

## СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Данилов, В. А. Анализ и реализация схем обработки профильных цилиндрических поверхностей ротационным инструментом / В. А. Данилов, А. Н. Селицкий // Горная механика и машиностроение: международный научно-технический журнал. – 2012. – № 4. – С. – 71-82.
2. Сальников, В. С. Оперативные средства мониторинга процесса резания / В. С. Сальников, В. Ч. Хоанг // Известия ТулГУ: Технические науки. – 2013. – Вып. 1. – С. 210–215.
3. Анухин, В. И. Измерение температуры в зоне резания при точении с помощью тепловизионного метода / В. И. Анухин, И. В. Анухин, С. А. Любомудров // Обработка металлов резанием. – 2015. – № 1(85). – С. 6–12.
4. Коновалов, Е. Г. Прогрессивные схемы ротационного резания металлов / Е. Г. Коновалов, В. А. Сидоренко, А. В. Соусь; под ред. Е. Г. Коновалова. – Минск : Наука и техника, 1972. – 272 с.
5. Ящерицын, П. И. Ротационное резание материалов / П. И. Ящерицын, А. В. Борисенко, И. Г. Дривотин, В. Я. Лебедев. – Минск : Наука и техника, 1987. – 229 с.
6. Гик, Л. А. Ротационное резание металлов / Л. А. Гик. – Калининград : Книжн. изд-во, 1990. – 254 с.
7. Бобров, В. Ф. Резание металлов самовращающимися резцами / В. Ф. Бобров, Д. Е. Иерусалимский. – М. : Машиностроитель, 1972. – 112 с.
8. Попок, Н. Н. Исследование процесса ротационного резания принудительно вращающимися инструментами: дис. канд. техн. наук : 05.03.01 / Н. Н. Попок. – Минск, 1983. – 286 л.

18.09.2019

**DANILAU V. A., SIALITSKIY A. N. Research of heat phenomena under rotational turning of a nonround cylindrical and sinusoidal profile surfaces with circular tool fitted out of centre**

The results of an experimental study of the temperature of the chips and the front surface of forcibly rotating circular tool fitted out of centre during the processing of three and tetrahedral cylindrical sinusoidal surfaces are presented. Using the ThermoCAM E300 thermal imager, the influence on the temperature of the number of faces of the sinusoidal surface, the processing circuit parameters, cutting mode and cooling conditions was established.

669.018.95+620.178.162

**Введение.** Вольфрамовые твердые сплавы благодаря своей высокой твердости (82–92 HRA) и износостойкости (в 10–20 раз выше износостойкости инструментов из быстрорежущих инструментальных сталей) находят широкое применение при изготовлении режущего и формирующего инструмента, а также в качестве конструкционного материала для деталей узлов трения.

Традиционные технологии изготовления изделий из порошков твердых сплавов основаны на использовании вакуумного спекания и включают предварительное прессование заготовки на гидравлических или механических прессах в жестких формах или гидростатическое прессование в эластичных оболочках, последующее вакуумное спекание прессованной заготовки в течение нескольких часов и механическую обработку спеченной заготовки [1]. Недостатками этого подхода являются необходимость приложения значительных усилий для предварительного холодного прессования труднодеформируемых порошков твердых сплавов, большая продолжительность процесса спекания, необходимость обеспечения защиты спекаемого материала от окисления, возможный рост зерна кобальтовой связи.

Электроконтактного спекания (ЭКС) порошков твердых сплавов позволяет значительно сократить продолжительность процесса спекания и избежать необходимости создания вакуума или использования защитной атмосферы при спекании. Однако присущие ему нестабильность протекания процесса спекания и, как следствие, достаточно большая неравномерность структуры и нестабильность свойств материала спеченного изделия ограничивает широкое применение этой технологии на практике [2].

Целью настоящей работы являлось совершенствование технологии электроконтактного спекания твердосплавных порошков для повышения стабильности протекания процесса спекания и физико-механических и триботехнических свойств спеченных изделий.

**Отработка состава и режимов спекания модифицированного твердого сплава.** При электроконтактном спекании разогрев спекаемой порошковой композиции происходит, в основном, за счет выделения джоулева тепла на контактах порошков при пропускании через порошковую композицию электрического тока. При этом нестабильность протекания процесса электроконтактного спекания в значительной степени определяется характером распределения начального электросопротивления в порошковой композиции, которое, в свою очередь, существенно зависит от прессуемости материала порошка. При электроконтактном спекании труднодеформируемых порошков твердых сплавов этот аспект приобретает заметное негативное влияние. Решение этой проблемы может быть обеспечено за счет гомогенизации электрической проводимости твердосплавной порошковой композиции посредством ее модифицирования электропроводящим компонентом и механического активирования модифицированной порошковой композиции.

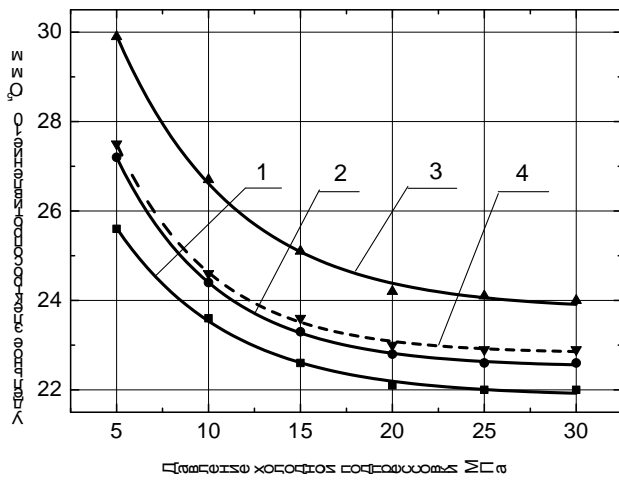
При отработке состава и режимов спекания модифицированного твердого сплава в качестве исходного материала использовался порошок сплава ВК6 (ТУ 48-19-60-78) грануляцией 0–100 мкм. Фракционный состав порошка следующий: 0–40 мкм – 13 %, 40–63 мкм – 65 %, 63–100 мкм – 22 %. Давление электроконтактного спекания на уровне = 20 МПа было принято за нижний пороговый предел нагрузочного параметра, поскольку дальнейшее повышение удельного усилия холодной подпрессовки для порошков твердого сплава не обеспечивает заметного снижения уровня начального удельного электросопротивления порошковой насыпки (рисунок 1). Начальное удельное электросопротивление твердосплавной порошковой насыпки при удельном усилии холодной подпрессовки = 20 МПа, измеренное по методике, изложенной в работе [3], составило  $\rho_0 = (22,1-24,2) \cdot 10^{-5}$  Ом·м.

