

О влиянии физико-химических свойств тугоплавких соединений и твердых сплавов на их эрозию при электроискровом легировании

А. Д. Верхотуров^a, В. И. Иванов^a, **Л. А. Коневцов^b

^aФедеральное государственное бюджетное научное учреждение

«Федеральный научный агроинженерный центр ВИМ»,

1-й Институтский проезд, д. 1, г. Москва, 109428, Россия, *e-mail: tehnoinvest-vip@mail.ru

^bИнститут материаловедения Хабаровского научного центра,

ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия, **e-mail: konevts@yandex.ru

Представлены результаты многолетних исследований зависимости эрозии анода при электроискровом легировании (ЭИЛ) от физико-химических свойств его материала. Исследования проведены на разных установках, электрических режимах, при ручной и механизированной обработке, в различных средах. Даны обобщенные сведения об эрозии анода из тугоплавких соединений и твердых сплавов. Показано, что тугоплавкие соединения эродируют при активном участии твердой фазы, а корреляция величины эрозии с теплофизическими свойствами для них отсутствует. Эрозионная стойкость и коэффициент переноса твердых сплавов на начальном этапе обработки ЭИЛ значительно больше таковых соответствующего тугоплавкого соединения и возрастают с повышением содержания связки в сплаве. Применительно к твердым сплавам закон аддитивности эрозии и зависимости ее от содержания пластической связки не соблюдается. Увеличение пористости способствует возрастанию эрозии материала анода.

Ключевые слова: электроискровое легирование, установка, анод, эрозия, тугоплавкие соединения, твердые сплавы.

DOI: 10.5281/zenodo.1051286

УДК 621.9.048

ВВЕДЕНИЕ

Широкая универсальность и высокая эффективность метода ЭИЛ, позволяющие использовать его в машиностроительном и ремонтном производстве, связаны с многообразием электродных материалов, единственным условием возможности применения которых при ЭИЛ является электропроводность. Значительную группу электродных материалов представляют тугоплавкие соединения и твердые сплавы, обладающие более высокими физико-механическими и эксплуатационными свойствами в сравнении с чистыми металлами.

Ранее выполненные авторами данной статьи исследования процесса ЭИЛ с использованием электродов из чистых металлов [1] позволили сделать следующие выводы:

– на эрозию анода при ЭИЛ оказывают влияние как теплофизические свойства металлов, так и их механические характеристики, которые определяются в значительной мере технологией их получения; кроме того, влияет также состав межэлектродной среды;

– при значительном тепловом влиянии искрового разряда на рабочую поверхность эрозионная стойкость чистых металлов коррелирует с теплофизическими свойствами и возрастает в ряду переходных металлов IV–VI групп и в

пределах периода с ростом их температур плавления и испарения;

– с повышением энергии импульсов эрозия анода возрастает во всех случаях, увеличивается вклад твердой фазы в эффект эрозии;

– для металлов IV и V групп с преимущественно металлической составляющей межатомной связи эродирование происходит в основном в жидкой и паровой фазах;

– во всех случаях эрозия поликристаллических анодов выше, а схватывание соответственно ниже по сравнению с монокристаллическими анодами, при этом эрозия переходных металлов с преимущественно металлической составляющей межатомного взаимодействия (эродирующих в основном в жидкой и паровой фазах) коррелирует с прочностью межатомной связи, определяемой теплофизическими константами (температурой плавления, сублимации и др.).

В данной части комплексной работы представлены результаты многолетних исследований зависимости эрозии анода из тугоплавких соединений и твердых сплавов от их физико-химических свойств, проведенных авторами на различных установках, электрических режимах, в ручном и механизированном режимах обработки.

МЕТОДИКА, МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ

Исследования процесса электрической эрозии выполняли при многоимпульсной обработке ЭИЛ. Определялась интегральная величина эрозии путем взвешивания электродов после серии импульсных разрядов, при расчете значений эрозии учитывалась плотность материалов анода.

Эрозию определяли по изменению массы анода поэтапно: после каждой одной минуты легирования 1 см^2 площади катода; в последующем исследовании выполняли с базовым временем τ , то есть с минимальным значением времени обработки, достаточным при данных условиях ЭИЛ для полного изменения исходного рельефа поверхности катода, при этом число этапов составляло не менее 10.

Каждый новый этап ЭИЛ проводили без изменения рабочих поверхностей электродов, то есть без удаления измененного слоя в результате предшествовавшей обработки ЭИЛ. Размеры анода составляли $4-5 \times 5-6 \times 30-35$ мм.

В качестве анода применяли следующие материалы: чистые металлы Ti, Mo, W, индивидуальные карбиды и бориды переходных металлов IV–VI групп – TiC, ZrC, HfC, VC, NbC, TaC, Cr₃C₂, Mo₂C, WC, TiB₂, ZrB₂, HfB₂, VB₂, NbB₂, TaB₂, CrB₂, Mo₂B₅, W₂B₅, WB₄, индивидуальные нитриды переходных металлов IV группы – TiN, ZrN, HfN, а также нитрид бора BN, сплавы на основе тугоплавких соединений, в том числе стандартные твердые сплавы BK2, BK4, BK6, BK8, BK10, BK15, BK20, а также безвольфрамовые твердые сплавы TN. Нестандартные материалы (карбиды, бориды, нитриды) были получены в Институте проблем материаловедения НАНУ (г. Киев) методом порошковой металлургии с совмещением процессов горячего прессования и спекания при следующих условиях: температура, составляющая 0,5–0,8 от температуры плавления (1950–2500°C); давление 120–250 кГс/см²; время 2–10 мин.

Материалами катода служили армко-железо, стали Ст3, 45, У8, Р6М5, 30ХСНА.

