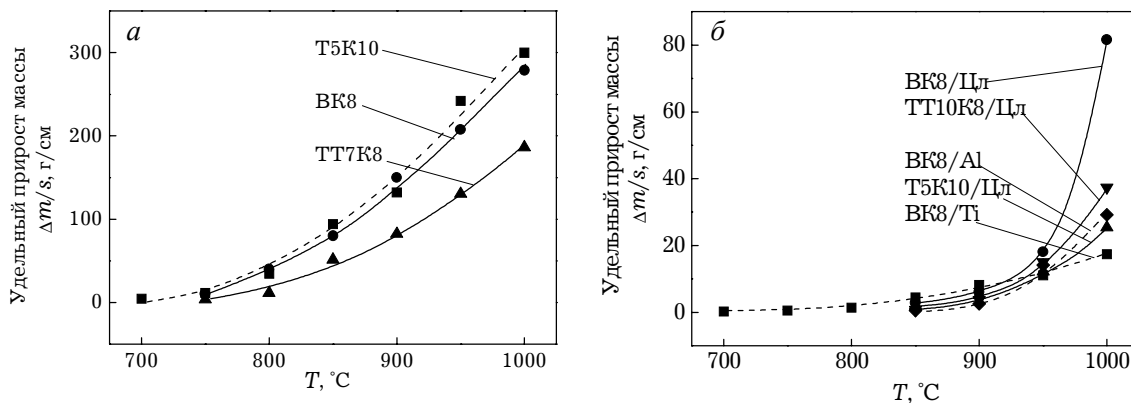


Рис.9. Удельный прирост массы ВТС в диапазоне рабочих температур при нагреве 20°С/мин до 1000°С и охлаждении в течение 1 часа: а – без покрытия; б – с ЭИЛ-покрытием.

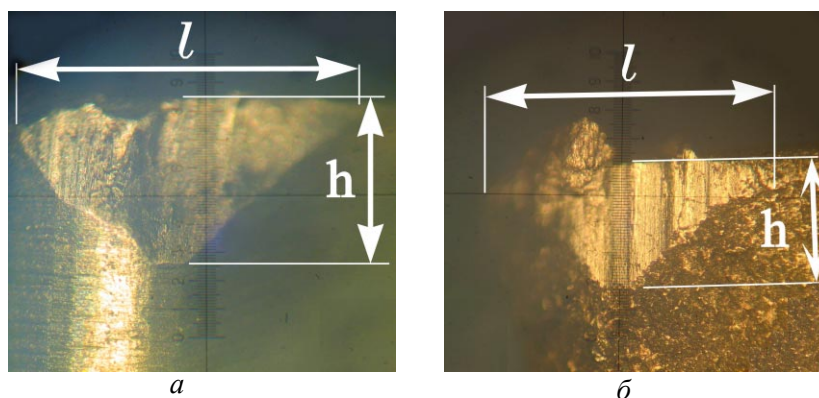


Рис.10. Износ при вершине резца ВК6 по задней грани  $h$ , передней режущей кромке  $l$  при пути резания  $L=42$  км ( $i=52$ ): РИ без покрытия (а); РИ с покрытием ВК6/ЦЛАБ-2 (б). Увеличение: а –  $\times 200$ , б –  $\times 200$

Низкая коррозионная стойкость ВТС проявляется в большей величине прироста массы исходных образцов (без покрытия) в процессе окисления (рис.9а). Нанесение ЭИЛ-покрытий в 4 – 10 раз уменьшает прирост массы образца ВТС при повышенных температурах (рис.9б).

При этом максимальная коррозионная стойкость соответствует системам ВК8/Al(Ti) и ТТ(ТК)/ЦЛАБ-2 с высокими значениями коэффициента массопереноса (рис.1б), то есть с высокой сплошностью покрытий.

Эффект коррозионной защиты ЭИЛ-покрытий связан с образованием при окислении коррозионностойких высокотемпературных фаз (как в стационарных условиях в окалине, так и в процессах трибоокисления в зоне трибоконтакта). В процессе трибоокисления наружный слой покрытия, взаимодействующий с обрабатываемой деталью, ответствен за формирование полиоксидной плёнки в зоне трения, играющей роль твёрдой смазки при сухом трении. Наиболее вероятными фазами вторичной плёнки могут быть алюминаты вольфрама системы  $W-Al-O$  и  $Al_2O_3$  в случае покрытия ВК8/Al и  $ZrO_2$ ,  $SiO_2$ ,  $La_2O_3$  — в случае покрытия из материала ЦЛАБ-2. Такие плёнки, адгезионно прочно связанные с материалом покрытия, трудно удаляются из зоны трибоконтакта и ответственны за повышение уровня триботехнических характеристик при повышенных режимах резания.