**Данилов Виктор Алексеевич**, д. т. н., профессор кафедры «Технологическое оборудование» Белорусского национального технического университета; e-mail : mtools@bntu.by.

Беларусь, 220013 г. Минск, ул. Хмельницкого, 9.

**Селицкий Андрей Николаевич**, старший преподаватель кафедры автомобильного транспорта УО «Полоцкий государственный университет»; e-mail : a.seliitskiy@psu.by.

Беларусь, 211440, г. Новополоцк, ул. Блохина, 29.



1 – 0–40 мкм; 2 – 40–63 мкм; 3 – 63–100 мкм; 4 – 0–100 мкм

**Рисунок 1** – Зависимость начального удельного электросопротивления твердосплавной порошковой насыпки от давления холодной подпрессовки при различной грануляции порошка

При приготовлении коллоидно-графитовой суспензии применялись сухой коллоидно-графитовый препарат КГП-С марок С-0 (размер частиц  $d = 1-2$  мкм), С-1 (размер частиц до  $d = 4$  мкм, из них 80 % фракция 3–4 мкм) и С-2 (размер частиц до  $d = 15$  мкм, из них 80 % фракция  $d = 10-15$  мкм) (ТУ 113-08-48-63-90) и дистиллированная вода. Концентрация препарата КГП-С в водной суспензии варьировалась в пределах  $\rho = 5-25$  масс.%, содержание водной суспензии коллоидного графита в спекаемой твердосплавно-графитовой композиции составляло  $\rho = 2-15$  масс.%. Смешивание порошка твердого сплава грануляцией  $d = 0-100$  мкм и коллоидно-графитовой водной суспензии с одновременным механическим активированием спекаемой композиции осуществлялось с использованием атритора с вертикальным расположением оси импеллера при соотношении массы шаров из стали ШХ15 к массе порошковой шихты 20:1 и энергонапряженности процесса обработки  $I = 1,5$  Вт/г до достижения степени активирования порошковой композиции, соответствующей значению энергии активации  $D = 2-5$  кДж/г.

В качестве параметра оптимизации процесса модифицирования твердосплавной порошковой шихты добавками коллоидно-графитовой водной суспензии, характеризующейся размером частиц коллоидного графита  $d$ , их концентрацией в суспензии  $\rho$ , содержанием колло-

идно-графитовой водной суспензии в спекаемой порошковой твердосплавно-графитовой композиции и энергией механоактивации композиции  $D_a$  использовалось начальное электросопротивление порошкового слоя, значение которого для качественного протекания процесса электроконтактного спекания порошкового слоя должно находиться в пределах  $\rho_0 = (4,0-6,0) \cdot 10^{-5}$  Ом·м [4].

При оптимизации режимов электроконтактного спекания модифицированной и механоактивированной порошковой твердосплавно-графитовой композиции принимались во внимание уровень дисперсности зеренной структуры спеченного твердого сплава (размер зерен кобальтовой связки  $d'$ ), а также прочностные (предел прочности при сжатии  $\sigma_c$ ), дюрометрические (твердость HV) и триботехнические (интенсивность изнашивания  $I_q$ ) его характеристики. Параметры элементов структуры материала и его физико-механические характеристики определялись по стандартным методикам. Интенсивность изнашивания рассчитывалась по убыли массы образца на пути трения  $L = 3000$  м в результате триботехнических испытаний в режиме трения без смазки на автоматизированном трибометре АТВП, работающем по схеме возвратно-поступательного перемещения цилиндрического образца по призматическому контртелу ( $90 \times 30 \times 3$  мм), изготовленному из закаленной углеродистой стали У8 с твердостью HV = 8100 МПа. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела в процессе триботехнических испытаний составляла 0,1 м/с, номинальное контактное давление испытаний – 1,0 МПа. Основные результаты проведенных исследований приведены в таблицах 1, 2.

Анализ полученных данных позволил прийти к выводу, что добавление в твердосплавную порошковую шихту коллоидно-графитовой водной суспензии может существенно (в 2–10 раз) снизить уровень ее начального электросопротивления. Причем степень влияния коллоидно-графитовой водной суспензии достаточно сложным образом зависит от дисперсности частиц графита, концентрации коллоидно-графитовой водной суспензии в твердосплавно-графитовой порошковой композиции и соотношения графитовой и водной составляющих в суспензии. Увеличение продолжительности смешивания и механохимического активирования, выраженное через повышение энергии активации твердосплавно-графитовой порошковой композиции, однозначно способствует снижению уровня начального электросопротивления последней.

