

А.Д. Верхотуров\*, И.А. Подчерняева\*\*, Л.А. Коневцов\*

## ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ МЕТАЛЛАМИ И КЕРАМИКОЙ НА ОСНОВЕ $ZrB_2$ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ РАБОТОСПОСОБНОСТИ

\* *Институт материаловедения Хабаровского научного центра  
Дальневосточного отделения РАН,  
ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия*

\*\* *Институт проблем материаловедения НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 3680, Украина*

### Введение

В настоящее время более 80% режущего инструмента (РИ) из вольфрамсодержащих твердых сплавов (ВТС) выпускается с защитными покрытиями, наносимыми в основном различными способами термодиффузионного насыщения или газового осаждения (PVD, PCVD). Главными недостатками этих методов являются трудности создания композиционных керамических покрытий сложного состава и экологическая безопасность технологического процесса, а также высокая стоимость оборудования. Данное исследование является развитием работ по электроискровому упрочнению инструментальных материалов: конструкционных сплавов [1, 2], штампового инструмента [3] и вольфрамсодержащих твердых сплавов (ВТС) [4]. Для обеспечения несущей способности РИ и стойкости к ударным нагрузкам покрытия конструируют с определенной структурой (слоистой градиентной или матричной) путем чередования твердой и мягкой составляющих [5, 6]. С этой точки зрения интересен метод электроискрового легирования (ЭИЛ), отличающийся наряду с низкой энергоемкостью простым и дешевым оборудованием (на 2–3 порядка дешевле), экологической чистотой, возможностью наносить любые токопроводящие материалы, в том числе при послойной обработке, особенно в условиях мелкосерийного производства [2, 7]. В литературе практически отсутствуют сведения по формированию покрытий методом ЭИЛ на ВТС и их влиянию на конечные параметры качества деталей при резании.

Материалами легирующего электрода для ВТС чаще всего выбирались тугоплавкие соединения титана. Объясняется это тем, что благодаря особенностям структурных превращений в поверхностных слоях титановых сплавов при ЭИЛ и межатомным взаимодействиям в кристаллической решетке соединения Ti с В, С, N обладают более высоким уровнем свойств, ответственных за износостойкость РИ (температура плавления, твердость, коррозионная стойкость), по сравнению с карбидом вольфрама [7, 8]. Вместе с тем склонность титана к образованию в процессе окисления рыхлых полиоксидных слоев  $Ti_2O_3$  может оказывать отрицательное влияние на сплошность и прочность вторичных пленок, формирующихся при сухом трении в зоне трибоконтакта в процессе трибоокисления Ti-содержащих материалов. Для этого необходимо исследовать влияние на свойства РИ покрытий из тугоплавких соединений циркония, который в отличие от Ti образует плотный слой окислы  $ZrO_2$  при окислении. При этом Ti и Zr являются изоэлектронными и изоструктурными элементами, что должно обеспечивать сходство физико-химических и физико-механических свойств их соединений с В, С, N. Перспективность использования композиционных материалов на основе  $ZrB_2$  для получения покрытий с повышенной износостойкостью при послойном ЭИЛ сталей показана в работах [2, 9]. Обращает на себя внимание исследование процесса ЭИЛ ВТС карбидообразующими элементами (Ti/Zr, С) и алюминием. Алюминий может частично окисляться в межэлектродном промежутке с образованием оксида и оксинитридов алюминия, способствуя улучшению эксплуатационных характеристик поверхности РИ [10].

Никель и хром образуют твердые растворы с Со и смачивают диборид циркония, обеспечивая

адгезию как с WC-Co-основой, так и с тугоплавкой составляющей композита. Исходя из изложенного целью настоящей работы явилось изучение возможности повышения стойкости ВТС путем ЭИЛ режущей кромки алюминием и композиционной керамикой на основе  $ZrB_2$  с Ni-Cr-Al связкой.

### Методика и материалы

Для влияния материала подложки на формирование покрытий и режущие свойства систем покрытие/ВТС основой служила широкая гамма наиболее применяемых вольфрамовых твердых сплавов типа ВК (WC-Co), ТК (WC-TiC-Co) и ТТ (WC-TiC-TaC-Co) марок ВК6, ВК8, ТТ8К7, Т5К10, Т15К6.

В качестве 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 3x4x35 мм из материала "ЦЛАБ-2" получали методом горячего прессования под давлением при температуре ~1900°C.

Для испытания стойкости ВТС были использованы пятигранные быстросменные пластины промышленных образцов для токарных резцов с механическим креплением. Износ РИ измерялся по задней грани  $h$  и передней режущей кромке  $l$  при вершине резца. Указанные параметры износа сопоставлялись с параметрами работоспособности РИ, учитывающими качественные конечные характеристики поверхностей обработанного материала. К ним, как известно из технологии машиностроения [11], относят параметры точности размера (Р), относительного поворота (П), формы (Ф), полученные в результате обработки резанием. Исследования стойкости ВТС выполнялись при точении прутков стали 45 диаметром 55–30 мм, длиной 450 мм, при чистовых режимах резания: частота вращения шпинделя  $n=1000$  1/мин; подача продольного суппорта  $s = 0,07$  мм/об; глубина резания  $t = 0,2$ – $0,3$  мм.

Процесс ЭИЛ осуществлялся на установке «ЭЛФА-541» при частоте вращения шпинделя с электродом  $n = 700$ – $850$  1/мин; скорости движения продольного стола  $v = 20$ – $40$  мм/мин; поперечной подаче  $s = 0,5$ – $0,9$  мм/ход; токе  $I=0,8$ – $3,6$  А; напряжении  $U = 65$ – $90$  В; частоте импульсов  $f = 3$ – $4$  кГц; длительности импульсов  $\tau = 8$ – $12$  мкс; емкость разрядного конденсатора  $C=0,68$  мкФ. Для сопоставления результатов в ряде режимов (получении жидкой фазы, ЭИЛ "ЦЛАБ-2"/ВТС) использовали установки «Корона-1101», «Элитрон-22А». На установке "ЭЛФА-541" применяли цилиндрические электроды диаметром  $\varnothing=1$  мм из алюминия марки А5, меди М1, титана ВТ1-0, коллоидного графита; на установках "Корона-1101" и "Элитрон-22А" – электроды в виде штабиков размером 3x4x35 мм. Для исследования микроструктуры материалов анода, катода, продуктов эрозии применяли микроскопы «МИМ-10», "Axiosplan-2" (Carl-Zeiss); для измерения твердости – микротвердомер ПМТ-3М. Элементное распределение исследовали на электронно-зондовом комбинированном микроанализаторе WDS/EDS JXA-8100 во вторичных и отражённых электронах в различных режимах (LDF и MDF) с изменением фокусного расстояния для получения топографии поверхности образцов. Анализ проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе зонда  $1 \cdot 10^{-8}$  А (диаметр пучка 1 мкм). Методы рентгеновской дифрактометрии использовали с применением дифрактометров ДРОН-3М, ADVANCE в монохроматизированном  $CuK_{\alpha}$ -излучении при  $U = 35$  кВ,  $I = 40$  мА.