Экспериментальные исследования проводили на электроискровых (ЭИ) установках моделей ЭФИ-46А и ЭФИ-25М производства Опытного завода ИПФ АН МССР (г. Кишинев), режимы которых приведены в табл. 1, экспериментальной установке на базе генератора ЭФИ-25М с возможностью изменения тока короткого замыкания $I_{к.з.}$, напряжения холостого хода $U_{х.х.}$ и емкости разрядной цепи C в пределах 10–120 А; 16, 26, 56, 80 В; 100–120 мкФ соответственно, а также на установках нового поколения БИГ-1М

и БИГ-5 (Москва, ГОСНИТИ), основные технические характеристики и использованные электрические режимы которых приведены в табл. 2.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Вначале отметим, что принято учитывать в качестве фактора, определяющего эрозию при импульсных нагрузках металлоковалентных переходных металлов и их соединений с углеродом, азотом и бором, изменение доли ковалентной компоненты химической связи. С этой целью использован критерий степени направленности связи α^* , который характеризует сопротивление кристаллической решетки движению дислокаций. Известно [2], что при значениях этого параметра в пределах $2 \leq \alpha^* \leq 10$ (например, $\alpha^*_{\text{TiC}} = 8,4$; $\alpha^*_{\text{ZrC}} = 9,5$; $\alpha^*_{\text{WC}} = 5,49$) материалы эродируют со значительным участием твердой фазы. К таким материалам относятся тугоплавкие соединения и твердые сплавы.

1. Исследования эрозии тугоплавких соединений

В связи с тем, что тугоплавкие соединения эродируют со значительным участием твердой фазы, корреляция величины эрозии с теплофизическими свойствами для них отсутствует, в отличие от металлов, и имеет место ее уменьшение в ряду Me^{IV} к Me^{VI} . Указанный факт является следствием снижения барьеров Пайерлса-Набарро по мере ослабления ковалентной связи $\text{Me}-\text{X}$ и усиления электронной локализации в сфере атома металла (степень локализации валентных электронов в переходных металлах указана в [3]) – рис. 1–5. Для тугоплавких соединений данная зависимость существует во всем диапазоне режимов ЭИЛ (табл. 3), поскольку конкурирующее влияние жидкофазной эрозии для них относительно мало, за исключением карбида вольфрама. Эта же закономерность сохраняется при электронно-лучевой и электроэрозионной размерных обработках, для них общим является импульсное действие высоких температур и давлений на поверхность электрода.

Однако данная закономерность отсутствует в условиях тлеющего разряда, когда электрод подвергается воздействию только стационарного теплового потока. В этом случае эрозия осуществляется лишь в паровой и жидкой фазах, и преобладающее влияние на нее оказывают теплофизические свойства материала [4]. Согласно данным [5], область температур возможного появления хрупкого разрушения наиболее близка по величине к чисто ковалентным кристаллам именно для **карбидов** переходных металлов IV группы. В качестве объектив-

Таблица 1. Электрические характеристики установок ЭФИ-46А и ЭФИ-25М

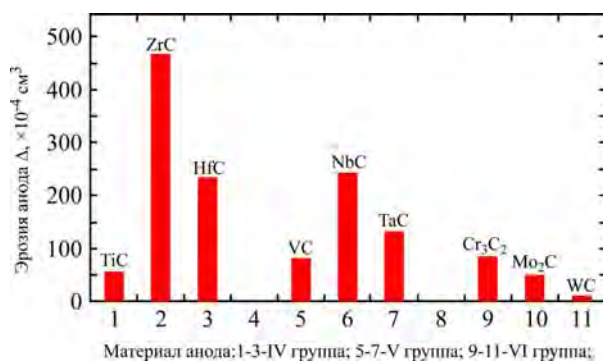
Параметры режимов	ЭФИ-46А						ЭФИ-25М		
	I	II	III	IV	V	VI	I	II	III
Ток короткого замыкания $I_{к.з.}$, А	2,6	3,8	4,0	4,3	4,6	4,9	25	60	120
Напряжение холостого хода $U_{х.х.}$, В	15	25	43	75	130	193	30	36	36
Энергия в импульсе E , Дж	0,03	0,12	0,20	0,93	3,0	6,0	0,14	0,21	0,21
R , А/Дж	86	33	14	4,5	1,5	0,8	180	400	600

Таблица 2. Характеристики использованных электрических режимов установок БИГ-1М и БИГ-5

Параметры	БИГ-1М			БИГ-5
	режим 11	режим 24	режим 35	режим 70
Энергия в импульсе E , Дж	0,2	0,79	3,15	10
Частота импульсов $f_{имп}$, Гц	160	160	50	50
Импульсный ток, $I_{имп}$, А	175	175	175	280
Длительность импульсов $t_{имп}$, мкс	62	250	1000	2000

Таблица 3. Эрозия (Δa , $\times 10^{-3}$ см³) карбидов для разных режимов ЭИЛ стали Ст3 в воздухе (ЭФИ-46А, экспериментальная установка на базе генератора ЭФИ-25М)

Материал анода	$I_{к.з.}$, А ($R = 200-1000$ А/Дж), $t = 0,5$ мин/см ²					$I_{к.з.}$, А ($R = 4,6$ А/Дж), $t = 2$ мин/см ²
	20	40	60	80	120	4,3
TiC	6,4	9,9	33,0	37,7	63,5	5,7
ZrC	89,7	112,8	334,4	425,6	–	46,6
HfC	128,1	238,2	–	–	–	23,2
VC	–	–	–	–	–	8,1
NbC	42,1	72,8	342,2	684,3	973,8	24,2
TaC	–	–	–	–	–	13,3
Cr ₃ C ₂	42,7	54,4	145,5	–	–	8,5
Mo ₂ C	18,9	26,6	28,2	–	59,9	4,9
WC	4,6	5,4	17,6	24,1	65,2	0,9

Рис. 1. Эрозия карбидов переходных металлов в процессе ЭИЛ стали Ст3 в воздухе (ЭФИ-46А: $I_{к.з.} = 4,3$ А, $E = 0,93$ Дж, $t = 2$ мин/см²).

ной оценки хрупкости карбидов предложены критерии микрохрупкости γ_0 и хрупкой микропрочности σ_0 [4]. Сопоставление этих величин с рассчитанным в [4] уровнем сопротивления кристаллической решетки движению дислокаций показывает четкую их корреляцию. При этом микрохрупкость карбидов снижается, а хрупкая микропрочность растет в ряду $Me^{IV}C - Me^VC - Me^VC$.