Из приведенных результатов экспериментов видно, что попадание в заданный диапазон значений начального электросопротивления порошковой твердосплавно-графитовой композиции ( $\rho_0 = (4,0-6,0) \cdot 10^{-5}$  Ом·м) наблюдается для марок коллоидного графита марок С-0 и С-1 при концентрации графита в суспензии  $\rho = 10-20$  масс.% концентрации,

**Таблица 1** – Зависимость начального удельного электросопротивления порошковой твердосплавно-графитовой композиции от параметров модифицирования

Концентрация графита в суспензии $\rho$ , масс.%	Концентрация суспензии в спекаемой композиции $\rho$ , масс.%	Энергия активации спекаемой композиции $D_a$ , кДж/г	Начальное удельное электросопротивление спекаемой композиции, $\rho_0 \cdot 10^{-5}$ , Ом·м		
			марка коллоидного графита		
			С-0	С-1	С-2
10	2	2,0	3,6	3,7	6,7
		3,0	3,0	3,5	6,5
		4,0	2,6	3,3	6,4
		5,0	2,6	3,2	6,3
	5	2,0	7,3	7,8	8,4
		3,0	5,6	5,8	8,2
		4,0	5,2	5,5	8,0
		5,0	5,2	5,3	7,8
	10	2,0	7,2	8,1	9,2
		3,0	5,7	5,8	9,0
		4,0	5,3	5,6	8,8
		5,0	5,3	5,5	8,7
15	2,0	8,7	9,2	10,1	
	3,0	8,4	8,9	9,8	
	4,0	8,0	8,6	9,6	
	5,0	6,7	8,3	9,5	

**Таблица 2** – Зависимость параметров структуры и свойств спеченной твердосплавно-графитовой композиции от режимов электроконтактного спекания

Режимы спекания			Характеристика спеченного материала			
Плотность тока, $\text{kA/cm}^2$	Давление, МПа	Продолжительность $t$ , с	Размер зерен кобальтовой связки $d$ , мкм	Твердость $HV$ , МПа	Предел прочности при сжатии, МПа	Интенсивность изнашивания, $I_q \cdot 10^{-3}$ , мг/м
4,0	20	40	1,0–3,0	8040	1450	1,67
		60	1,0–3,0	9340	1640	1,44
		80	2,0–3,0	10670	1870	1,25
		100	3,0–4,0	11560	1810	1,15
	25	40	1,0–3,0	10860	1970	1,17
		60	1,0–2,0	12350	2340	0,99
		80	2,0–3,0	12400	2380	0,98
		100	3,0–4,0	12640	2290	1,12
	30	40	1,0–3,0	11120	2020	1,10
		60	1,0–3,0	12410	2370	0,96
		80	2,0–3,0	12570	2400	0,94
		100	3,0–4,0	12440	2320	1,11
	35	40	1,0–3,0	11580	2240	1,14
		60	2,0–3,0	11610	2280	1,09
		80	2,0–3,0	11840	2290	1,02
		100	3,0–4,0	12200	2260	1,12

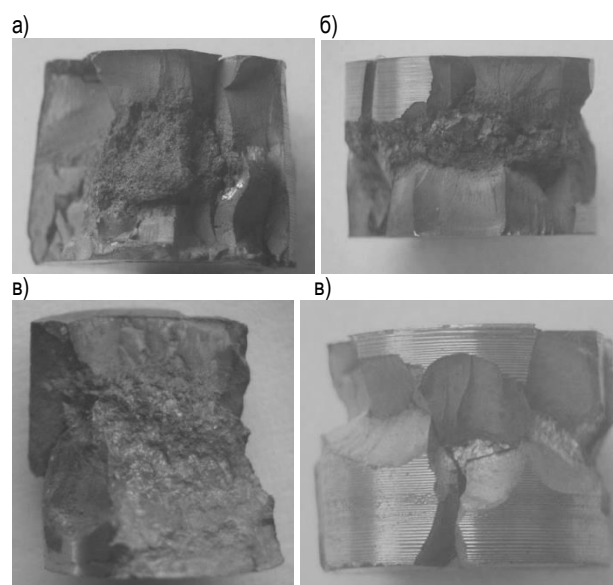
суспензии в спекаемой композиции = 5–10 масс.% и энергия активации спекаемой композиции  $D = 3\text{--}5$  кДж/г. Однако следует отметить, что смешивание и активирование порошковой твердосплавно-графитовой композиции с энергией активации  $D > 4$  кДж/г практически не вносит дополнительных изменений в уровень значений начального электросопротивления порошкового слоя. В связи с этим можно принять следующий рекомендуемый диапазон параметров модифицирования твердосплавной порошковой шихты: размер частиц коллоидного графита  $d < 4$  мкм; концентрация коллоидного графита в суспензии = 10–20 масс.%; концентрация суспензии в спекаемой композиции = 5–10 масс.%; энергия активации спекаемой композиции  $D = 3\text{--}4$  кДж/г.

Спекание экспериментальных твердосплавных образцов цилиндрической формы размером  $\varnothing 10 \times 10$  мм осуществлялось на установке электроконтактного спекания ССМ-02 при плотности тока  $i = 2,0\text{--}8,0$  кА/см<sup>2</sup>, давлении = 20–35 МПа и длительности нагрева  $t = 40\text{--}100$  с. Длительность импульсов и пауз составляла  $t = t = 0,02$  с.

В качестве спекаемого материала была выбрана твердосплавно-графитовая композиция состава: сплав ВК6 (грануляция – 0–100 мкм) + 5 масс.% коллоидно-графитовая суспензия; коллоидно-графитовый препарат КГП-С марки С-1; концентрация препарата КГП-С в водной суспензии = 15 масс.%; энергия активации  $D = 3$  кДж/г. Концентрация графита в твердом сплаве при этом составила = 0,75 масс.%. Размер зерен кобальтовой связки у исходного порошка твердого сплава находился на уровне  $d = 1,0\text{--}2,0$  мкм. Полученные результаты сравнивались с характеристиками твердого сплава, полученного по технологии [2], при режимах его спекания: плотность тока  $i = 12,0$  кА/см<sup>2</sup>, давление = 40 МПа, продолжительность нагрева  $t = 100$  с, длительность импульсов и пауз  $t = t = 0,02$  с. При этом характеристики спеченного твердого сплава соответствуют следующим значениям: размер зерен кобальтовой связки  $d = 2,0\text{--}4,0$  мкм, твердость  $HV = 7950$  МПа, предел прочности при сжатии = 1450 МПа, интенсивность изнашивания  $I_q = 1,97 \cdot 10^{-3}$  мг/м.