### Результаты и обсуждение

Анализируемые ниже результаты были получены на установке "ЭЛФА-541" при отмеченных ранее режимах. На рис. 1 показано изменение параметров массопереноса от числа проходов электрода  $i$  при ЭИЛ ВТС металлами, графитом и композитом на основе  $ZrB_2$ . Объясняя полученные результаты, необходимо учитывать зависимость этих параметров от смачиваемости и адгезионного взаимодействия между материалами анода и катода. При ЭИЛ металлами Al, Cu масса катода непрерывно увеличивается (рис. 1,а), 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 всем диапазоне  $i$  за счет интенсивного окисления графита с образованием легколетучих оксидов CO и CO<sub>2</sub>, это делает проблематичным его использование для принятых режимов. Следует отметить, что в ранее выполненных работах А.Е. Гитлевича были показаны результаты увеличения массы катода Т15К6 при использовании анода из графитов МПГ-6 и МГ-2, что подтверждает необходимость продолжения исследований по применению графита в процессах ЭИЛ для ВТС. Коэффициент массопереноса  $K_{\Pi} = |\Delta_K| / |\Delta_A| \cdot 100\%$  (привес катода  $\Delta_K$  по отношению к убыли анода  $\Delta_A$ ) для всех исследованных систем уменьшается с ростом числа проходов электрода  $i$  (рис. 1,б). При ЭИЛ алюминием наибольшее значение  $K_{\Pi}$  достигается для подложки из сплава ВК8. Для двойных и тройных карбидных сплавов WC-TiC, WC-TiC-TaC величина  $K_{\Pi}$  уменьшается с повышением в сплаве содержания TiC. Это может свидетельствовать о том, что контактные углы смачивания алюминием карбида титана выше, чем карбида вольфрама.

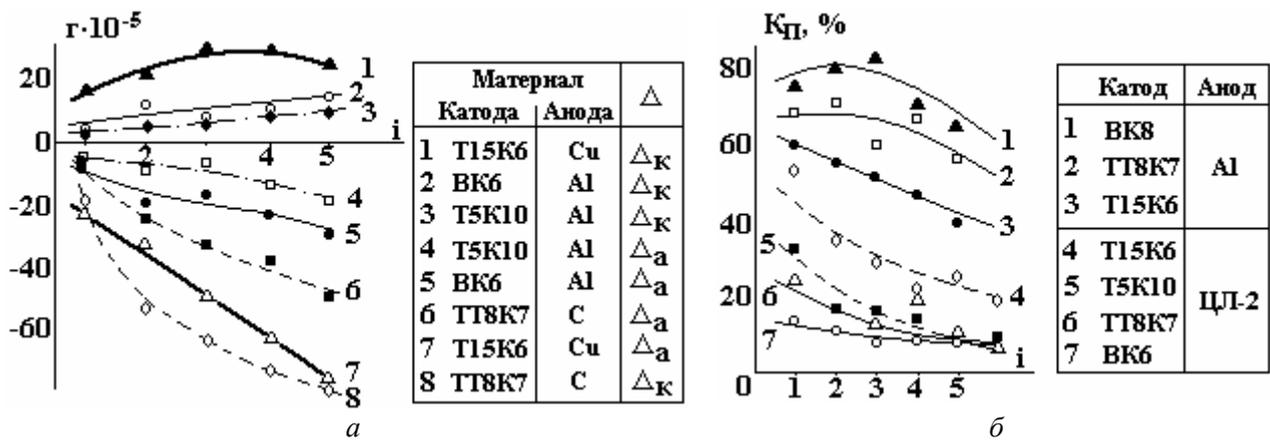


Рис. 1. Изменение массы анода и катода от числа проходов  $i$  при ЭИЛ на установке “ЭЛФА-541” металлами и графитом (а) и влияние числа проходов на изменение  $K_{п}$  (б); ЭИЛ керамикой “ЦЛ-2” выполнялось на “Элитроне-22А”

Коэффициент массопереноса  $K_{п}$  в отличие от ЭИЛ алюминием для материала ЦЛАБ-2 возрастает с увеличением доли TiC в ВТС, достигая наибольшего значения (~35 %, число проходов  $i=2$ ) для ВТС T15K6. Это является результатом того, что адгезионное взаимодействие в системе  $ZrB_2-TiC$  выше, чем в системе  $ZrB_2-WC$ . В целом для всех ВТС коэффициент  $K_{п}$  при ЭИЛ Al больше, чем при ЭИЛ композитом ЦЛАБ-2-(Ni-Cr-Al), по-видимому, из-за более высокой смачиваемости W и WC алюминием.

На формирование ИПС, в том числе и на  $K_{п}$ , существенное влияние оказывают состав продуктов эрозии и “вторичная” структура анода (рис.2). При указанных технологических режимах ЭИЛ ВТС на установке “ЭЛФА-541” в продуктах эрозии образуются как шарообразные частицы из жидкой фазы размером 0,5–4 мкм, так и твердофазные частицы ~3–35 мкм. При ЭИЛ алюминием встречаются прозрачные частицы  $\gamma-Al_2O_3$  (лейкосапфиры) и редкие – сине-голубого цвета (сапфиры) [12], образовавшиеся в результате частичного окисления Al в межэлектродном промежутке.