Полученные результаты показывают, что основная роль в механизме разрушения ковалентных кристаллов принадлежит механическим концентраторам напряжений, обусловленным направленностью межатомных взаимодействий. Однако в ряду изоэлектронных и изоэлектронных карбидов металлов IVa и Va подгрупп направленность и прочность связи Me-C слабо изменяются. Можно предположить, что повыше-

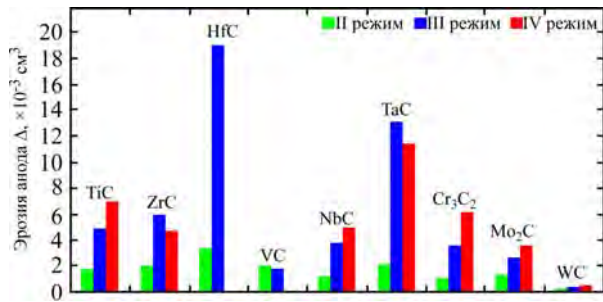


Рис. 2. Изменение эрозии анода на разных режимах установки ЭФИ-46А при ЭИЛ на воздухе стали У8 карбидами переходных металлов.

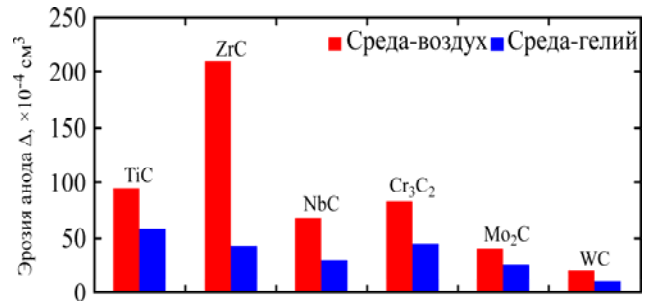


Рис. 3. Эрозия карбидов при ЭИЛ в разных средах (ЭФИ-46А: $R = 4,5$ А/Дж, $t = 2$ мин/см²).

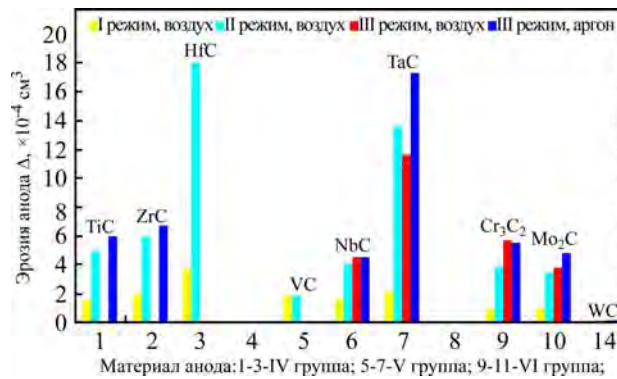


Рис. 4. Изменение эрозии тугоплавких карбидов в ряду $Me^{IV}C - Me^{VI}C$ (катод – сталь У8, ЭФИ-46А: $t = 1$ мин/см²).

Таблица 4. Гранулометрический состав продуктов эрозии TiC_x

TiC_x	Хрупкая фракция, %				Содержание оплавленных частиц, %
	10–30 мкм	30–50 мкм	50–100 мкм	> 100 мкм	
$TiC_{1,0}$	42	37	7	–	14 (10–20 мкм)
$TiC_{0,9}$	20	38	28	9	5 (10–20 мкм)
$TiC_{0,8}$	16	49	25	4	6 (20–60 мкм)
$TiC_{0,7}^*$	4	11	42	30	13 (> 50 мкм)
$TiC_{0,6}^*$	7	22	42	23	6 (20–50 мкм)

* в продуктах эрозии имеются частицы размером 800–1000 мкм.

ние температуры плавления $T_{пл}$ карбидов с ростом атомного номера металла в пределах группы приводит к увеличению характеристической температуры деформации t_x^* . В таком случае склонность к хладноломкости возрастает в этом направлении и объясняет резкое увеличение Δa для $Me^{IV}C$ и $Me^{VI}C$. Действительно, по данным [2], t_x^* коррелирует с $T_{пл}$, увеличиваясь в переходе от TiC к ZrC , от $Me^{VI}C$ к $Me^{IV}C$, от боридов – к карбидам, от металлов – к соединениям по мере увеличения $T_{пл}$. В карбидах металлов VI группы снижение гомеоплярного вклада связи $Me-C$ при росте атомного номера столь существенно, что оно уменьшает хрупкость, несмотря на рост температуры плавления, приводя к увеличению эрозионной стойкости (рис. 4). Отмеченные закономерности эрозии тугоплавких карбидов сохраняются на разных режимах обработки, при этом с увеличением мощности режима общий уровень эрозии возрастает (рис. 4).

Среди тугоплавких соединений карбид титана TiC_x отличается самым широким диапазоном наличия гомогенного твердого раствора ($1 \geq x \geq 0,5$), что в сочетании с наибольшей твердостью и использованием в качестве основы твердых сплавов становится объектом изучения в научном и прикладном отношении. Исследование концентрационных и временных зависимостей характеристик ЭИЛ стали Ст3 в воздухе карбидом титана переменного состава [6] показывает увеличение эрозии с ростом комплектности углеродной подрешетки на начальном этапе обработки и при длительном ЭИЛ. Данные гранулометрического состава продуктов эрозии (табл. 4) свидетельствуют, что при общем доминирующем вкладе частиц хрупкого разрушения (оплавленные частицы составляют ~ 14%) доля мелкодисперсной фракции частиц размером 10–30 мкм, хорошо соединяющихся с поверхностью катода, увеличивается в том же направлении. Это приводит к повышению привеса

катода в ряду $\text{TiC}_{0,6} \rightarrow \text{TiC}_{1,0}$. Указанное можно объяснить систематическими изменениями в электронной структуре TiC_x , изученными методами линейной комбинации атомных орбиталей (МО ЛКАО) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) [7, 8].