Анализ данных таблицы 2 показывает, что максимальный уровень твердости, прочности при сжатии и износостойкости спеченного твердого сплава ( $HV = 12340\text{--}12720$  МПа, = 2310–2420 МПа,  $I_q = (0,92\text{--}0,99) \cdot 10^{-3}$  мг/м) соответствует следующему диапазону режимов электроконтактного спекания: плотность тока  $i = 4,0\text{--}6,0$  кА/см<sup>2</sup>, давление = 25–30 МПа, продолжительность на-

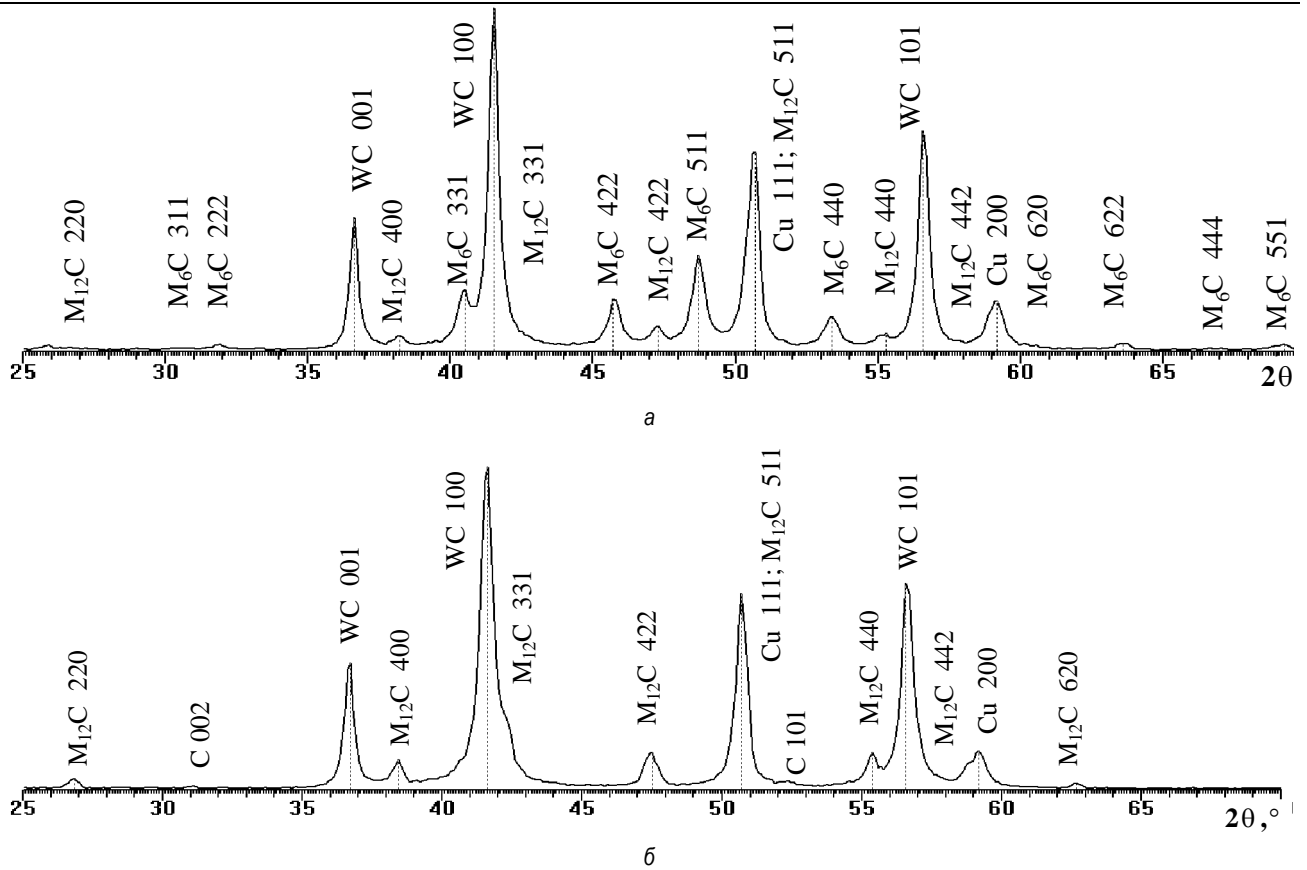
грева  $t = 60\text{--}80$  с при длительности импульсов и пауз  $t = t = 0,02$  с. При этом размер зерен кобальтовой связки находится в пределах  $d = 1,0\text{--}3,0$  мкм, что практически совпадает с размером параметров структуры исходного порошка и подтверждает отсутствие процесса рекристаллизации структуры твердого сплава при его спекании на технологических режимах вышеуказанного оптимального диапазона. Более низкий уровень физико-механических и трибо-технических свойств ( $HV = 6940\text{--}9410$  МПа, = 950–1310 МПа,  $I_q = (2,13\text{--}2,55) \cdot 10^{-3}$  мг/м) при спекании с плотностью тока  $i < 4,0$  кА/см<sup>2</sup> обусловлен, по всей видимости, повышенной пористостью сплава вследствие недостаточного выделения тепловой энергии и незавершенностью протекания процессов спекания (рисунок 2, а) из-за низкой плотности пропускаемого электрического тока.