Результатами металлографического и элементного анализов поверхностей катода, анода и продуктов эрозии подтверждается наличие этих фаз (в том числе аморфных). За счет хрупкого разрушения «вторичной» структуры материала анода, а также легированного слоя на катоде количество твердофазных частиц в продуктах эрозии повышается с увеличением числа проходов  $i$ .

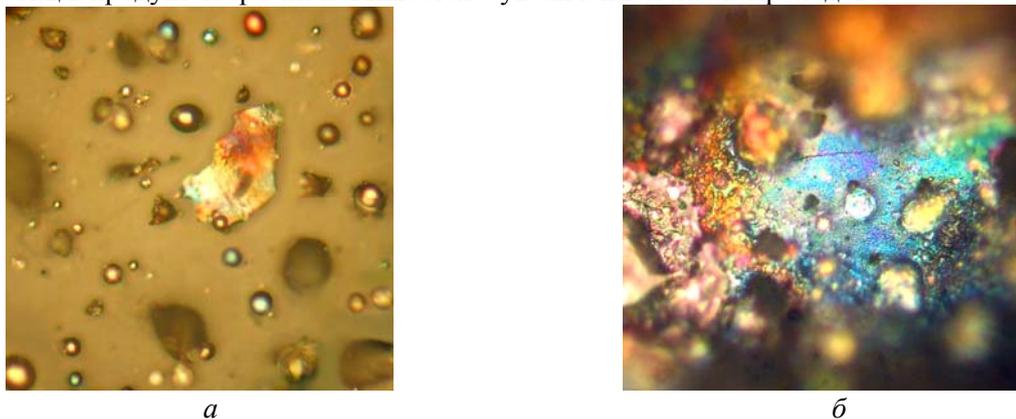


Рис. 2. Продукты эрозии (а) и формирование “вторичной” структуры на аноде (б) при ЭИЛ в системе ЦЛАБ-2/BK6 x 800. Результаты получены на установке “Элитрон-22А”

В поверхностном слое катода для системы ЦЛАБ-2/BK6 при  $i \geq 5$  проходов образуются фазы серого и коричневатого-серого цвета (рис. 3), аналогичные формирующимся на аноде. Металлографический анализ показывает, что при больших значениях рабочего тока в межэлектродном промежутке  $I = 2,8-3,4$  А на катоде формируется сетка гладких канавок-концентраторов напряжений, и при длительном ЭИЛ образуются микротрещины. ЭИЛ на установках “Элитрон-22А” и “Корона-1101”, дающих более грубое покрытие, вызывает появление таких канавок и трещин при длительности 3–4 мин/см<sup>2</sup>, а на установке “ЭЛФА-541” – при длительности более 5–7 мин/см<sup>2</sup>. Лучшие условия

формирования поверхностного слоя при ЭИЛ алюминием ВТС наблюдаются для числа проходов  $i = 3-6$  с учетом  $K_{II}$ , толщины покрытия  $h$ , шероховатости  $Ra$ .

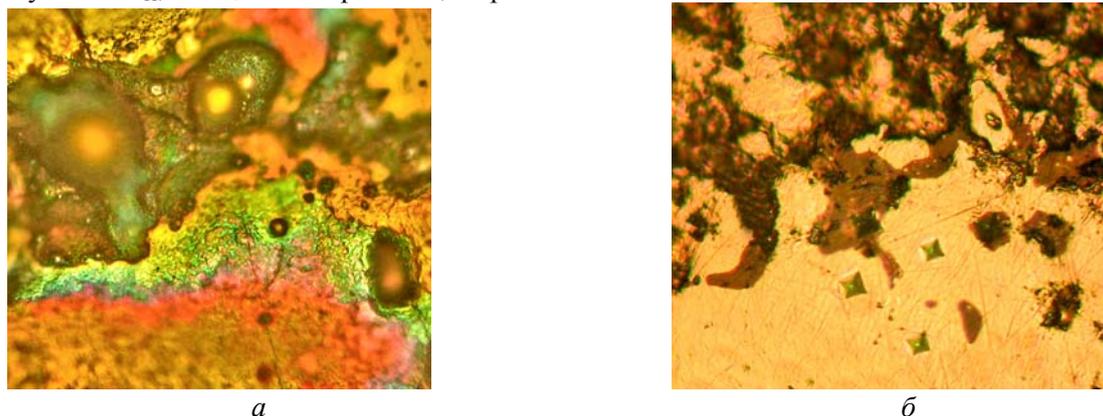


Рис. 3. Микроструктура покрытия системы ЦЛАБ-2/ВК6 (а); косой срез (б). ЭИЛ на установке “Элитрон-22А”: рабочий ток  $I=0,8 A \pm 30\%$ , число проходов  $i=4$ ;  $x800$

Протекающий микрометаллургический процесс в зависимости от режимов ЭИЛ может создавать различные условия формирования поверхностного слоя по глубине покрытия, а следовательно, и его свойств с соответствующим изменением элементного состава и различным распределением фаз по толщине в направлении, перпендикулярном к основе.

На рис. 4 показаны микроструктура поперечного среза образца системы Al/ВК8 (а) и изменение полуколичественного элементного состава (мас. %) в точках 1-8 в направлении, перпендикулярном к основе (б). ЭИЛ выполнялось на установке “ЭЛФА-541”.

