

УДК 621.763:546.26:621.9.048.4

Е. А. Левашов, В. С. Панов, доктора техн. наук;
А. Е. Кудряшов, Ю. С. Погожев, кандидаты техн. наук

*Московский государственный институт стали и сплавов
(технологический университет), г. Москва, Россия*

СВС–ТВЕРДОСПЛАВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Hard alloys based on titanium-chromium carbide ($TiC-Cr_3C_2-Ni$) were produced by high-temperature self-propagating synthesis method and sintered hard alloy BA8 ($WC-Ni_3Al$) was produced by powder metallurgy technique.

Application availability of hard alloy BA8 as a material for production cutting tools and SHS-materials as electrodes for strengthening of cutting tools, die blocks and forming rolls using Electro Spark Alloying (Deposition) technology was demonstrated.

Обеспечение стабильных эксплуатационных характеристик различных инструментов является важнейшей научно-технической задачей и может быть достигнуто как путем создания новых материалов, так и путем нанесения на инструмент защитных (износо-, жаростойких и т.д.) покрытий.

В настоящее время для нанесения защитных покрытий на режущий инструмент широко применяют вакуумные методы (термическое испарение, ионное распыление, ионное осаждение, электронно-лучевое плазменное напыление и т.д.). Для повышения стойкости штампового инструмента используют химико-термическую обработку (цементация, азотирование, нитроцементация (цианирование)).

Однако покрытия, нанесенные вакуумными технологиями, характеризуются низкой адгезией и невысокой толщиной, а химико-термическая обработка наносит вред окружающей среде.

В то же время одними из преимуществ технологии электроискрового легирования (ЭИЛ) являются высокая адгезия наносимых покрытий к подложке и ее экологичность. К достоинствам технологии также относятся возможность локальной обработки поверхности, относительная простота, не требующая применения труда высококвалифицированного персонала, отсутствие предварительной подготовки обрабатываемой поверхности, высокая надежность оборудования.

Традиционно в качестве электродных материалов (ЭМ) используют металлы и их сплавы, графит, а также твердые сплавы, в основном на основе карбидов вольфрама, получаемые по технологии порошковой металлургии [1].

Однако такие твердые сплавы не всегда удовлетворяют требованиям, предъявляемым к электродным материалам, в связи с их высокой эрозийной стойкостью, низкой жаростойкостью карбида вольфрама (WC) и высокой стоимостью компонентов (W и Co).

В связи с этим возникла идея использования более прогрессивных твердосплавных электродных материалов на безвольфрамовой основе, которая должна решаться на принципиально новой технологической основе, чем производство твердых сплавов по традиционной технологии порошковой металлургии.

Принципиально новый подход в технологическом процессе получения электродов для ЭИЛ открывается с применением технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

Целью данной работы является демонстрация возможности получения новых составов твердосплавных материалов технологиями классической порошковой металлургии (спека-

ния) и СВС, применение новых материалов в качестве электродов для технологии ЭИЛ и апробирование разработанных материалов в промышленности.

Методика

Все твердосплавные материалы на основе карбидов вольфрама и титана были получены по технологиям СВС-компактирования и спекания. Составы твердых сплавов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Составы твердых сплавов и технологии их получения

Марка сплава	Система	Технология изготовления	Примечание
СТИМ-3Б*	TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni (базовый состав); TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni + нанокomпонент	СВС-компактирование	ТУ1984-012-301236-01
СТИМ-3Б**	TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni + УДА	СВС-компактирование	ТУ1984-1-11301236-93
СТИМ-3В**	TiC–Cr ₃ C ₂ –Fe (базовый состав) TiC–Cr ₃ C ₂ –Fe + УДА	СВС-компактирование	ТУ1984-1-11301236-93
ВК8	WC–Co	Спекание	ТУ 6.09-03-360-74
ВА8	WC–Ni ₃ Al	Спекание	ТУ 14.1-3282-85

* Материал, содержащий нанодисперсный компонент (ZrO₂, Al₂O₃, NbC, W, WC, WC–Co).