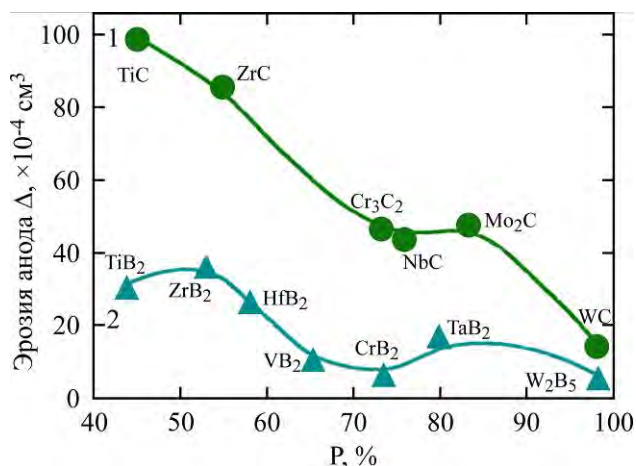


Рис. 5. Зависимость эрозии тугоплавких соединений от степени локализации валентных электронов (P) карбидо- и боридообразующих металлов при ЭИЛ в аргоне: 1 – титана ($t = 2$ мин/см²); 2 – ниобия ($t = 1$ мин/см²).

«Жесткая» ковалентная связь в условиях циклических нагрузок способствует хрупкому разрушению поверхности [2], поэтому карбид титана, в электронном энергетическом спектре которого превалирует ковалентная компонента связи, эродирует преимущественно в твердой фазе. С ростом концентрации вакансий в углеродной подрешетке вследствие ослабления ковалентных Ti-C и усиления Ti-Ti взаимодействий повышается эрозионная стойкость в ряду $\text{TiC}_{1,0} \rightarrow \text{TiC}_{0,6}$. В то же время в этом же направлении уменьшается общая энергия межатомного сцепления из-за сокращения числа Ti-C связей, доминирующих в общем спектре, вследствие чего растет размер эродируемых частиц. Уменьшение эрозии и увеличение крупнозернистой фракции частиц, плохо сцепляющихся с поверхностью катода, приводят к закономерному снижению привеса катода Δk с ростом концентрации углеродных вакансий.

Перейдем к рассмотрению **нитридов** переходных металлов и их эрозии при использовании в качестве электродов. Известно, что они являются более пластичными при достаточно высокой твердости в сравнении с одноименными карбидами. Нитриды слабо смачиваются металлами группы железа [9, 10], что обуславливает их низкую склонность к схватыванию с нагретой стружкой при обработке металлов резанием и хорошее скольжение по металлу. К числу преимуществ нитридных покрытий относится и отсутствие обычно образующейся при карбидизации обезуглероженной зоны, вызывающей

преждевременное выкрашивание покрытия и тем самым снижение стойкости инструмента. Этим можно объяснить возросший интерес к использованию нитридов переходных металлов в качестве защитных покрытий и разработке технологических методов получения их на различных металлах. В данном аспекте представляет интерес исследование нитридов металлов IV группы в качестве легирующих электродов для ЭИЛ металлических поверхностей.

Эрозия нитридов переходных металлов IV группы изучена в процессе «чистового» ЭИЛ молибдена, вольфрама и сталей Ст3 и 45 [9, 10].

В качестве примера на рис. 6 приведены типичные зависимости эрозии нитридов переходных металлов от времени обработки, откуда следует, что, независимо от межэлектродной среды и материала катода, эрозия нестехиометрического нитрида циркония в 2–3 раза выше эрозии других исследованных нитридов, значения Δa которых близки и мало изменяются от времени обработки.

Гранулометрический анализ продуктов эрозии нитридов показал, что подавляющее число частиц образовалось в результате хрупкого разрушения – частицы имели неправильную форму размером 20–400 мкм. В продуктах эрозии $\text{ZrN}_{0,87}$ основную массу (более 80%) составляли частицы размером 100–200 мкм, тогда как в случае $\text{TiN}_{0,84}$ и HfN – 30–60 мкм. Согласно [11], эрозия при хрупком разрушении материала определяется, при прочих равных условиях, свойствами, ответственными за накопление внутренних напряжений, и прежде всего, модулем сдвига и коэффициентом термического расширения (КТР). В таком случае максимальная величина КТР $\text{ZrN}_{0,87}$ в ряду исследованных нитридных фаз [12] объясняет его склонность к интенсивному хрупкому разрушению и, следовательно, наибольшую эрозию. Интенсивная эрозия обуславливает в определенные периоды катастрофическое разрушение рабочей поверхности, связанное с периодической релаксацией внутренних напряжений, из-за чего отмечается колебание величины эрозии дефектного нитрида циркония, превышающее среднее значение в 3–5 раз. С увеличением комплектности ZrN_x КТР уменьшается [12], соответственно уменьшается эрозия $\text{ZrN}_{0,98}$, и размер продуктов хрупкого разрушения становится соизмеримым с таковым для $\text{TiN}_{0,84}$ и HfN .

В ряду нитридов неизученным в качестве анода при ЭИЛ является нитрид бора (BN). Он представляет собой электронный аналог графита и имеет большое сходство со структурой последнего. Существуют аллотропные модификации BN: гексагональная, кубическая, плотная