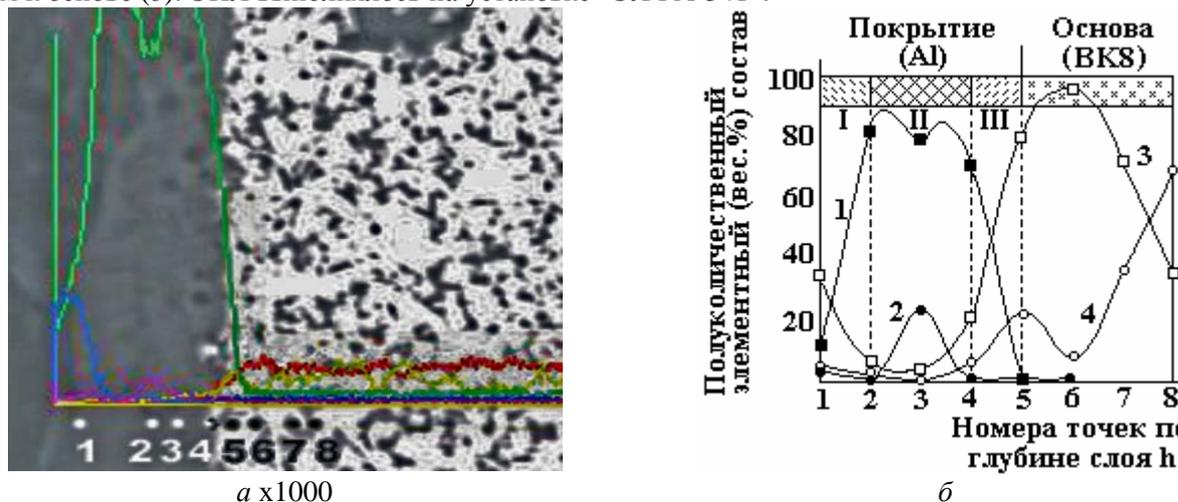


Рис. 4. Микрофотография косого среза ( $45^\circ$ ) образца Al/ВК8 с указанием точек для полуколичественного анализа (а) и изменение полуколичественного (мас.%) состава косого среза слоя в направлении, перпендикулярном к основе (б)

Сопоставляя фазовый состав покрытия с элементным распределением по его толщине, можно установить распределение фаз по глубине слоя. Полученные дифрактограммы поверхности покрытия системы Al/ВК8 (Приложение, рис. 1) указывают 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.

Характер спектров микрорентгеноспектрального анализа (рис. 4) позволяет выделить в легированном слое три зоны разного фазового состава: переходная зона (III), примыкающая к основе, состоящая из смеси трех 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 эквимолярного 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 пленки в зоне трибоконтакта, препятствующей схватыванию

рабочих поверхностей и играющей роль твердой смазки в условиях сухого трения. Алюминий, который присутствует во всех трех зонах, образует малые контактные углы смачивания с основными фазами покрытия ( $\ll 90^\circ$ ) [13], увеличивая его адгезионную прочность.

На рис. 5 представлены зависимости микромеханических характеристик ЭИЛ-покрытий ВТС от толщины слоя  $h$  (а) и числа проходов электрода  $i$  (б). Как видно, микротвердость  $H_V$  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  $ZrB_2$  в этой области.

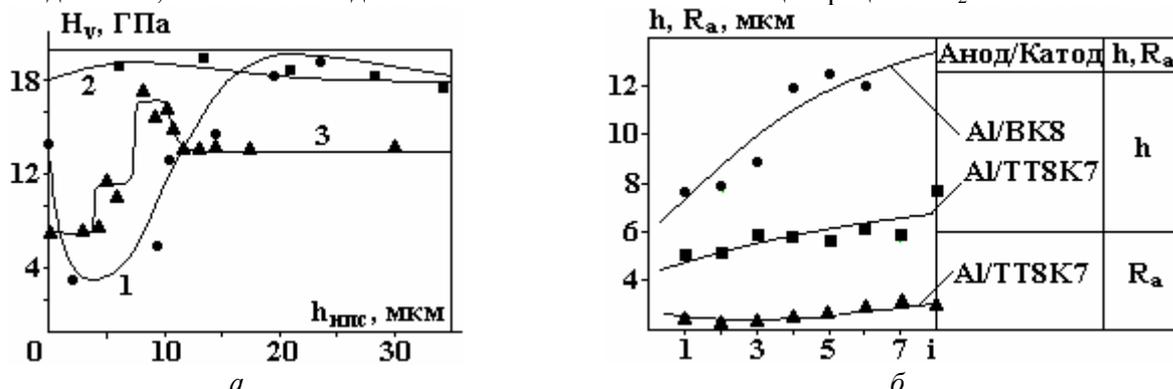


Рис. 5. Изменение микромеханических характеристик ЭИЛ-покрытий: а – микротвердости  $H_V$  по толщине  $h$ ; б – толщине  $h$  и параметра шероховатости  $R_a$  от числа проходов  $i$  для системы ВТС/Al

Для системы Al/TT8K7 увеличению  $H_V$  с ростом  $h$  ( $\geq 5$  мкм) предшествует резкое снижение микротвердости до глубины  $\geq 5$  мкм в наружном слое. Это можно объяснить как резким возрастанием количества Al по направлению к основе в наружном слое, так и увеличением содержания компонентов сплава с ростом глубины  $h$  во внутреннем слое покрытия (рис. 4).

Толщина слоя  $h$  и шероховатость  $R_a$  с ростом числа проходов  $i$  увеличиваются (рис. 5,б). При этом при ЭИЛ алюминием величина  $h$  покрытия выше на сплаве BK8, чем TT8K7. Это согласуется с максимальной величиной массопереноса для системы Al/BK8 (рис. 1,б) и отражает большую прочность адгезионной связи в системе Al-WC по сравнению с Al-TiC.

С учетом 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 представить схематично изменение этих параметров по толщине покрытия (рис. 6,а). Промежуточная зона II характеризуется экстремальными значениями параметров: минимальным  $E$  и максимальными  $\alpha, \lambda$ . На границе покрытие-основа различие в величине  $\alpha$  может компенсироваться достаточно близкими значениями  $E$  покрытия и основы, обеспечивая прочность композита в целом. Теплопроводность  $\lambda$  нарастает по толщине в направлении к основе, что создает благоприятные условия теплоотвода от режущей кромки.