** Материал, содержащий ультрадисперсный алмаз (УДА)

В качестве модельного для исследований был выбран хорошо изученный в части механизмов горения, структуро- и фазообразования синтетический твердый инструментальный материал (СТИМ) в системе TiC–Cr₃C₂–Ni (сплав СТИМ-3Б) [2].

В качестве модифицирующих добавок использовали различные нанодисперсные порошки, полученные золь–гель и плазмохимическим методами. Основным критерием выбора материала наноразмерной добавки была ее высокая температура плавления. Добавки нанодисперсных порошков вводили в исходную СВС-шихту из расчета 7 об. % ZrO₂, Al₂O₃, NbC и 3,5 об. % W, WC, WC–Co.

Для удаления влаги исходные порошки перед их смешением подвергали сушке при температуре 90 °С в сушильных шкафах в течение 8–10 ч. Затем проводили рассев порошков с выделением необходимой фракции.

Приготовление СВС-шихты, содержащей нанокomпонент, осуществляли с использованием шаровой вращающейся и планетарной мельниц, а также с использованием ультразвуковой обработки.

Предварительное прессование исходного шихтового брикета проводили в цилиндрической пресс-форме диаметром 78 мм. Давление прессования подбиралось так, чтобы относительная плотность брикета составляла 55–60 %. Для получения компактных продуктов синтез проводили в реакционной пресс-форме на гидравлическом прессе марки ДА-1932Б с максимальным усилием прессования 160 т. При этом в качестве среды передающей давление использовался просушенный песок. Силовое воздействие в 35 т прикладывалось на горячие продукты синтеза сразу после завершения процесса безгазового горения. Время задержки прессования после окончания горения для всех материалов варьировалось от 0,5 до 1 с; время выдержки горячих продуктов синтеза под давлением составляло 6 с. После этого пресс-форма разгружалась, и продукты синтеза охлаждались в песке на воздухе.

Полученную заготовку шлифовали и разрезали на образцы для исследования физико-механических свойств и электроды для электроискрового легирования.

Скорость горения (U_r) смесей контролировалась с помощью фотодиодов, установленных непосредственно в песчаной реакционной пресс-форме с противоположной стороны от иницирующей горение вольфрамовой спирали. Адиабатическая температура горения шихтовых брикетов (T_r) рассчитывалась с использованием специальной программы «THERMO», разработанной в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН [3]. Экспериментальные значения температуры горения определялись по микротермопарной методике [4]. Термопары подводились к шихтовой заготовке, размещенной непосредственно в песчаной реакционной прессформе. Сплавы BK8 (WC-Co) и BA8 (WC-Ni₃Al) получали по методике, описанной в работе [5].

Для нанесения покрытий применяли установки для электроискрового легирования марок «Элитрон-22А», «Элитрон-27», «Элитрон-52Б», а также «Корона-1101» («Импульс-1101»).

Электроискровое легирование проводили на воздухе с частотой вибрации электрода 50 Гц, при варьировании энергетических режимов обработки (энергии импульсных разрядов).

Определение структуры, состава и физико-механических свойств материалов и полученных электроискровых покрытий проводились по методикам, приведенных в работах [5–7].

Испытания режущих свойств пластин из быстрорежущей стали Р6М5Ф3, упрочненной технологией электроискрового легирования, проводились при точении стали 12Х2Н4А. Испытания проводили на универсальном станке 1К625 с вариатором для бесступенчатого регулирования количества оборотов шпинделя. Испытаниям подвергали неперетачиваемые 4-гранные пластины, которые после закрепления в державку имели следующие геометрические параметры: $\gamma = 10^\circ$; $\alpha = \alpha_1 = 10^\circ$; $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$; $r = 0,8$ мм. Точение проводили на режимах $V = 30$ м/мин; $S = 0,2$ мм/об; $t = 0,5$ мм. В качестве критерия затупления инструмента был принят износ по задней поверхности – $h_3 = 0,25$ мм.

Результаты и их обсуждение

Адиабатические температуры $T_{ад}$ и скорости горения U_r исходных шихтовых брикетов представлены в табл. 2.