а –  $i = 2,0$  кА/см<sup>2</sup>, = 30 МПа,  $t = 60$  с; б –  $i = 4,0$  кА/см<sup>2</sup>, = 20 МПа,  $t = 100$  с; в –  $i = 6,0$  кА/см<sup>2</sup>, = 30 МПа,  $t = 60$  с; г –  $i = 8,0$  кА/см<sup>2</sup>, = 30 МПа,  $t = 80$  с

**Рисунок 2** – Макроструктура излома образцов твердого сплава, спеченного по различным режимам

Твердый сплав, спеченный при плотности тока  $i = 4,0$  кА/см<sup>2</sup> и давлении < 25 МПа, также имеет неравномерную макроструктуру с



а – без коллоидного графита; б – с добавкой 0,75 масс.% коллоидного графита

**Рисунок 3** – Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ( $\text{CoK}_\alpha$ ) сплава системы WC-Cu-Co, спеченного по различным технологиям

областью повышенной пористости, расположенной в центральной части образца (рисунок 2, б), что может быть обусловлено недостаточным уровнем активирующего давления прессования. Структура твердого сплава, полученного на оптимальных режимах спекания, характеризуется гомогенностью, мелкозернистостью и вязким мелкокристаллическим изломом (рисунок 2, в). Образцы твердого сплава, полученного при плотности тока более  $i > 6,0 \text{ kA/cm}^2$ , имеют однородную хорошо спеченную макроструктуру (рисунок 2, г), однако излом образца имеет хрупкий характер разрушения, что обусловлено, по всей видимости, перегревом материала твердого сплава при спекании и протеканием процессов рекристаллизации, сопровождавшейся ростом зерна и снижением трещиностойкости спеченного твердого сплава.

Общие закономерности электроконтактного спекания твердосплавно-графитовой порошковой композиции, полученной атриторной обработкой смеси порошка твердого сплава и водной суспензии коллоидного графита состоят в том, что сокращение продолжительности нагрева до определенного уровня ( $t = 60\text{--}80 \text{ с}$ ) и снижение плотности электрического тока до некоторого значения ( $i = 4 \text{ kA/cm}^2$ ) обеспечивают меньший рост зерна, формирование более мелкодисперсной структуры, обуславливающей повышенные прочностные и триботехнические свойства спеченного сплава. Повышение давления прессования увеличивает плотность и прочность спеченного сплава, однако, с другой стороны, при удельных нагрузках  $> 30 \text{ МПа}$  может происходить разрушение технологической оснастки с вытеканием из зоны спекания жидкофазной составляющей спекаемого сплава, а также снижение стойкости электродов-пуансонов.

Введенная в состав твердосплавной порошковой шихты графитосодержащая суспензия способствует стабилизации начального удельного электрического сопротивления порошковой композиции и выступает в качестве пластификатора, облегчающего уплотнение порошкового слоя. Концентрация водно-графитовой суспензии в спекаемой композиции в диапазоне  $= 10\text{--}15 \text{ масс.}\%$  обеспечивает достижение требуемого уровня значений начального электро-

сопротивления ( $\rho_0 = (4,0\text{--}6,0) \cdot 10^{-5} \text{ Ом}\cdot\text{м}$ ). При этом тепловыделение в порошkovом слое распределено более равномерно. Нарушение этого соотношения между спекаемой массой и воднографитовой суспензией приводит к появлению электрических пробоев в отдельных местах и выплесков спекаемой массы из-под электрода.

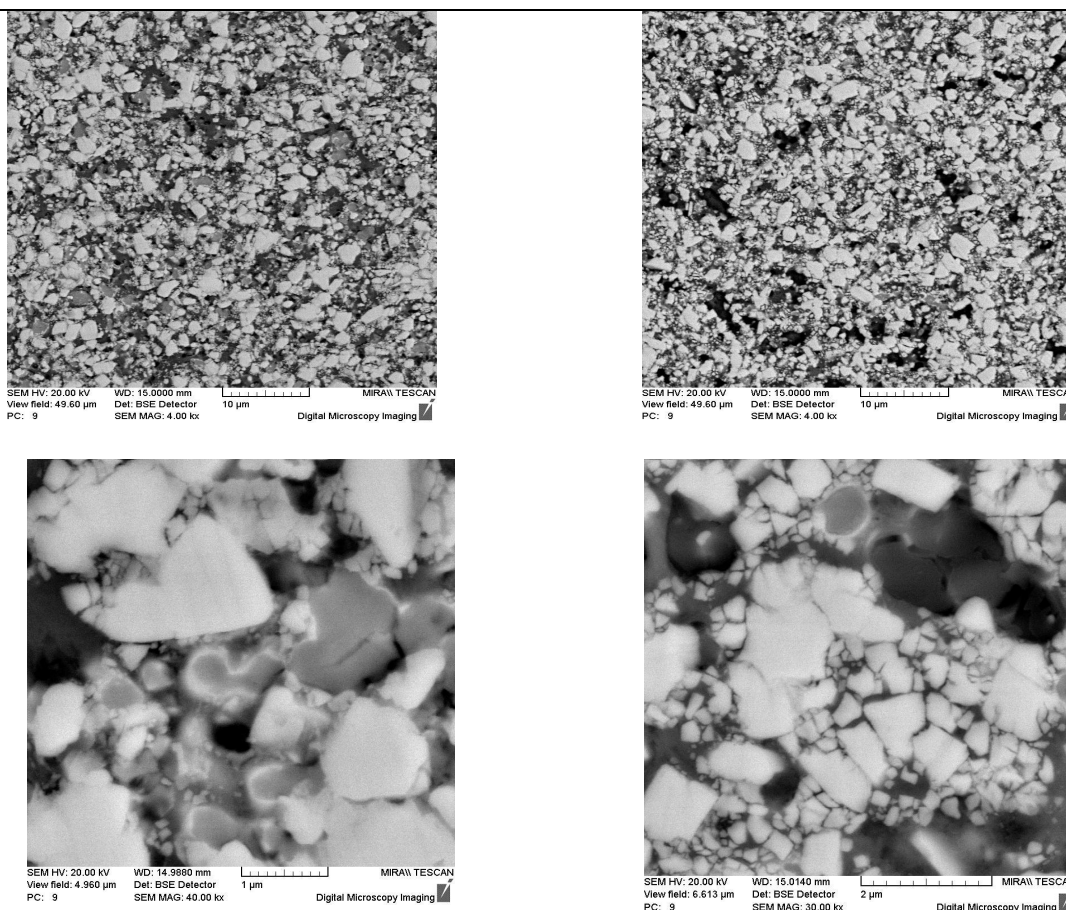
Механохимическая обработка твердосплавно-графитовой композиции, содержащей порошок твердого сплава грануляцией менее  $d < 100 \text{ мкм}$  и коллоидный графит с размером частиц менее  $d < 4 \text{ мкм}$ , с энергией активации на уровне  $D = 3\text{--}4 \text{ кДж/г}$  позволяет гомогенизировать твердосплавно-графитовую порошковую смесь, способствует ускорению процесса растворения графита с повышением, содержания карбидов и твердого раствора углерода в кобальте.