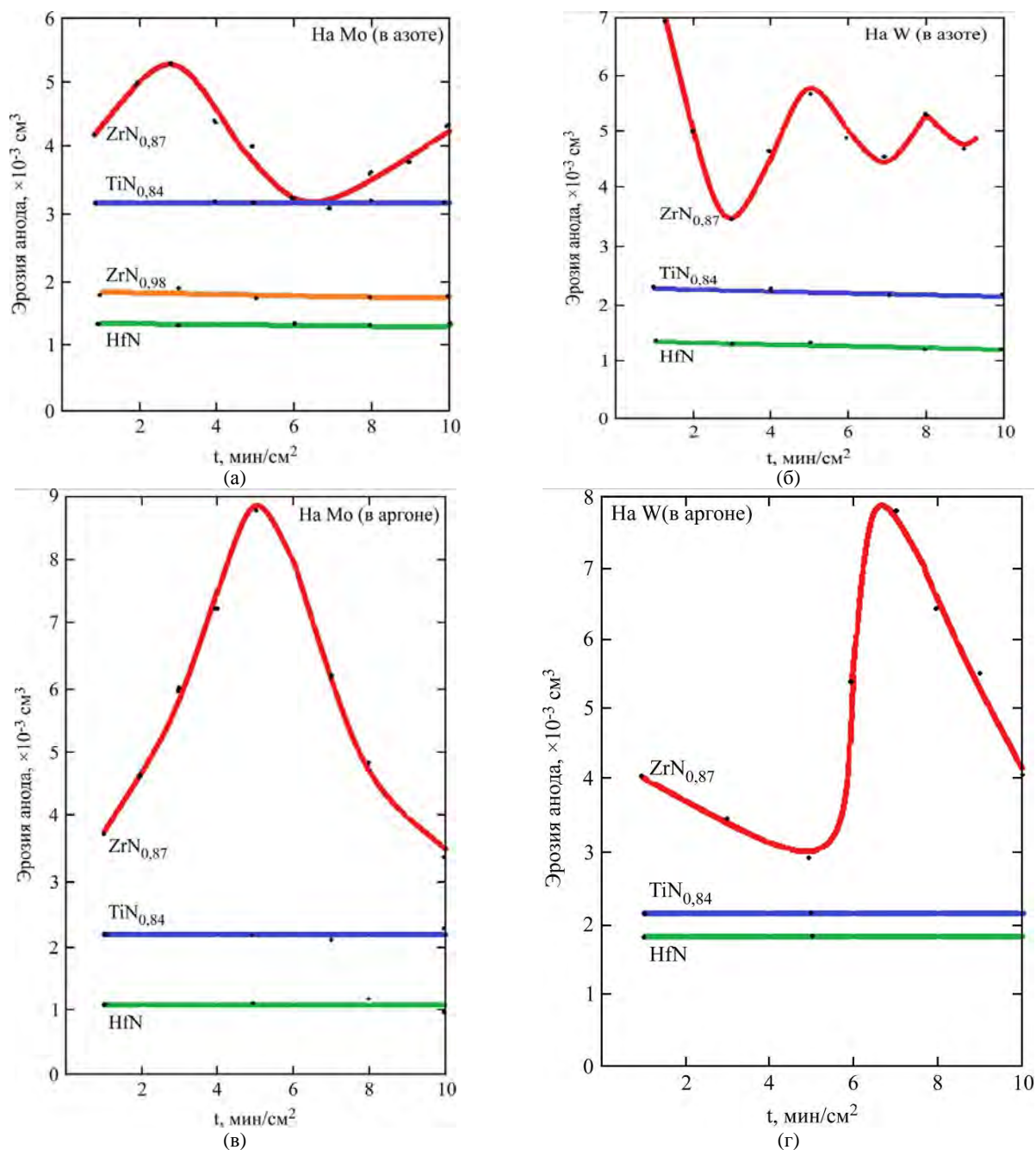


Рис. 6. Зависимость эрозии анодов из нитридов Ti, Zr и Hf при ЭИЛ на установке ЭФИ-46А ($R = 14$ А/Дж) катодов из Мо и W в азоте (а, б) и аргоне (в, г).

гексагональная. Он может существовать в виде разных аморфных модификаций, а также нанотрубок. BN обладает инертностью, не смачивается большинством расплавленных металлов и не взаимодействует со многими химическими веществами, обладает также высокими электро- и теплоизоляционными свойствами. Температура плавления – 3000°C, плотность – 2,18 г/см³, микротвердость – $(800-900) \cdot 10^2$ МПа. Эти свойства нитрида бора являются основой для эффективного использования его в инструментальной промышленности, в изделиях высокотемпературной техники, он составляет базу многих современных технологий.

В данной работе использован BN гексагональный. Результаты исследований эрозии анода

из этого материала при ЭИЛ на установках нового поколения БИГ-1М и БИГ-5 отражены на рис. 7. Виден близкий к аддитивности характер изменения массы анода при энергии импульсов от 0,2 (минимальная эрозия) до 10 Дж (максимальная эрозия).

Вычислениями получены для электрических режимов ЭИЛ (табл. 5) импульсные значения эрозии электрода из BN с учетом его плотности. Сравнение по этому параметру электрода из нитрида бора с электродами из чистых металлов и твердого сплава T15K6 при одинаковых энергетических условиях ЭИЛ показало заметное превышение эрозии из BN, кроме Al на 70-м режиме. Это превышение, очевидно, связано с высокой хрупкостью нитрида бора.

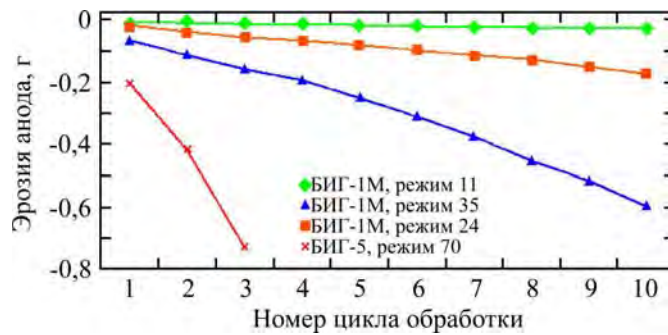


Рис. 7. Зависимость эрозии анода из BN от электрических режимов ЭИЛ стали 45 (площадь обработки 5 см^2 , удельная длительность циклов обработки в порядке возрастания номера режима соответственно 11; 9; 8; 6 $\text{с}/\text{см}^2$).

Таблица 5. Импульсные значения эрозии при ЭИЛ стали 45

Материал анода	Значения эрозии ($\text{см}^3/\text{имп} \times 10^{-7}$) на режимах установок			
	БИГ-1М, 11	БИГ-1М, 24	БИГ-1М, 35	БИГ-5, 70
BN	1,8	10,4	130	742
C (МПГ)	1,0	1,1	12,6	62,1
Al	1,0	2,8	26,2	1016
Ti	0,5	1,0	нет данных	нет данных
Cr	0,9	1,7	нет данных	нет данных
Fe (сталь Ст3)	0,7	1,0	16,2	135
Ni	1,2	2,9	19,2	нет данных
Cu	1,0	2,3	9,3	4,4
Mo	0,5	1,1	3,1	38,0
Ta	0,4	1,9	15,7	нет данных
W	0,2	0,3	3,5	19,8
T15K6	0,4	1,0	9,2	320

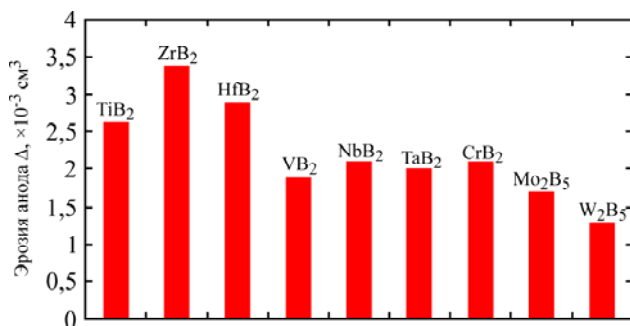


Рис. 8. Эрозия боридов переходных металлов в процессе ЭИЛ стали 45 (ЭФИ-46А: $I_{к.з.} = 4,3 \text{ А}$, $E = 0,93 \text{ Дж}$, $t = 1 \text{ мин}/\text{см}^2$).