Таблица 2. Параметры СВС-процесса

Система	U_r , см/с	$T_{ад}$, К
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni	2,5	2796
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni + ZrO ₂ золь – гель	0,8	2468
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni + Al ₂ O ₃ золь – гель	0,7	2331
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni + W плазмохимический	2,0	2718
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni + WC плазмохимический	1,8	2693
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni + WC-Co плазмохимический	1,8	2674
TiC-Cr ₃ C ₂ -Ni + NbC плазмохимический	1,0	2629

Видно, что скорость горения при разбавлении различными нанодисперсными порошками уменьшается в 1,5–3,5 раза. Также введение нанодисперсных порошков в исходную шихту способствует снижению температуры горения по сравнению с базовым материалом. Это позволяет сделать вывод об относительной инертности добавок нанодисперсных порошков тугоплавких соединений и термодинамический характере их влияния на процесс горения, выступая в роли теплового балласта. В тоже время нельзя исключать и кинетический характер влияния, который состоит в том, что нанопорошки, равномерно распределяясь между частицами реагентов, частично блокируют реакционную поверхность. Причем это влияние тем

сильнее, чем больше удельная поверхность вводимой добавки. Это можно проследить на примере ZrO_2 , Al_2O_3 и W. Порошок вольфрама обладая теплопроводностью 118 Вт/(м×К) при 1000 К [8] и удельной поверхностью 0,9 м²/г при 5 %-м объемном содержании, слабо влияет на процесс горения: скорость горения составляет 2,0 см/с, а порошок оксида алюминия, имея развитую удельную поверхность 180 м²/г и низкую теплопроводностью 7 Вт/(м×К) при 1500 К [8], снижает скорость горения до 0,7 см/с. Аналогичным образом влияет и нанокристаллический диоксид циркония, скорость горения данного образца составляет 0,8 см/с.

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) СВС-материалов на основе СТИМ-ЗБ показаны в табл. 3.

Таблица 3. Результаты РФА

Марка сплава (система)	Фаза	Объемная доля, %	Весовая доля, %	Периоды решеток, Å
СТИМ-ЗБ (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni)	(Ti,Cr)C	84	76	$a = 4,306$
	Cr ₃ C ₂	11	18	$a = 5,522; b = 2,839; c = 11,49$
	Ni	5	6	$a = 3,558$
СТИМ-ЗБОК _H (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+ ZrO ₂)	(Ti,Cr)C	86	81	$a = 4,332$
	Cr ₃ C ₂	8	10	$a = 5,530; b = 2,843; c = 11,49$
	Ni	5	8	$a = 3,546$
	Ti,Zr(C,O)	1	1	$a = 4,580$
СТИМ-ЗБОА _H (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+Al ₂ O ₃)	(Ti,Cr)C	91	86	$a = 4,293$
	Cr ₃ C ₂	4	5	$a = 5,524; b = 2,843; c = 11,49$
	Ni	5	9	$a = 3,549$
СТИМ-ЗБВ _H (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+ W)	(Ti,Cr)C	93	89	$a = 4,309$
	Cr ₇ C ₃	3	4	$a = 4,489; b = 7,160; c = 12,08$
	Ni	4	7	$a = 3,543$
СТИМ-ЗБКВ _H (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+WC)	(Ti,Cr)C	90	86	$a = 4,303$
	Cr ₃ C ₂	5	6	$a = 5,533; b = 2,842; c = 11,50$
	Ni	5	8	$a = 3,542$
СТИМ-ЗБКВ _{8H} (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+(WC–Co))	(Ti,Cr)C	92	89	$a = 4,301$
	Cr ₃ C ₂	4	5	$a = 5,529; b = 2,842; c = 11,46$
	Ni	4	6	$a = 3,546$
СТИМ-ЗБКН _H (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+NbC)	(Ti,Cr)C	88	83	$a = 4,327$
	Cr ₃ C ₂	7	9	$a = 5,540; b = 2,845; c = 11,49$
	Ni	5	8	$a = 3,556$

Фазовый состав базового сплава без добавок включает в себя сложный титано-хромовый карбид (Ti, Cr)C, который образуется за счет растворения карбида хрома в решет-

ке TiC в процессе горения, карбид хрома Cr_3C_2 и фазу никеля со смещенными линиями за счет растворения в нем хрома и титана. Отдельных линий нанодисперсных добавок РФА не зафиксировал. Оксид циркония образует с карбидом титана соединение типа $(Ti, Zr)C, O$, которое выпадает в виде отдельной фазы с ГЦК решеткой типа NaCl с периодом $4,58 \text{ \AA}$.