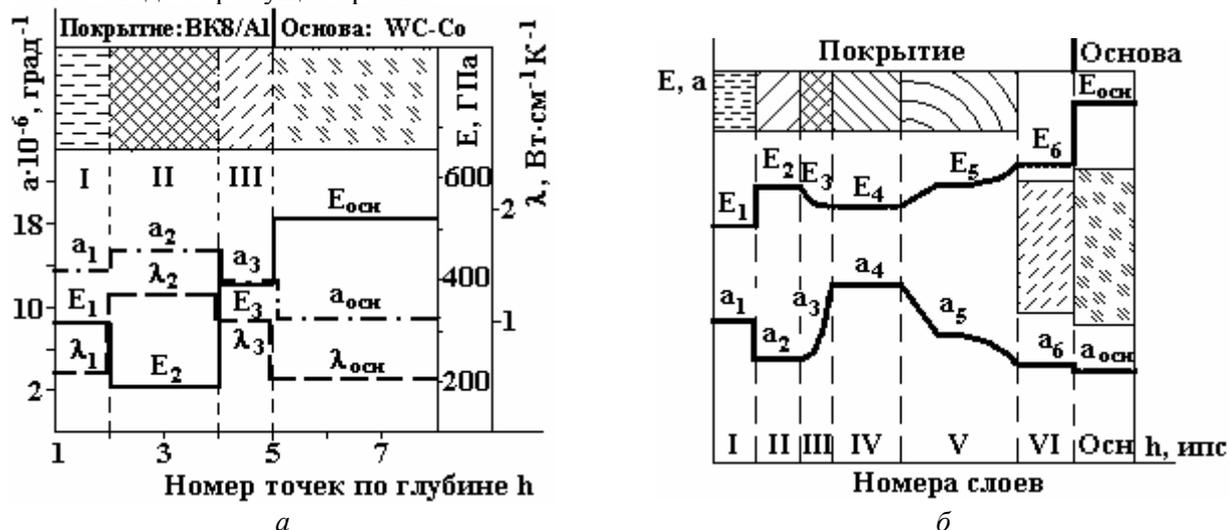


Рис. 6. Распределение свойств ( $E, \alpha, \lambda$ ) по глубине покрытия: а – экспериментальная схема для системы BK8/Al; б – расчетная схема несущей способности РИ с оптимальным распределением свойств в покрытии

Экспериментально полученная трехзонная схема (рис. 6,а) в целом согласуется с расчетной многоступенчатой схемой (рис. 6,б) несущей способности покрытия с оптимальными распределения-

ми  $E$  и  $\alpha$ , обеспечивающим и постепенное изменение этих свойств по глубине покрытия и их приближение к соответствующим величинам основы [6, 7, 9].

Большое влияние на работоспособность РИ из ВТС оказывает стойкость к высокотемпературному окислению режущей кромки. В диапазоне рабочих температур резания  $650\text{--}1000^\circ\text{C}$  в воздушной среде образцы ВТС без покрытия интенсивно окисляются с образованием летучих оксидов  $\text{WO}_3$  с доминирующим расположением у основы и  $\text{CoWO}_4$ , формирующимся преимущественно в верхнем слое (рис. 7,б), которые легко уносятся из зоны трения вместе со стружкой в процессе обработки резанием.

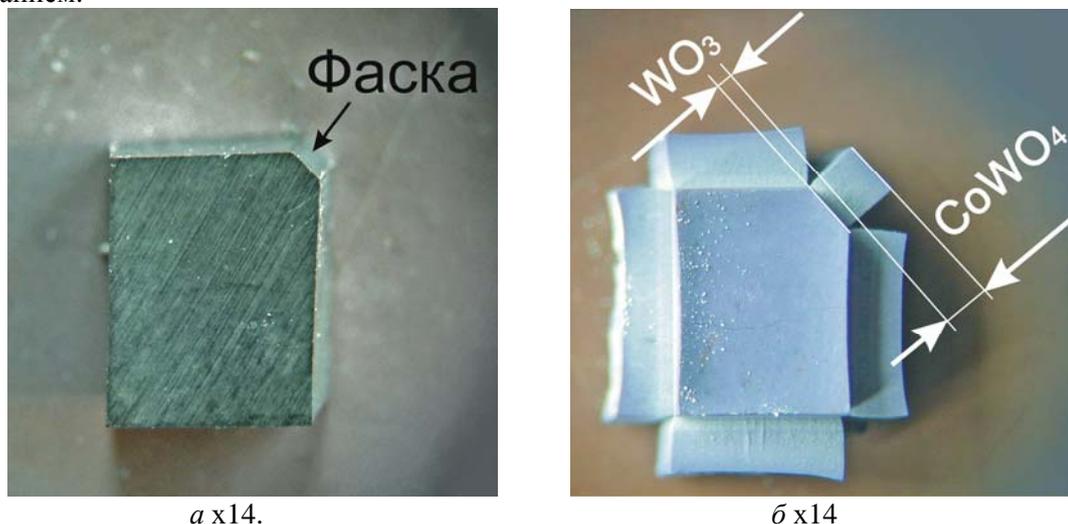


Рис. 7. Вид образца ВК8 без покрытия до (а) и после окисления на воздухе при нагреве со скоростью  $20^\circ\text{C}$  в мин до  $1000^\circ\text{C}$  и охлаждения в течение 1 часа (б)

Дифрактограммы окисленной поверхности (Приложение, рис. 2) подтверждают формирование указанных оксидов. Низкая коррозионная стойкость ВТС проявляется в большей величине прироста массы исходных образцов (без покрытия) в процессе окисления (рис. 8,а). Нанесение ЭИЛ-покрытий в 4–10 раз уменьшает прирост массы образца ВТС при повышенных температурах (рис. 8,б).