Среди тугоплавких соединений представляют интерес для использования в качестве электродов для ЭИЛ также **бориды** (например, дибориды титана, циркония и др.), отличающиеся повышенными твердостью и температурой плавления. В частности, TiB_2 (твердость 25–35 ГПа, температура плавления 3225°C) превосходит свойства TiC . На рис. 8 представлены результаты экспериментальных исследований эрозии боридов ряда переходных металлов на одном из электрических режимов, показывающие их сравнительную эрозионную стойкость: наименьшая – ZrB_2 , наибольшая – W_2B_5 . Видно также на

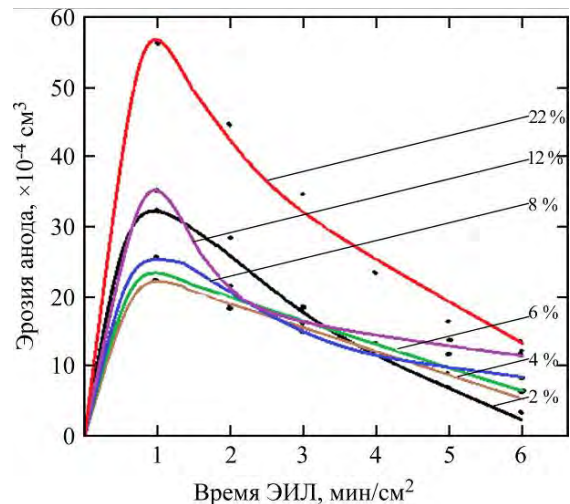


Рис. 9. Влияние пористости TiB_2 зернистостью 40 мкм на его эрозию при ЭИЛ стали 45 (ЭФИ-46А: $R = 4,5 \text{ А}/\text{Дж}$).

примере диборида титана (рис. 9) характерное влияние пористости на эрозию анода в зависимости от времени ЭИЛ.

В основе отмеченного на этом рисунке характера изменения эрозии анода от времени ЭИЛ лежит изменение с пористостью трещиностойкости материала анода, теплопроводности его поверхностного слоя и микроструктуры, определяющих соотношение твердой, жидкой и паровой фаз в процессе эрозии. На начальном этапе ЭИЛ ($t \leq 1 \text{ мин}/\text{см}^2$) при общем увеличении эрозии с ростом пористости за счет межзеренного разупрочнения границ наблюдаем минимум

Таблица 6. Температурная зависимость прочности на сжатие TiB_2 (МПа) от среднего размера зерна r

r , мкм	Температура, °С					
	20	1000	1200	1300	1500	1600
9–13	4500 ± 400	10300 ± 100	8500 ± 500	8000 ± 700	8200 ± 700	2400 ± 300
50	2300 ± 200	2800 ± 200	3000 ± 300	3400 ± 400	3000 ± 400	1500 ± 300

эрозии, соответствующий пористости 4%. По-видимому, при такой пористости обеспечивается наибольшее проникновение материала катода в поверхностный слой анода за счет капиллярного эффекта. Кроме того, при такой низкой пористости поверхность TiB_2 -анода дополнительно разогревается за счет ухудшения теплоотвода воздушной прослойки в порах, в результате чего возрастает вклад жидкофазной эрозии. Увеличение пористости отражается на резком возрастании эрозии материала анода.

Как видно на рис. 9, дальнейшее увеличение времени обработки ($t > 1$ мин/см²) на данном энергетическом режиме ведет к значительному снижению эрозии анода независимо от его пористости, что, по-видимому, связано с обратным переносом и образованием на аноде вторичной структуры повышенной эрозионной стойкости.

Исследовалась эрозионная стойкость материала TiB_2 -анода в зависимости от величины зерна. Экспериментально установлено, что уменьшение размера зерна способствует увеличению эрозионной стойкости (рис. 10). Это обусловлено, согласно формуле Петча [13], повышением хрупкой прочности и преимущественно интеркристаллитным характером разрушения [11, 14], что согласуется с положением об увеличении прочности при сжатии с уменьшением среднего размера зерна в исследованном диапазоне температур (табл. 6).

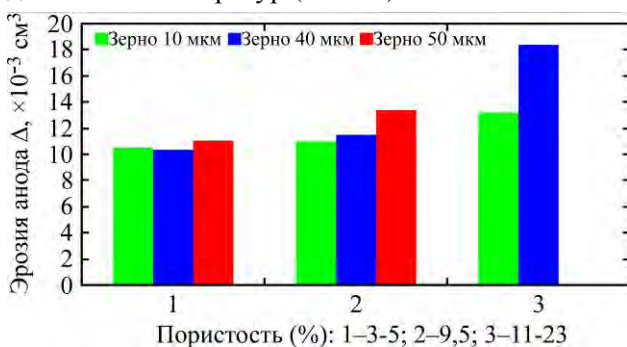


Рис. 10. Зависимость эрозии TiB_2 -анода от среднего размера зерна при ЭИЛ стали 45 (ЭФИ-46А: $R = 4,5$ А/Дж, 10 минут).

Это свидетельствует об уменьшении вклада твердофазной эрозии в общий эрозионный эффект и благоприятствует формированию слоя на катоде: с уменьшением зернистости возрастают привес катода и порог хрупкого разрушения легированного слоя.

Обобщая вышеизложенное о результатах исследований эрозии в ряду тугоплавких соеди-

нений, можно сделать заключение, что величина эрозии на начальном этапе ЭИЛ коррелирует с изменением параметров их электронной структуры, увеличиваясь по мере усиления ковалентной составляющей связи в спектре межатомных взаимодействий.