На рис. 1 представлены фотографии микроструктуры полученных СВС-материалов на основе сплава СТИМ-3Б с добавками нанодисперсных порошков. Микроструктура базового сплава (рис. 1, а) включает в себя ограниченные зерна титано-хромового карбида, карбида хрома (Cr_3C_2) и прослойку связующей фазы никеля. Средний размер зерен основной фазы составляет $3,5 \text{ мкм}$.

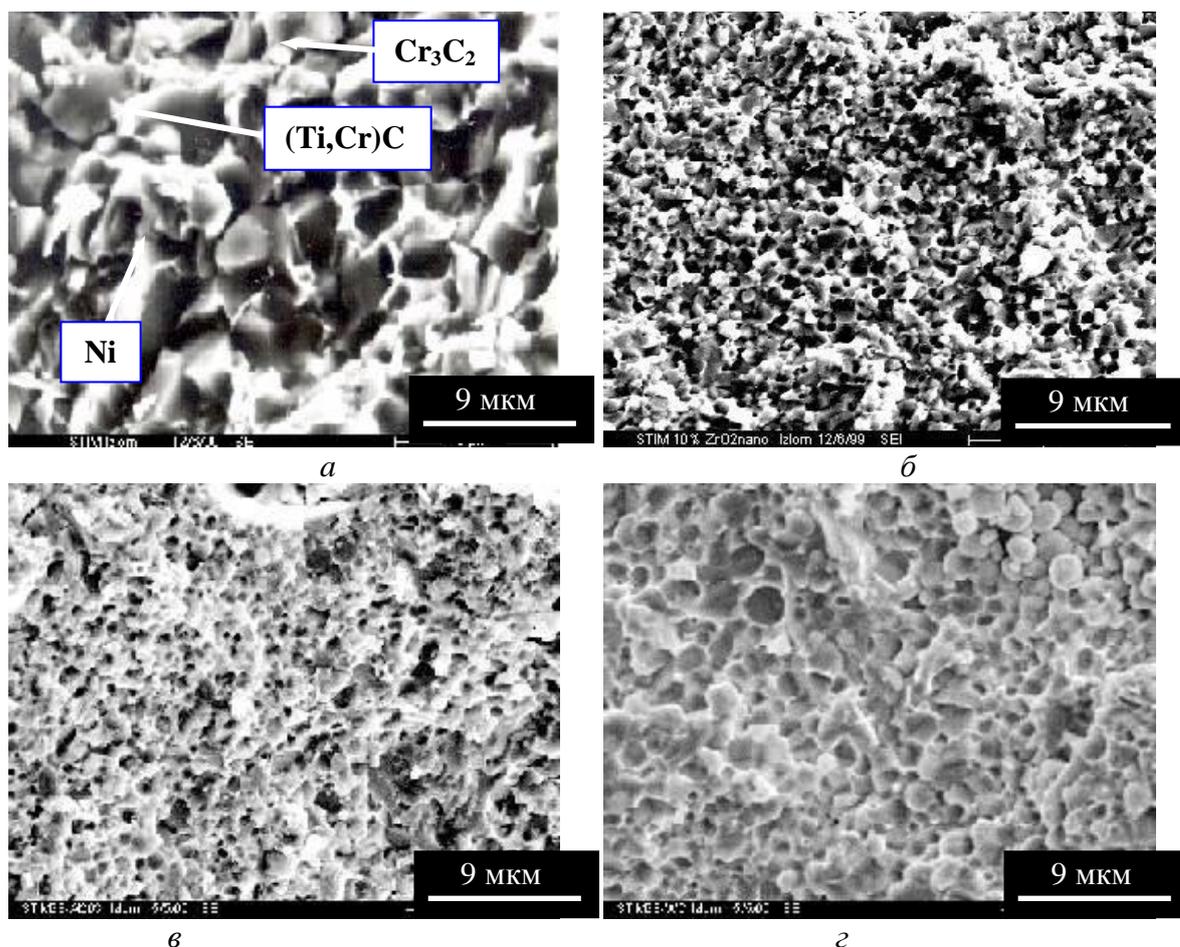


Рис. 1. Фотографии микроструктуры СВС-материалов (выборочно). Увеличение $\times 3000$: а – СТИМ-3Б; б – СТИМ-3БОКн; в – СТИМ-3БОУн; г – СТИМ-3БКВн.