Были выполнены испытания по параметрам, характеризующим стойкость РИ системы ВК6/ЦЛАБ-2 по износу задней грани  $h$  и передней режущей кромки  $l$  (рис. 10).

Испытаниями размерной стойкости ВТС без покрытия и с ЭИЛ-покрытием Ti, Zr, Al, ЦЛАБ-2 выявлено, что указанные покрытия меняют характер стойкости РИ при чистовой обработке валов по параметрам конечного качества РИ при резании (Р, П, Ф). Так, при ЭИЛ Al/T15K6 в 4 прохода погрешность Р, П, Ф в зависимости от пути резания  $L$  после чистовой обработки валов ( $n = 1000 \text{ мин}^{-1}$ ;  $s = 0,07 \text{ мм/об}$ ;  $t = 0,25 \text{ мм}$ ;  $l = 250 - 450 \text{ мм}$ ; сталь 45) меньше, чем без покрытия по погрешности формы в  $\sim 1,5$  раза, не превышая 20 – 25 мкм при пути резания  $L = 1,91 - 2,09 \text{ км}$ , по конусности (относительный поворот образующей вала к оси) в 1,6 – 1,7 раз, не превышая 35/300 мкм/мм при  $L = 1,87 - 2,28 \text{ км}$ . Погрешность диаметра, аналогично, уменьшается в  $\sim 1,3$  раза и составляет 30 мкм при  $L = 2,09 \text{ км}$ . Для ВК6/ЦЛАБ-2 при  $L = 57 \text{ км}$  погрешность по параметрам Р, П, Ф на 20 – 40 % меньше, чем без покрытия.

На рис. 11а показано изменение величины износа РИ по задней грани  $h_{3Г}$  и режущей кромке  $l_{РК}$  при

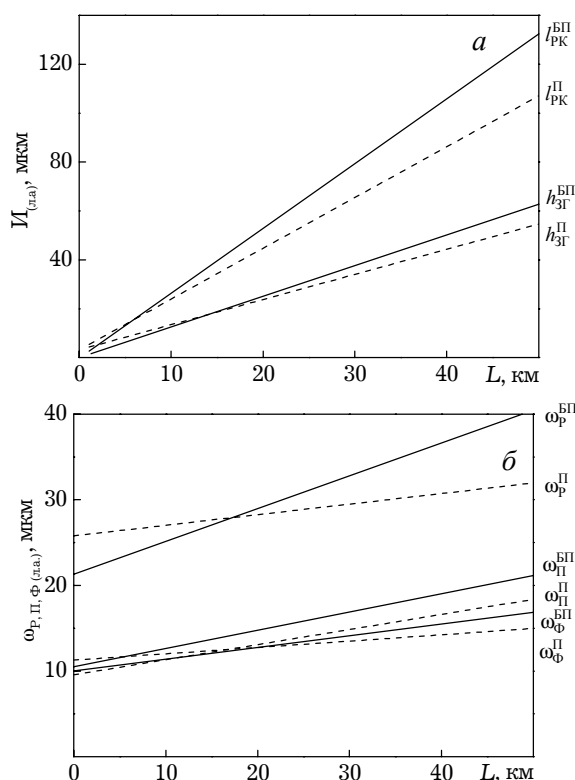


Рис.11. Уменьшение толщины покрытия при вершине реза задней грани  $h_{3Г}$ , режущей кромки  $l_{РК}$  (а) и размерной стойкости по параметрам погрешности Р, П, Ф (б) в зависимости от пути резания  $L$  без покрытия (БП) ВК6 и с покрытием (П) ВК6/ЦЛАБ-2.