**Влияние графитового модификатора на структурно-фазовое состояние твердого сплава.** Влияние коллоидной углеродной добавки на процессы структурообразования может быть проиллюстрировано на примере спекания твердого сплава состава WC67Cu25Co8. После спекания сплава системы WC-Cu-Co без добавки коллоидного графита образуются фазы: WC ( $P\bar{6}m2$ ,

$a = 0,2906 \text{ нм}$  и  $c = 0,2837 \text{ нм}$ ), Cu ( $Fm\bar{3}m$ ,  $a = 0,3615 \text{ нм}$ ),

$\text{M}_6\text{C}$  ( $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ ;  $Fd\bar{3}m$ ,  $a = 1,128 \text{ нм}$ ) и  $\text{M}_{12}\text{C}$  ( $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ ;  $Fd\bar{3}m$ ,  $a = 1,089 \text{ нм}$ ) (рисунок 3, а). Спекание сплава системы WC-Cu-Co, модифицированного коллоидными частицами графита, приводит к существенным изменениям в фазовом составе спеченного сплава (рисунок 3, б). В частности, в сплаве не обнаруживаются частицы фазы  $\text{M}_6\text{C}$  ( $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ ) и регистрируется существенное увеличение содержания фазы  $\text{M}_{12}\text{C}$  ( $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ ). Кроме этого, в сплаве регистрируется присутствие графита.

В качестве характерной фазы для сплава системы WC-Cu-Co может быть выбран двойной карбид  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ , объемное содержание которого для различной концентрации коллоидного графита представлено в таблице 3.



а, в – 0; б, г – 1,0 масс.%

**Рисунок 4** – Влияние добавки коллоидного графита на размер структурных составляющих сплава системы WC-Cu-Co при различном содержании добавки

**Таблица 3** – Зависимость содержания карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  в сплаве системы WC-Cu-Co от концентрации коллоидного графита

Характерная фаза	Содержание характерной фазы, об. %			
	Концентрация коллоидного графита, масс. %			
	0	0,5	0,75	1,0
Карбид $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$	5–6	8–9	10–12	15–16

Из представленных данных видно, содержание двойного карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  в спекаемом сплаве системы WC-Cu-Co увеличивается с 5–6 об. % при  $x = 0$  до 15–16 об. % при  $x = 1,0$  масс. %. Карбид  $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$  согласно диаграмме состояния находится в равновесии с жидкой фазой и имеет широкую область гомогенности. Этот карбид характеризуется высокой хрупкостью и оказывает отрицательное влияние на прочность сплава. Карбид  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  формируется в процессе охлаждения по твердофазной реакции и характеризуется малым размером зерна, что повышает пластичность сплава [5, 6]. Введение коллоидного углеродного модификатора приводит к значительному увеличению количества двойного карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ , который имеет узкую область

гомогенности ниже 1000 °С, и вызывает исчезновение фазы  $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ . Однако при большой концентрации углеродной добавки ( $x \geq 0,75$  масс. %) наблюдается нарушение гомогенного распределения фаз в сплаве и образование локальных областей с повышенной концентрацией двойного карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  и графита. Изучение структуры немодифицированного сплава с помощью сканирующего электронного микроскопа в обратно рассеянных электронах (белые области – карбид WC, светло-серые – двойные  $\eta$ -карбиды, темно-серые – Cu, черные – углерод) (рисунок 4, а, в) показало, что кристаллы карбида вольфрама WC имеют достаточно широкий разброс размеров. При этом мелкие кристаллы имеют четкую огранку, что характерно для кристаллизации из расплава. Согласно диаграммам равновесия кобальт дает с карбидом вольфрама WC эвтектику, температура плавления которой 1300 °С. При электроконтактном спекании сплава системы WC-Cu-Co происходит нагрев материала выше 1400 °С, в результате чего эвтектика плавится и растворяет некоторое количество избыточного карбида вольфрама. При охлаждении имеющиеся в избытке нерастворившиеся кристаллы карбида вольфрама служат центрами кристаллизации, и на них осаждаются из расплава растворенный в ней карбид. Благодаря тому, что для WC имеются центры кри-