Видно, что введение нанодисперсных компонентов в состав смеси приводит к уменьшению среднего размера зерна сложного титано-хромового карбида (рис. 1, табл. 4). К причинам данного влияния на структуру сплава можно отнести следующее. Во-первых, добавки нанодисперсных порошков являются относительно инертными компонентами смеси и, следовательно, они снижают скорость и температуру горения. При этом уменьшается скорость роста карбидных зерен в волне горения.

Вторая возможная причина – это увеличение количества центров кристаллизации на ранней стадии структурообразования, что способствует процессу гетерогенного зародышеобразования. Наибольший эффект модифицирования структуры сплава выявлен при введении нанопорошков ZrO_2 и Al_2O_3 .

В табл. 4 представлены физико-механические характеристики исследуемых СВС-материалов в системе TiC–Cr₃C₂–Ni, а также приведены значения плотности и среднего размера зерна основной карбидной фазы. Видно, что добавки нанодисперсных порошков оказывают неоднозначное влияние на свойства СВС-сплава (прочность при изгибе, трещиностойкость, твердость).

Таблица 4. Физико-механические свойства сплавов на основе СТИМ-ЗБ

Марка сплава	Физико-механические свойства					
	Средний размер зерен, мкм	ρ , г/см ³	$P_{ост}$	$\sigma_{изг}$, МПа*	K_{IC} , МПа×м ^{1/2}	Твердость HV, ГПа
СТИМ-ЗБ	3,5	5,3	1,3	800	14,0	16,8
СТИМ-ЗБОК _н	0,5	5,4	0,2	1200	20,0	20,5
СТИМ-ЗБОА _н	1,0	4,7	10,3	700	9,3	20,0
СТИМ-ЗБВ _н	2,3	5,5	0,2	1080	16,4	19,5
СТИМ-ЗБКВ _н	2,0	5,4	1,8	770	14,8	18,1
СТИМ-ЗБКВ _{8н}	1,7	5,3	3,5	800	17,4	21,7
СТИМ-ЗБКН _н	1,5	5,3	3,6	775	16,7	19,6

* Определено на шлифованных образцах.

Так, введение нанодисперсных порошков вольфрама W и диоксида циркония ZrO₂ повышает прочность материала при изгибе с 800 до 1080 и 1200 МПа, в то время как другие добавки не оказывают существенного влияния на данную характеристику сплава. За исключением оксида алюминия, все добавки повышают трещиностойкость исследуемого материала в интервале от 14 до 20 МПа×м^{1/2}. Однако наряду с этим добавка Al₂O₃ существенно увеличивает твердость сплава TiC–Cr₃C₂–Ni, что, по-видимому, связано с уменьшением размера зерна основной карбидной фазы.

По комплексу изученных свойств можно считать, что легирование сплава СТИМ-ЗБ на основе системы TiC–Cr₃C₂–Ni нанодисперсными порошками ZrO₂ и W наиболее предпочтительно для достижения одновременно высоких значений твердости, прочности и трещиностойкости.

В табл. 5 приведены физико-механические свойства сплавов на основе карбида вольфрама. Применение интерметаллидной связки (Ni₃Al) вместо кобальта (Co) способствует уменьшению плотности материала, снижению предела прочности при изгибе и при сжатии, а также повышению твердости.

Наибольшей прочностью и трещиностойкостью обладает сплав ВА8, подвергнутый баротермической обработке.

По сравнению с СВС-материалами, материалы на основе карбида вольфрама имеют большую плотность, больший предел прочности при изгибе, но уступают по твердости и трещиностойкости.