2. Исследования эрозии твердых сплавов

Имеющиеся ограниченные сведения о влиянии свойств твердых сплавов и содержания добавок на эрозию не позволяют оптимизировать структуру и состав таких сплавов для различных условий ЭИЛ. Поэтому проведены такие исследования для стандартных твердых сплавов с Со-связкой, а также для сплавов на основе TiC , ZrC , NbC с добавками Fe, Co, Ni, $ZrN - Mo$, W_2B_5 , $ZrN - Al_2O_3$, $ZrB_2 - Mo$, $TiB_2 - Mo$, $TiN - Al_2O_3$, $TiN - Cr$.

На начальном этапе обработки ($t \approx 1$ мин/см²) эрозионная стойкость и коэффициент переноса сплавов значительно больше таковых соответствующего тугоплавкого соединения и возрастают с повышением содержания связки в сплаве, особенно при использовании более хрупких соединений металлов IV группы (рис. 11, 12). В этом случае, как правило, концентрационная зависимость эрозии имеет слабо выраженный минимум, который реализуется для $Me^{IV}C$ при 20–50 об.% связки, для $Me^{VI}C$ – при 2–20 об.%. В случае WC, наиболее пластичной среди исследованных карбидных фаз, добавка кобальта слабо влияет на эрозию (рис. 13).

При длительном ЭИЛ ($t > 4$ мин/см²) влияние связки на эрозию WC неоднозначно и зависит от режимов обработки (рис. 14, 15). Это объясняется формированием вторичной структуры на рабочей поверхности электрода за счет образования керметов на основе железа, эрозионно стойкого соединения W_2C и уплотнения приповерхностного слоя. Формирование вторичной структуры проявляется в уменьшении эрозии при увеличении времени обработки (рис. 16). Различия в концентрационных зависимостях эрозии при длительном ЭИЛ сплавом типа ВК может быть связано с неодинаковым характером разрушения вторичных структур при разных режимах обработки.

Полученные данные свидетельствуют о несоблюдении закона аддитивности эрозии твердых сплавов и зависимости ее от содержания пластической связки.

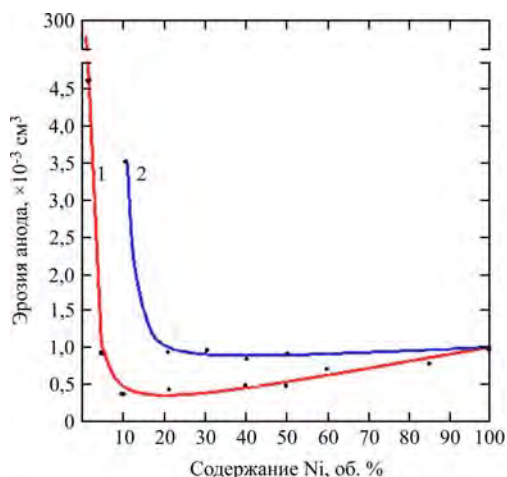


Рис. 11. Концентрационные зависимости эрозии твердых сплавов: 1 – NbC+Ni; 2 – ZrC+Ni – при ЭИЛ стали 45 ($R = 100$ А/Дж, $t = 1$ мин/см²).

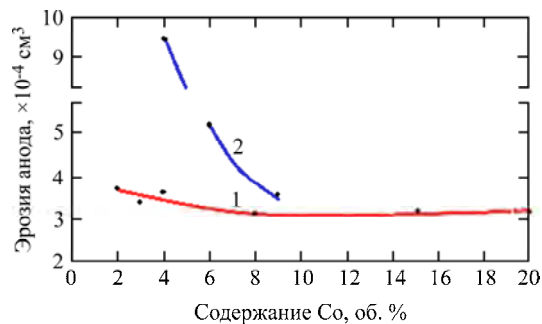
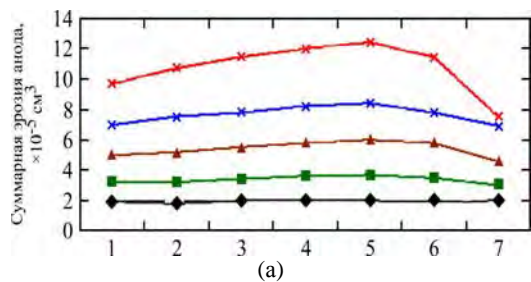
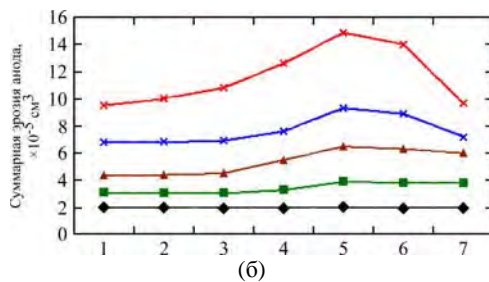


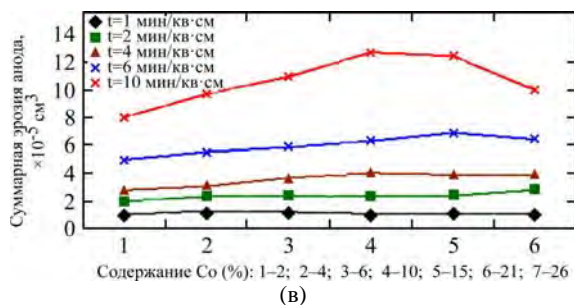
Рис. 12. Концентрационные зависимости эрозии твердых сплавов: 1 – WC+Co; 2 – TiC+WC+Co – при ЭИЛ стали Ст3 ($R = 100$ А/Дж, $t = 1$ мин/см²).



(а)



(б)



(в)

Рис. 13. Зависимость суммарной эрозии сплавов ВК от содержания Со при ЭИЛ сталей Ст3 (а); 30ХГСНА (б); Р6М5 (в) в воздухе (ЭФИ-46А: $R = 33$ Дж).

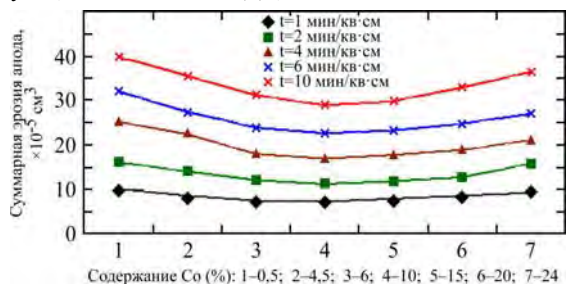


Рис. 14. Концентрационные зависимости суммарной эрозии сплавов WC-Co при ЭИЛ стали 30ХГСНА (ЭФИ-46А: $R = 1,5$ Дж).