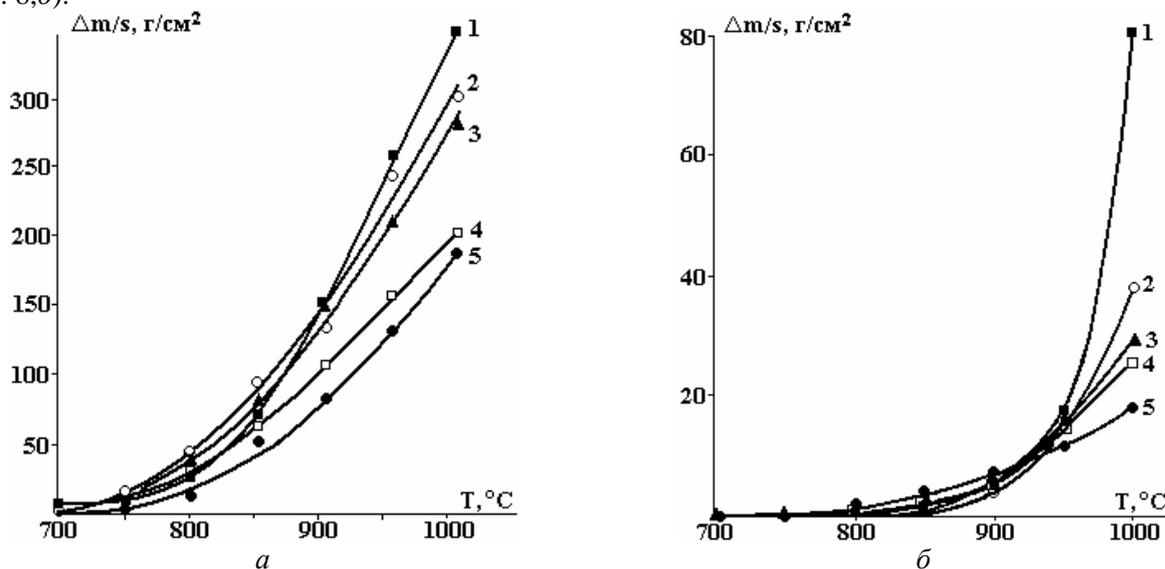


Рис. 8. Удельный прирост массы ВТС в диапазоне рабочих температур при нагреве  $20^\circ\text{C}/\text{мин}$  до  $1000^\circ\text{C}$  и охлаждении в течение 1 часа без покрытия (а), с ЭИЛ-покрытием (б)

Максимальная коррозионная стойкость при этом соответствует системам  $\text{Al}(\text{Ti})/\text{VK8}$  и ЦЛАБ-2 /ТТ(ТК) с высокими значениями коэффициента массопереноса (рис. 1,б), то есть с покрытиями высокой плотности.

С образованием при окислении коррозионностойких высокотемпературных фаз (как в стационарных условиях в окалине, так и в процессах трибоокисления в зоне трибоконтакта) связан эффект коррозионной защиты ЭИЛ-покрытий. В процессе трибоокисления наружный слой покрытия, взаимодействующий с обрабатываемой деталью, ответствен за формирование полиоксидной пленки в зоне трения, играющей роль твердой смазки при сухом трении. Наиболее вероятными фазами вто-

ричной пленки могут быть алюминаты вольфрама системы W-Al-O и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в случае покрытия Al/ВК8 и ZrO<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub>, La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – в случае покрытия из материала ЦЛАБ-2. При повышенных режимах резания такие пленки, адгезионно прочно связанные с материалом покрытия, трудно удаляются из зоны трибоконтакта и ответственны за повышение уровня триботехнических характеристик.

Испытания по параметрам, характеризующим стойкость РИ системы ЦЛАБ-2/ВК6, были выполнены по износу задней грани  $h$  и передней режущей кромки  $l$  (рис. 9).

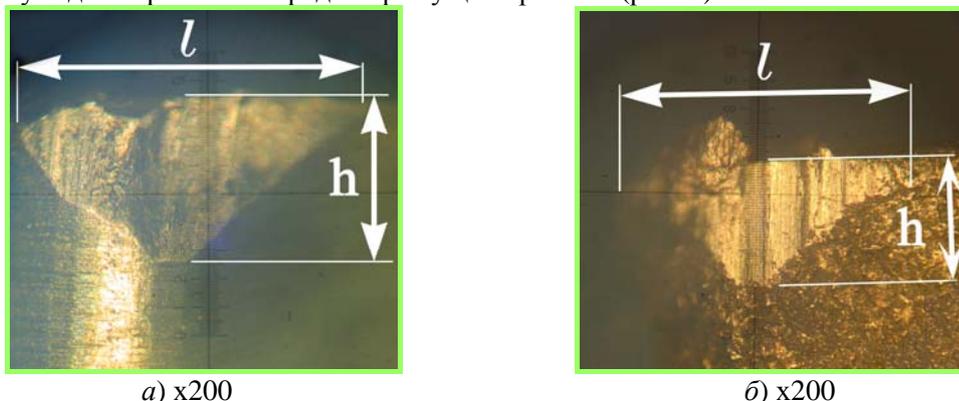


Рис. 9. Износ при вершине резца ВК6 по задней грани  $h$ , передней режущей кромке  $l$  для пути резания  $L=42$  км ( $i=52$ ): РИ без покрытия (а); РИ с покрытием ЦЛАБ-2/ВК6 (б)

При испытаниях размерной стойкости быстросменных пятигранных пластин из 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 его конечного качества при резании (Р,П,Ф). Так, при ЭИЛ Al/T15К6 в 4 прохода погрешность Р,П,Ф в зависимости от пути резания  $L$  после чистовой обработки валов (частота вращения шпинделя  $n = 1000$  мин<sup>-1</sup>; подача продольного суппорта  $s = 0,07$  мм/об; глубина резания  $t = 0,25$  мм; длина вала  $l=450$  мм; обрабатываемый материал сталь 45) меньше, чем без покрытия по погрешности формы в  $\sim 1,5$  раза, не превышая 20–25 мкм при пути резания  $L = 1,91$ – $2,09$  км, по конусности (относительный поворот образующей вала к оси) в 1,6–1,7 раза, не превышая 35/300 мкм/мм при  $L = 1,87$ – $2,28$  км. Погрешность диаметра аналогично уменьшается в  $\sim 1,3$  раза и составляет 30 мкм при  $L = 2,09$  км. Погрешность по параметрам Р,П,Ф на 20–40% меньше с покрытием ЦЛАБ-2 /ВК6 при  $L = 57$  км, чем без него.