вершине реза в зависимости от пути резания. С использованием регрессионного анализа построены линии тренда, характеризующие изменение величины износа при вершине реза по задней грани и передней кромке. Линии тренда отражают большую устойчивость к износу в процессе резания ВТС с покрытием (П), чем без покрытия (БП). Уравнения линий тренда:

$$l_{РК}^{БП} = 2,9L + 0,77; \quad h_{3Г}^{БП} = 1,3L + 0,37;$$

$$l_{РК}^{П} = 2,3L + 3,4; \quad h_{3Г}^{П} = 1,06L + 4,1.$$

Тангенс угла наклона прямых линий для РИ без покрытия больше, чем с покрытием в  $\approx 2,2$  раза. То есть износ при вершине реза по  $h_{3Г}$  и  $l_{РК}$  имеет скорость роста выше для РИ без покрытия, чем с покрытием. Режущий инструмент с покрытием имеет тенденцию к более высокой стойкости при равных условиях резания, большей устойчивости к сохранению равновесного состояния процесса резания без переналадок.

Линии тренда, отображающие тенденции изменения точностных параметров размера, относи-

тельного поворота, формы при обработке РИ без покрытия и с покрытием ЦЛАБ-2, рис.11б, описываются следующими уравнениями аппроксимации для РИ без покрытия и с покрытием:

$$\begin{aligned}\omega_{\text{Р}}^{\text{БП}} &= 0,26L + 23,1; & \omega_{\text{Р}}^{\text{П}} &= 0,11L + 27,2; \\ \omega_{\text{П}}^{\text{БП}} &= 0,16L + 11,3; & \omega_{\text{П}}^{\text{П}} &= 0,12L + 12,4; \\ \omega_{\text{Ф}}^{\text{БП}} &= 0,11L + 10,1; & \omega_{\text{Ф}}^{\text{П}} &= 0,08L + 8,92.\end{aligned}$$

Общая тенденция изменения точностных параметров, характеризующих качество обработанных деталей, также отражает большую устойчивость к процессу резания для РИ с покрытием, чем без покрытия. Тангенс угла наклона имеет большие значения в 2,4; 1,3; 1,4 раза, соответственно, у прямых линий по параметрам Р, П, Ф для РИ без покрытия, чем с покрытием ЦЛАБ-2. При этом для материала ЦЛАБ-2 следует ожидать наибольшей износостойкости покрытия на РИ из ВТС с наибольшим содержанием TiC (Т15К6), обеспечивающим наибольший коэффициент массопереноса (рис.1б), создавая максимальную сплошность покрытия и, соответственно, наибольшую стойкость к окислению. Положительное влияние ЭИЛ алюминием на триботехнические характеристики ВТС свидетельствует о том, что ЭИЛ является структуро- и фазообразующей технологией за счёт высокотемпературного окисления продуктов электроэрозии в межэлектродном промежутке, их взаимодействия и конвективного перемешивания в ванне расплава.

Таким образом, имеется корреляция полученных результатов по параметрам работоспособности ВТС по износу  $h_{3Г}$ ,  $l_{\text{РК}}$  с результатами по погрешности Р,П,Ф, которые в большей степени характеризуют конечные параметры качества процесса резания и, следовательно, могут быть использованы для оценки размерной стойкости РИ в условиях, когда износ РИ является доминирующим фактором образования погрешности обработки. Наблюдается корреляция данных, как по скорости процессов (износа и формирования погрешности обработки резанием), так и по их величине.

## **Выводы**

1. Изучена кинетика массопереноса при ЭИЛ ВТС металлами (Ti, Al), графитом и композитом на основе  $ZrB_2$ . Установлена зависимость коэффициента массопереноса от состава ВТС, определяемая адгезионным взаимодействием легирующих компонентов с тугоплавкими компонентами твёрдого сплава.

2. ЭИЛ ВТС металлами (Al, Ti) и композитом на основе  $ZrB_2$  в 4 и более раз увеличивает стойкость твёрдого сплава к окислению при температурах  $\sim 1000^\circ\text{C}$ , что объясняется образованием в защитной окалине высокотемпературных коррозионностойких оксидов, которые являются наиболее вероятными фазами вторичной плёнки в зоне трибоконтакта, играющими роль твёрдой смазки в условиях сухого трения.

3. ЭИЛ ВТС позволяет повысить на 20-40 % стойкость РИ для чистовой обработки точением валов из стали 45 по износу задней грани и режущей кромки при вершине резца, а также по параметрам размерной стойкости РИ (Р,П,Ф).