**Таблица 4** – Зависимость размера элементов структуры сплава системы WC-Cu-Co от концентрации коллоидного графита

Элементы структуры	Размер элементов структуры, мкм			
	Концентрация коллоидного графита, масс. %			
	0	0,5	0,75	1,0
Карбиды WC (первичные)	2,0–3,0	1,3–1,7	1,1–1,5	0,8–1,2
Карбиды WC (вторичные)	0,13–0,16	0,15–0,17	0,17–0,19	0,16–0,18
Карбиды $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$	1,2–2,3	0,8–1,9	0,6–1,5	0,5–1,0
Графит	–	0,3–0,7	0,3–1,0	0,8–1,2



сталлизации, а для кобальта они отсутствуют (поскольку кобальт склонен к переохлаждению), происходит дальнейшая кристаллизация с образованием двойных  $\eta$ -карбидов состава  $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$  и  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ . При этом карбид  $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$  является метастабильным и образуется при быстром охлаждении в области температур выше  $1150^\circ\text{C}$ . При снижении скорости охлаждения или повышении диффузионной подвижности атомов углерода карбид  $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$  в процессе охлаждения при температуре ниже  $1150^\circ\text{C}$  распадается по схеме  $\text{M}_6\text{C} \rightarrow \text{M}_{12}\text{C} + \text{WC}$  с образованием более стабильного карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ . В модифицированном сплаве в расплавленной эвтектике наряду с нерастворенными частицами WC присутствуют дисперсии углерода, которые выступают в качестве дополнительных центров кристаллизации и способствуют измельчению формирующихся карбидных частиц. Введение в состав спекаемой шихты коллоидной углеродной добавки, с одной стороны, повышает диффузионную активность спекаемой системы, а с другой – обеспечивает более равномерное распределение источников тепловыделения при электроконтактном нагреве и снижение скорости охлаждения в микрообъемах спекаемого сплава. При этом повышенное количество углерода в модифицированном сплаве инициирует преимущественное образование более пластичного карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ . В результате структура модифицированного сплава представляет собой крупные кристаллы карбида вольфрама, окруженные мелкими кристаллами WC в связке из твердого раствора кобальта в меди  $\text{Cu}(\text{Co})$  с отдельными частицами карбидов  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  (рисунок 4, б, г).

Изменение размеров элементов структуры сплава в зависимости от концентрации в нем коллоидного графита приведены в таблице 4. Размер частиц первичных WC с добавлением углеродного модификатора уменьшается в среднем от  $2,0\text{--}3,0$  мкм до  $0,8\text{--}1,2$  мкм. При этом размер вторичных кристаллов WC находится на уровне  $0,13\text{--}0,19$  мкм и практически не зависит от концентрации коллоидного графита. Размер двойных карбидных частиц  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  при модифицировании сплава уменьшается в среднем с  $1,2\text{--}2,3$  мкм до  $0,5\text{--}1,0$  мкм при одновременном повышении их содержания в сплаве. Размер графитовых включений с повышением концентрации коллоидной углеродной добавки увеличивается и для  $\text{C} = 1,0$  масс.% составляет  $0,8\text{--}1,2$  мкм.

На основании полученных результатов установлено, что при электроконтактном спекании модифицированного добавкой коллоидного графита твердого сплава системы WC-Cu-Co происходит химическое взаимодействие углерода с расплавом Co и WC, в результате которого происходит повышение содержания карбидной фазы  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ , что, наряду с уменьшением размеров зерен карбида WC и двойного карбида  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ , способствует повышению твердости сплава. Однако появляющаяся неоднородность распределения двойного карбида и увеличение количества включений графита при добавлении модификатора в количестве  $\text{C} = 1,0$  масс.% несколько снижают твердость сплава.

Таким образом, введение в спекаемую шихту добавки коллоидного графита способствует существенному изменению фазового состава спекаемого твердого сплава. В сплавах, содержащих карбидообразующие элементы, повышается диффузионная активность спекаемой системы и изменяются условия структурообразования. В частности, в твердом сплаве значительно повышается содержание мелкодисперсного карбида  $\text{M}_{12}\text{C}$  ( $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ ) и исчезает хрупкая метастабильная фаза  $\text{M}_6\text{C}$  ( $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ ).

#### Практическая апробация усовершенствованной технологии.

Предложенный способ реализован при изготовлении фильер для

правки арматурного прутка диаметром  $8,0$  мм. Затем следует операция закрепления твердосплавного элемента в стальном корпусе фильеры методом пайки при электроконтактном нагреве на установке ССМ-02 и механическая обработка заготовки. На рисунке 5 представлен внешний вид сборных твердосплавных фильер, изготовленных методом электроконтактного спекания.



**Рисунок 5** – Сборные твердосплавные фильеры, изготовленные по усовершенствованной технологии электроконтактного спекания рабочих элементов

В таблице 5 представлены результаты сравнения физико-механических и триботехнических свойств различных вариантов спеченного твердого сплава и эксплуатационных характеристик фильер для правки арматурной проволоки, изготовленных на его основе. Испытания фильер проведены на площадях и на оборудовании завода КПД-1 ОАО «МАПИД» (г. Минск) при правке гладкой проволоки диаметром  $\varnothing 8$  мм (сталь марки С240) на правильно-отрезном станке марки СФР-12. Скорость подачи проволоки составляла

$31,5$  м/мин. Критерием выхода фильеры из строя являлось появление на поверхности проволоки царапин и ее закручивание или достижение величины износа рабочей поверхности фильеры  $2,0$  мм.

**Закключение.** С целью совершенствования технологии электроконтактного спекания изделий из твердосплавных порошков предложено в порошкообразную твердосплавную композицию предварительно добавлять в количестве  $\text{C} = 5\text{--}10$  масс.% водную суспензию коллоидного графита с размером частиц  $d = 1\text{--}4$  мкм, содержащую  $\text{C} = 15\text{--}20$  масс.% коллоидного графита, и осуществлять механоактивацию твердосплавно-графитовой порошковой композиции с энергией активации  $D_a = 3\text{--}4$  кДж/г, а электроконтактное спекание модифицированной композиции проводить при плотности тока  $i = 4\text{--}6$   $\text{kA}/\text{cm}^2$  и удельной нагрузке  $p = 25\text{--}30$  МПа в течение  $t = 60\text{--}80$  с.