Таблица 5. Физико-механические свойства сплавов на основе карбида вольфрама

Марка сплава	Плотность ρ , г/см ³	Предел прочности при изгибе ($\sigma_{изг}$), МПа*	Твердость		Предел прочности на сжатие, МПа	Предел прочности при сжатии σ_p , МПа**	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	Работа разрушения, А, Дж
			HRA	HV, ГПа				
ВК6Г** *	14,8	1650	89,5	14,0	4900	50,2	6,8	0,38
ВК8	14,50	1700	87,0	11,5	4100	-	6,0	0,42
ВА8***	13,95	1400	88,5	13,1	4000	43,0	5,8	0,40
ВА8В	14,0	1400	88,5	13,0	4000	43,5	7,8	0,51
ВА8К	14,1	1400	88,5	12,9	4200	44,8	8,2	0,65
ВА8Б	14,1	1450	89,0	13,5	4200	50,2	9,5	0,75

* Определено на шлифованных образцах.

** Определено на образцах в форме диска \varnothing 8–10 мм, толщиной 2,5–3 мм по методике, описанной в [9].

*** Технология получения сплавов ВА8 и ВК6:

Г – горячее прессование;

В – вакуумное спекание,

К – компрессионное спекание,

Б – баротермическое воздействие;

ВА8 – вакуумное спекание.

В табл. 6 приведены результаты металлографического анализа электроискровых покрытий на быстрорежущей стали Р6М5. Полученные покрытия характеризуются сплошностью до 80 % и толщиной до 30 мкм. Микротвердость покрытий составляет 14,7–17,3 ГПа, что в 3,6–4,8 раза превышает микротвердость стали Р6М5.

Таблица 6. Установка «Элитрон-22А» 2 режим ($I_{раб}=1,0-1,2$ А). Подложка Р6М5

Марка сплава	Сплошность, %	Толщина, мкм	Микротвердость, ГПа	
			подложка	покрытие
СТИМ-3Б	60	30	3,7	16,3
СТИМ-3Б5У	80	10	3,9	17,3
СТИМ-3В	60	3	3,22	15,5
СТИМ-3В5У	70	7	3,5	17,0

Покрытия, сформированные на штамповой стали 5ХНМ, характеризуются сплошностью 65–95 %, толщиной 12–40 мкм и микротвердостью 8,0 – 13,4 ГПа. Применение модифицированного нанодисперсным компонентом электродного материала способствует повышению износостойкости (уменьшению скорости износа) ЭИЛ-покрытий (табл. 7).

Рентгеноструктурным фазовым анализом обнаружено, что в покрытии из СВС-электродного материала СТИМ-3Б, присутствует двойной титано-хромовый карбид (Ti, Cr)C, железо (Fe) и интерметаллид Fe–Ni–Cr. Введение ZrO₂ в электродный материал приводит к появлению на рентгенограммах разделенных линий карбида титана TiC и карбида хрома Cr₃C₂.

Также на рентгенограммах присутствуют железо (Fe) и следы оксида циркония ZrO_2 .

Таблица 7. Установка «Элитрон-52Б». Подложка 5ХНМ

Ре-жим	Е имп., Дж	Марка сплава	Микротвердость, ГПа		Сплош-ность, %	Толщи-на, мкм	Ско-рость износа, мкм/м $\times 10^{-2}$
			подложка	покры-тие			
2	0,06	СТИМ-3Б	2,3	8,0	65	12	60*
3	0,13		2,1	8,4	70	20	15
6	0,42		2,4	9,0	75	40	7
2	0,06	СТИМ-3Б100Кн	2,2	10,8	90	10	25
3	0,13		2,3	11,1	95	20	8
6	0,42		2,3	13,4	85	30	3

* Скорость износа образца без покрытия (сталь Р6М5) составляла $100 \text{ мкм/м} \times 10^{-2}$.

Промышленное применение материалов и покрытий

Испытания резцов из сплава ВА8 при точении стали 30Х и чугуна С430 при скоростях резания 500 м/мин (сталь) и 110 м/мин (чугун) показали, что по износостойкости он превосходит в 2,0 – 2,2 раза стандартный сплав ВК8 и не уступает сплаву Т5К10 [5].

Электроискровая обработка позволяет повысить стойкость режущих пластин из быстрорежущей стали Р6М5Ф3 в 2 раза (табл. 8). Следует отметить, что покрытия из СВС-материалов более износостойкие по сравнению с покрытиями, нанесенными твердыми сплавами ВК8 и Т15К6.