4. На примере системы ВК8/Al показана возможность формирования слоистой структуры в процессе ЭИЛ за счёт конвекции и градиента температур в ванне расплава, высокотемпературного окисления, взаимодействия и селективности смачивания легирующих компонентов материалом подложки. Установлено формирование трёхслойной структуры покрытия разного фазового состава, определяющей схему несущей способности РИ и изменение микротвёрдости.

## **Литература**

1. Подчерняева И.А., Панасюк А.Д. и др. Электроискровое легирование конструкционных сплавов композиционным материалом на основе TiCN-AlN. Порошковая металлургия, 2000, № 5/6, с. 21 – 29.
2. Подчерняева И.А., Тепленко М.А., Костенко А.Д. и др. Влияние послойного ЭИЛ на свойства композиционного электролитического покрытия системы Ni-W. Порошковая металлургия, 2004, № 1/2, с. 42 – 46.
3. Верхотуров А.Д., Мулин Ю.И., Вишневикий А.Н. Восстановление и упрочнение матриц для прессования алюминиевых профилей методом электроискрового легирования. Физика и химия обработки материалов, 2002, № 4, с. 82 – 89.
4. Подчерняева И.А., Панасюк А.Д., Лавренко В.А. и др. Влияние ЭИЛ вольфрамового твёрдого сплава на его стойкость к износу и коррозии. Порошковая металлургия, 1999, № 5/6, с. 42 – 47.
5. Allan Matthews and Adrian Zeyland. Developments in Vapour Deposited Ceramic Coatings for Tribological Applications. Key Engineering Materials, 2001, v. 206 – 213, p. 459 – 466.
6. Верхотуров А.Д., Емельянов Е.Н. Влияние поверхностного градиента упругих свойств на прочность материала с покрытием: TiN-покрытия на твёрдых сплавах с переходной зоной. Исследования Института материаловедения в области создания материалов и покрытий. Владивосток: Дальнаука, 2001, с. 68 – 74.
7. Фадеев В.С., Верхотуров А.Д., Паладин Н.М., Чигрин Ю.Л. Разработка и создание слоистых материалов



- инструментального назначения с заданным градиентом свойств. Перспективные материалы, 2004, №5, с. 45 – 52.
8. Подчерняева И.А., Григорьев О.Г., Субботин В.И. и др. Износостойкие слоистые электронские покрытия на основе  $ZrV_2$ . Порошковая металлургия, 2004, №7/8, с. 77 – 81.
9. Францевич И.Н., Гнесин Г.Г., Курдюмов А.В. и др. Сверхтвёрдые материалы. Киев: Наук.думка, 1980, 296 с.
10. Колесов И.М. Основы технологии машиностроения: Учеб. для машиностроит. спец. вузов. 3-е изд., стер. М.: Высш. шк., 2001, 591 с.
11. Минералогическая энциклопедия. Под ред. К. Фрея: Пер. с англ. Л.: Недра, 1985, 512 с.
12. Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г. Стойкость неметаллических материалов в расплавах. Справочник. Киев: Наукова думка, 1986, 340 с.

**Верхотуров Анатолий Демьянович** — Институт материаловедения Хабаровского Научного Центра Дальневосточного Отделения Российской Академии наук (ХНЦ ДВО РАН), (г. Хабаровск), доктор технических наук, директор. Специалист в области материаловедения.

**Коневцов Леонид Алексеевич** — Институт материаловедения Хабаровского Научного Центра Дальневосточного Отделения Российской Академии наук (ХНЦ ДВО РАН), (г. Хабаровск), научный сотрудник. Специалист в области материаловедения.

**Подчерняева Ирина Александровна** — Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича (ИПМ НАН Украины), (г. Киев), доктор технических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области материаловедения.

**Панасюк Алла Денисовна** — Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича (ИПМ НАН Украины), (г. Киев), доктор технических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области материаловедения.

**Панащенко Виктор Михайлович** — Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича (ИПМ НАН Украины), (г. Киев), младший научный сотрудник. Специалист в области материаловедения.

**Гордиенко Павел Сергеевич** — Институт химии Дальневосточного Отделения Российской Академии наук (ИХ ДВО РАН), (г. Владивосток), доктор технических наук, заместитель директора. Специалист в области физической химии.

**Панин Евгений Савельевич** — Институт химии Дальневосточного Отделения Российской Академии наук (ИХ ДВО РАН), (г. Владивосток), кандидат химических наук, научный сотрудник. Специалист в области физической химии.