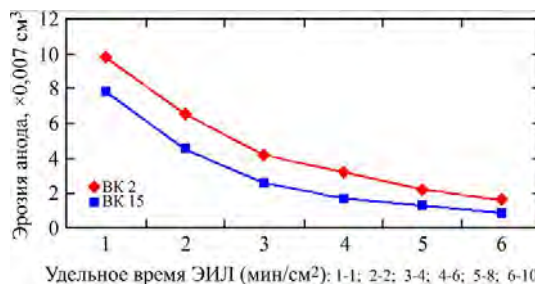


Рис. 15. Временные зависимости эрозии твердых сплавов типа ВК при ЭИЛ стали 30ХГСНА (ЭФИ-46А: $R = 1,5$ Дж).

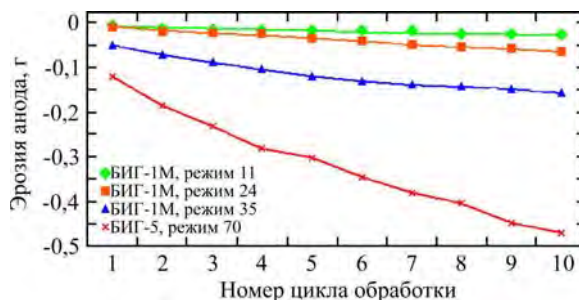


Рис. 16. Зависимость эрозии анода из твердого сплава Т15К6 от электрических режимов ЭИЛ стали 45 (площадь обработки 5 см², удельная длительность циклов обработки в порядке возрастания номера режима соответственно 11; 8; 6; 5 с/см²).

В определенной степени указанный факт подтверждается исследованием эрозии твердого сплава Т15К6 с использованием современных установок БИГ-1М и БИГ-5, что отражено на рис. 16.

ВЫВОДЫ

Таким образом, обобщая вышеизложенное о результатах исследований эрозии в ряду тугоплавких соединений и твердых сплавов, можно утверждать следующее:

1) тугоплавкие соединения эродируют со значительным участием твердой фазы, корреляция величины эрозии с теплофизическими свойствами для них отсутствует и имеет место ее уменьшение в ряду Me^{IV} к Me^{VI} ;

2) среди тугоплавких соединений карбид титана TiC_x отличается наиболее широким диапазоном существования гомогенного твердого раствора и эродирует преимущественно в твердой фазе;

3) величина эрозии тугоплавких соединений на начальном этапе ЭИЛ коррелирует с изменением параметров их электронной структуры, увеличиваясь по мере усиления ковалентной составляющей связи в спектре межатомных взаимодействий;

4) увеличение пористости способствует возрастанию эрозии материала анода;

5) эрозионная стойкость и коэффициент переноса твердых сплавов на начальном этапе обработки ЭИЛ значительно больше таковых соответствующего тугоплавкого соединения и возрастают с повышением содержания связки в сплаве;

6) применительно к твердым сплавам закон аддитивности эрозии и зависимости ее от содержания пластической связки не соблюдается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Верхотуров А.Д., Иванов В.И., Коневцов Л.А. *Труды ГОСНИТИ*. 2016, **125**, 202–215.
2. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. *Физические основы прочности тугоплавких металлов*. Киев: Наукова думка, 1975. 316 с.
3. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. *Электронная локализация в твердом теле*. М.: Наука, 1976. 340 с.
4. Самсонов Г.В., Муха И.М., Верхотуров А.Д. *Порошковая металлургия*. 1977, (3), 55–60.

5. Мильман Ю.В., Трефилов В.И. *Физика хрупкого разрушения*. Ч. 2. Киев: ИПМ АН УССР, 1976. С. 3–18.
6. Верхотуров А.Д., Егоров Ф.Ф., Подчерняева И.А., Смолин М.Д. *Порошковая металлургия*. 1982, (9), 28–31.
7. Ivanovsky A.L., Gubanov V.A., Shveikin G.P., Kurmaev E.Z. *J Less Common Met.* 1981, **78**(1), 1–17.
8. Самсонов Г.В., Горячев Ю.М., Охремчук Л.М. и др. *Известия вузов. Физика*. 1977, (1), 42–50.
9. Верхотуров А.Д., Ковальченко М.С., Кириленко С.Н. и др. *ЭОМ*. 1981, (5), 21–25.
10. Верхотуров А.Д., Кириленко С.Н., Подчерняева И.А. и др. *Порошковая металлургия*. 1981, (4), 80–84.
11. Минаков В.И. *Физика хрупкого разрушения*. Ч. 2. Киев: ИПМ АН УССР, 1976. С. 138–147.
12. Самсонов Г.В. Кулик О.П., Полищук В.С. *Получение и методы анализа нитридов*. Киев: Наукова думка, 1978. 320 с.
13. Разрушение. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. Под ред. А.Ю. Ишлинского, М.: Мир, 1973. Т. 1. 440 с.
14. Архаров В.И. *Физика хрупкого разрушения*. Киев: ИПМ АН УССР, 1976. Ч. 2. С. 44–57.

Поступила 01.05.17

После доработки 10.08.17

Summary

This paper presents the results of years of research related to the dependence of the erosion of the anode electro-spark alloying on the physical-chemical properties of its material. Investigations were carried out at various installations, electric modes, with manual and mechanized handling, in different environments. This article contains general data about the anode erosion of refractory compounds and hard alloys. It is shown that erode refractory compounds involve a significant solid phase participation, while the correlation of the erosion value with thermo-physical properties is absent. The erosion resistance and the coefficient of transfer of hard alloys at the initial stage of the electric spark alloying are both significantly greater than those of the corresponding refractory compounds and the increase with adding more ligament in the alloy. The rule of the additive erosion and its dependence on the content of plastic ligament is not applicable hard alloys. A higher porosity leads to the increase in the erosion of the anode material.

Keywords: doping-tension installation, anode erosion, refractory compounds, hard alloys.