Изменение величины износа РИ по задней грани  $h_{3Г}$  и режущей кромке  $l_{РК}$  при вершине резца в зависимости от пути резания показано на рис. 10,а. С использованием регрессионного анализа были построены линии тренда, характеризующие изменение величины износа при вершине резца по задней грани и передней кромке. Видно, что линии тренда отражают большую устойчивость к износу в процессе резания ВТС с покрытием (П), чем без него (БП). Уравнения линий тренда:

$$l_{РК}^{БП} = 2,9L + 0,77;$$

$$l_{РК}^{П} = 2,3L + 3,4;$$

$$h_{3Г}^{БП} = 1,3L + 0,37;$$

$$h_{3Г}^{П} = 1,06L + 4,1.$$

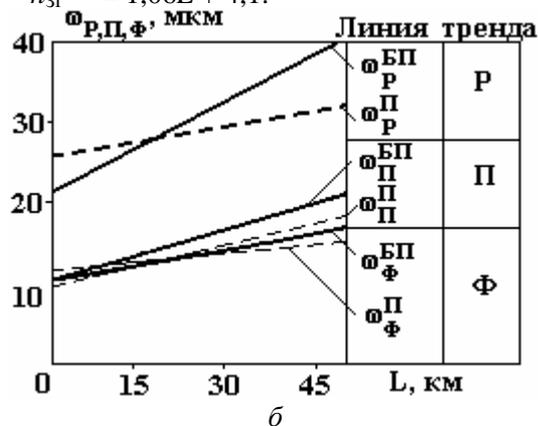
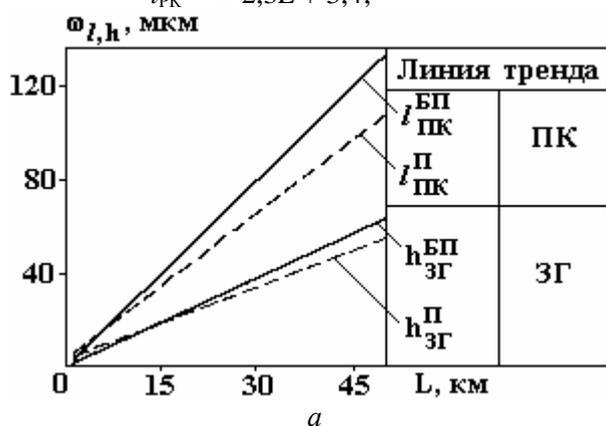


Рис.10. Линии тренда по износу при вершине резца задней грани  $h_{3Г}$ , режущей кромки  $l_{РК}$  (а) и размерной стойкости по параметрам погрешности Р,П,Ф (б) в зависимости от пути резания  $L$  без покрытия (БП) ВК6 и с покрытием (П) ЦЛАБ-2/ВК6

Тангенс угла наклона прямых линий для РИ без покрытия больше, чем с покрытием, в  $\approx 2,2$  раза. То есть износ при вершине резца по  $h_{3Г}$  и  $l_{РК}$  имеет скорость роста выше для РИ без по-

крытия, чем с покрытием. РИ 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, относительного поворота, формы при обработке РИ без покрытия и с покрытием ЦЛАБ-2 (рис. 10,б), описываются следующими уравнениями аппроксимации для РИ без покрытия (БП) и с покрытием (П):

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

Общая тенденция изменения точностных параметров, как видно из полученных уравнений, характеризующих качество обработанных деталей, также отражает большую устойчивость к процессу резания РИ с покрытием, чем без него. 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. 1,б), создавая максимальную сплошность покрытия и соответственно наибольшую стойкость к окислению. Положительное влияние ЭИЛ алюминием и композитом на основе  $ZrB_2$  на триботехнические характеристики ВТС свидетельствует о том, что ЭИЛ является структуро- и фазообразующей технологией за счет высокотемпературного окисления продуктов электроэрозии в межэлектродном промежутке, их взаимодействия и конвективного перемешивания в ванне расплава.

Наблюдается корреляция данных как по скорости процессов (износа и формирования погрешности обработки резанием), так и по их величине. Заметна корреляция полученных результатов по параметрам работоспособности ВТС по износу  $h_{3Г}$ ,  $l_{PK}$  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.

#### **Выводы**

1. Установлена зависимость коэффициента массопереноса от состава вольфрамсодержащего твердого сплава, определяемая адгезионным взаимодействием легирующих компонентов с тугоплавкими компонентами.

2. Стойкость твердого сплава к окислению при температурах  $\sim 1000$  °С в 4 и более раз увеличивается при ЭИЛ металлами (Al, Ti) и композитом на основе  $ZrB_2$ , что объясняется образованием в защитной окалине высокотемпературных коррозионностойких оксидов, которые являются наиболее вероятными фазами вторичной пленки в зоне трибоконтакта, играющими роль твердой смазки при обработке материалов резанием.

3. Метод электроискрового легирования позволяет повысить на 20–40% стойкость ВТС по параметрам износа задней грани, режущей кромки при вершине резца и размерной стойкости (Р, П, Ф) при чистовой обработке точением валов из стали 45.

4. Показана возможность формирования слоистой структуры на ВТС методом ЭИЛ за счет конвекции и градиента температур в ванне расплава, высокотемпературного окисления, взаимодействия и селективности смачивания легирующих компонентов материалом подложки. Методом ЭИЛ возможно формирование покрытия разного фазового состава трехслойной структуры, определяющей схему несущей способности РИ и изменение микротвердости, что показано на примере системы Al/ВК8.

Авторы выражают большую благодарность д.т.н. Аркадию Ефимовичу Гитлевичу, одному из основоположников метода ЭИЛ, за консультации и участие в работе по подготовке данной статьи.

#### **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-V // Порошковая металлургия. 2004. № 1/2. С. 42–46.
3. Верхотуров А.Д., Мулин Ю.И., Вишневецкий 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 твердого 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, vols. 206-213 (2001), p. 459–466.
6. Верхотуров А.Д., Емельянов Е.Н. Влияние поверхностного градиента упругих свойств на прочность материала с покрытием: TiN-покрытия на твердых 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. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Таран Г.Ф. и др. Особенности структурных превращений в поверхностных слоях титановых сплавов при электроискровом легировании // Электронная обработка материалов. 1987. С. 19–22.
9. Подчерняева И.А., Григорьев О.Г., Субботин В.И. и др. Износостойкие слоистые электроискровые покрытия на основе ZrB<sub>2</sub> // Порошковая металлургия, 2004. № 7/8. С. 77–81.
10. Францевич И.Н., Гнесин Г.Г., Курдюмов А.В. и др. Сверхтвердые материалы. Киев: Наук. думка, 1980. 296 с.
11. Колесов И.М. Основы технологии машиностроения: Учеб. для машиностроит. спец. вузов. – 3-е изд., стер. М.: Высш. шк., 2001. 591 с.
12. Минералогическая энциклопедия / Под ред. К. Фрея: Пер. с англ. Л.: Недра, 1985. 512 с.
13. Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г. Стойкость неметаллических материалов в расплавах. Справочник. Киев: Наук. думка, 1986. 340 с.