Таблица 8. Результаты испытания режущих пластин (сталь Р6М5Ф3) с ЭИЛ-покрытиями

Марка сплава (Система)	Время точения, мин
Пластина без обработки	32
Т15К6 (TiC–WC–Co)	24
ВК8 (WC–Co)	42
СТИМ-3В5У (TiC–Cr ₃ C ₂ –Fe+УДА)	38
СТИМ-2/30НМ (TiC–Ni–Mo)	61
СТИМ-6/30ст65У (TiC–TaC–Р6М5+УДА)	48
СТИМ-6/30стн5У (TiC–TaC–Х18Н9Т+УДА)	46
СТИМ-3Б (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni)	63
СТИМ-3Б5У (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+УДА)	44
СТИМ-3Б100к (TiC–Cr ₃ C ₂ –Ni+ZrO ₂)	58

Испытания штампов, упрочненных СВС-электродными материалами, показали увеличение стойкости штампов: ковочных – до 2,5 раз; вырубных – в 1,5 раза; вытяжных – более чем в 12 раз; обрезных – в 1,5 раза; гибочных – в 3–3,5 раза; выдавливания – в 3,75–5 раз; для изотермической штамповки – в 2,4 раза.

Разработанные технологии упрочнения штампов и СВС-электродные материалы были внедрены на ОАО «Уфимское моторопроизводственное объединение» и на ОАО «Подоль-

ский машиностроительный завод им. Орджоникидзе». На Подольском заводе также проводят упрочнение СВС-материалами режущего инструмента (сверла, метчики, развертки).

Электроискровая обработка СВС-электродными материалами прокатных валков для производства медной проволоки позволила повысить стойкость прокатных валков между переточками до 4 раз, а также восстанавливать размеры отработанных прокатных валков после последней переточки. Технология упрочнения прокатных валков внедрена на предприятии «ЭЛКАТ» (г. Москва).

Выводы

1. Разработаны, изготовлены и зарегистрированы в ГОССТАНДАРТ РФ СВС-материалы с модифицированной структурой.

2. Разработан и изготовлен технологией порошковой металлургии твердый сплав на основе карбида вольфрама ВА8, имеющий лучшие режущие свойства по сравнению со сплавом ВК8.

3. Установлено, что применение модифицированных электродных материалов способствует повышению свойств покрытий (сплошность, микротвердость, износостойкость).

4. Проведены промышленные испытания новых материалов и электроискровых покрытий. Разработаны и внедрены в производство технологии ЭИЛ-обработки режущего, штампового и прокатного инструментов с применением СВС-электродных материалов.

Литература

1. Верхотуров А. Д., Подчерняева И. А., Прядко Л. Ф. Егоров Ф. Ф. Электродные материалы для электроискрового легирования. – М.: Наука, 1988. – 224 с.
2. Левашов Е. А., Богатов Ю. В., Питюлин А. Н. и др. Влияние углеродного материала на процесс получения и свойства сплава СТИМ 3Б. // Препринт ИСМ АН СССР. – Черноголовка, 1988. – 20 с.
3. Puszynski J. A. Kinetics and Thermodynamics of SHS Reactions // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis, 2001. – 10, N 3. P. 265–293.
4. Маслов В. М., Боровинская И. П., Мержанов А. Г. Экспериментальное определение максимальных температур процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Физика горения и взрыва. – 1978. – № 6. С. 73–82.
5. Панов В. С., Чувилин А. М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСиС, 2001. – 428 с.
6. Малочкин О. В. Физико-химические и технологические основы синтеза УДП ZrO_2 и получение из них композиционных материалов и покрытий // Канд. дисс., – М.: МИСиС, 2000. – 180 с.
7. Погожев Ю. С. СВС-материалы и ЭИЛ-покрытия на основе карбида титана, упрочненные наночастицами // Канд. дисс., М.: МИСиС, 2006. – 185 с.
8. Самсонов Г. В., Веницкий И. М. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
9. Новиков Н. В., Девин Л. Н., Иванов С. А. Силоизмерительное устройство для динамических испытаний материалов // Заводская лаборатория. – 1980. – 46, № 7. – 665–667 с.

Поступила 10.07.07.