Поступила 10.04.07

### Summary

The possible use electric-spark alloying by metals and ceramics on basis ZrB<sub>2</sub> techniques is shown for tungsten-bearing hard alloys to obtain layers on the operating surface of the cutting tool with the purpose of increase of serviceability.

---

ПРИЛОЖЕНИЕ

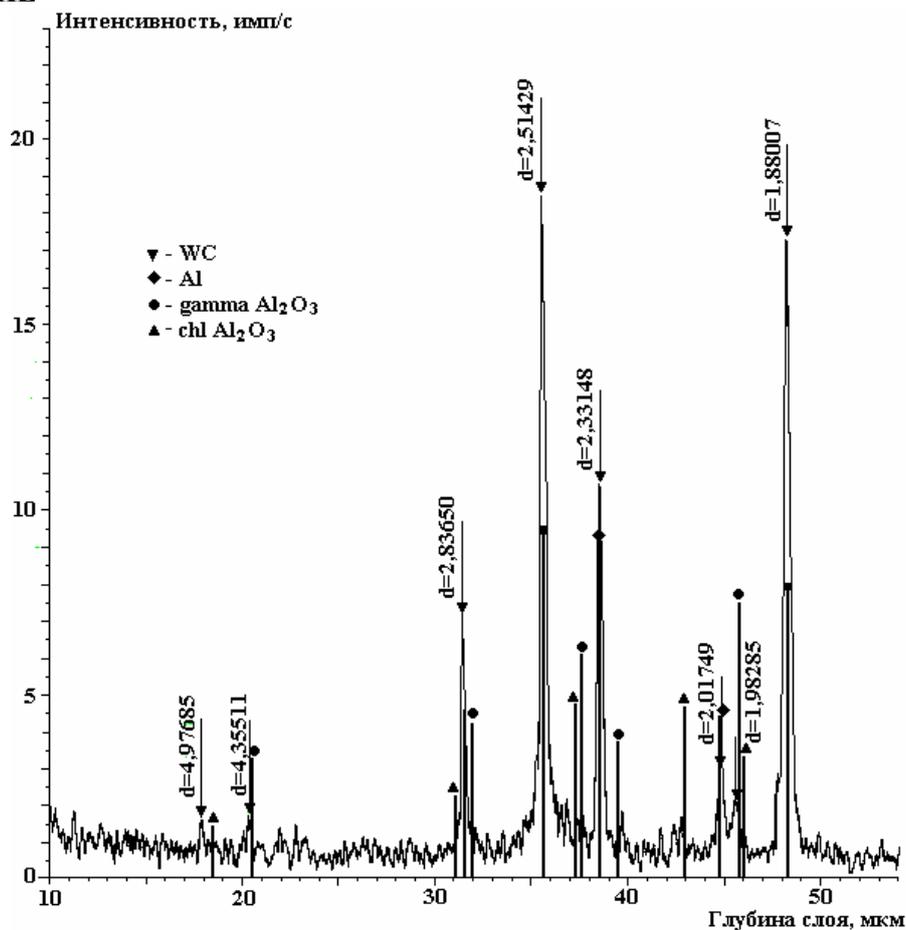


Рис. 1. Дифрактограмма поверхностного слоя образца Al/WC8 после ЭИЛ на установке “ЭЛФА-541”

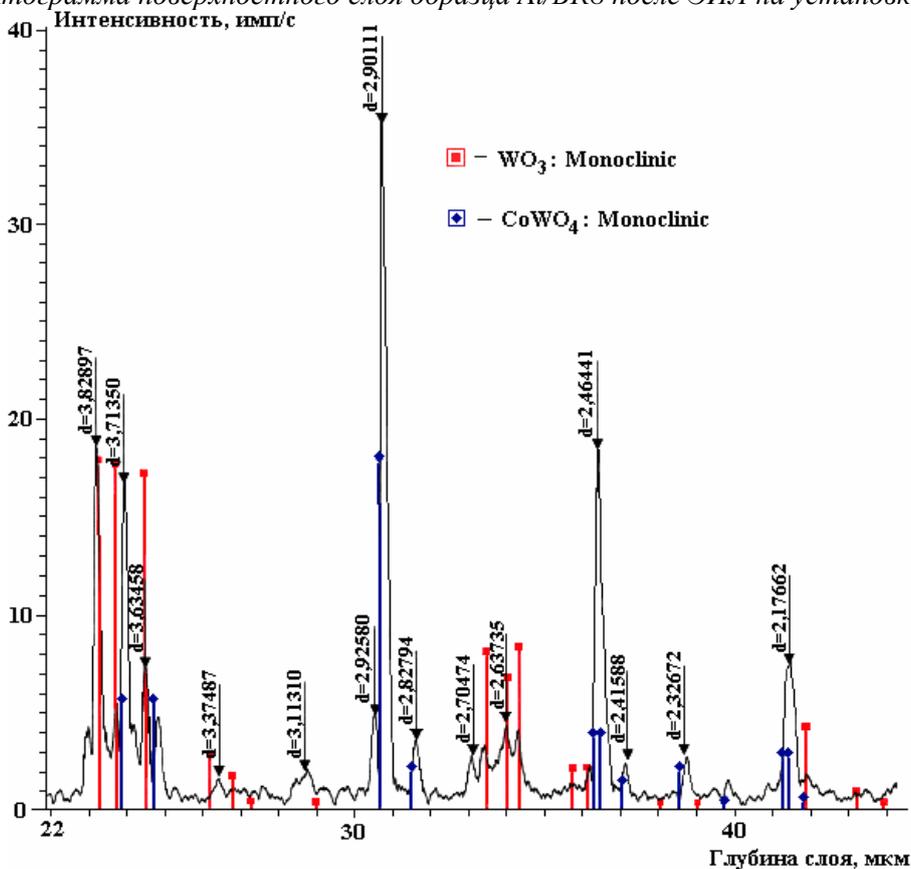


Рис. 2. Дифрактограмма поверхности образца WC8 без покрытия после окисления на воздухе при нагреве со скоростью 20 °С в мин до 1000 °С и охлаждения в течение 1 часа