Введение в спекаемую шихту добавки коллоидного графита способствует существенному изменению фазового состава спекаемого твердого сплава. В сплавах, содержащих карбидообразующие элементы, повышается диффузионная активность спекаемой системы и изменяются условия структурообразования. В частности, в твердом сплаве системы WC-Cu-Co значительно повышается содержание мелкодисперсного карбида  $\text{M}_{12}\text{C}$  ( $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ ) и исчезает хрупкая метастабильная фаза  $\text{M}_6\text{C}$  ( $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ ).

Предложенный способ совершенствования технологии электроконтактного спекания порошков твердого сплава позволяет получать изделия с повышенными физико-механическими и триботехническими характеристиками при более низких нагрузочно-токовых режимах и

**Таблица 5** – Механические, триботехнические и эксплуатационные характеристики спеченного твердого сплава и фильер на его основе

Материал (технология получения)	Твердость HRA	Пористость, %	Интенсивность изнашивания, мкм/км		Коэффициент сухого трения по стали	Долговечность фильер, ч
			образец	контртело		
WC-Co (вакуумное спекание)	89–90	2–4	2,19	5,02	0,21	125,3
WC-Co (ЭКС)	88–90	3–4	2,17	4,83	0,21	126,4
WC-Co + коллоидный графит (ЭКС)	86–88	3–5	2,10	4,58	0,19	130,8

сокращенной его продолжительности. Практическая апробация усовершенствованной технологии электроконтактного спекания порошков твердого сплава на примере рабочих элементов фильера для правки арматурной проволоки свидетельствует о его эффективности.

#### СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Логинов, Ю. Н. Технология производства заготовок из твердых сплавов / Ю. Н. Логинов. – Свердловск : Изд-во УПИ им. С.М. Кирова, 1984. – 53 с.
2. Горанский, Г. Г. Особенности импульсного электроконтактного спекания порошковых композиций на основе вольфрамсодержащих отходов / Г. Г. Горанский, В. И. Жорник, А. И. Полуян // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. – Минск : Беларус. навука, 2013. – С. 154–160.
3. Дорожкин, Н. Н. Определение оптимального соотношения размеров частиц порошков при электроконтактном припекании / Н. Н. Дорожкин, В. К. Ярошевич, В. А. Верещагин // Порошковая металлургия. – 1981. – Вып. 5. – С. 31–35.
4. Ярошевич, В. К. Электроконтактное упрочнение / В. К. Ярошевич, Я. С. Генкин, В. А. Верещагин. – Минск : Наука и техника, 1982. – 256 с.
5. Либенсон, Г. А. Производство порошковых изделий / Г. А. Либенсон. – М. : Металлургия, 1990. – 240 с.
6. Pollock, C. B. The etacarbides in the Fe-W-C and Co-W-C systems / C. B. Pollock, H. H. Stadelmaier // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1970. – Vol. 1, № 4. – P. 767–770.

08.10.2019

#### ZHORNIK V. I. Improving of the technology of electrocontact sintering of hard alloy products

The improved technology of electrocontact sintering of the products from hard alloy powders is proposed, including the preliminary introduction of aqueous suspensions of colloidal graphite with a particle size of 1–4  $\mu\text{m}$  and mechanoactivation of the modified powder composition It allows to make the products with heightened physico-mechanical and tribological characteristics at lower modes of electrocontact sintering. The advanced technology has been successfully tested in the manufacture of the hard alloy working elements of dies for straightening of the reinforcing wire.

674.023

., ., Adel Abdel Basset Rashid, Mourtada Srour

**Введение.** Высокая стоимость получения литейных алюминиевых сплавов из руды методом электролиза делает актуальной использование сплавов, полученных из металлического лома, запасы которого постоянно пополняются. Однако механические свойства таких сплавов существенно уступают первичным вследствие большого количества примесей. Наиболее распространенной и вредной примесью является железо, образующее различные интерметаллидные фазы, значительно снижающее ряд механических свойств и особенно характеристики усталости таких материалов [1–3]. Таким образом, существенно ограничивается применение таких материалов для изготовления деталей мобильных машин, а также технологического оборудования, работающего в условиях циклических нагрузок широкого диапазона частот.

Одним из наиболее эффективных методов повышения прочностных свойств таких сплавов является их модифицирование, осуществляемое при получении литых деталей [4–5]. Проведение термоциклической обработки обеспечивает существенное повышение характеристик усталости таких материалов [6–8]. Повышение поверхностной твердости, необходимой для деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания, обеспечивает лазерная обработка с последующим естественным и искусственным старением [9–11]. Применение такой обработки обеспечивает трехкратное повышение микротвердости и, следовательно, сопротивление изнашиванию. Установлено также существенное повышение кавитационной стойкости, что расширяет область использования таких материалов [12]. Подобная обработка, однако, приводит к значительному снижению характеристик усталости [13]. Поэтому актуальной задачей является повышение характеристик усталости дополнительной финишной термической и механической обработкой.

Исследования проводились на образцах из сплава Ак9М2 со следующим химическим составом: 9,73–9,84 % Si, 2,27–2,4 % Cu.

0,054–0,060 % Mn, 0,067–0,093 Mg. По содержанию железа (Fe) образцы были разбиты на три группы: 1 – 0,5%, 2 – 1% и 2 – 1,5%.

Поверхностное упрочнение методом тепловой импульсной обработки проводилось по рекомендациям специалистов Запорожского национального технического университета (Украина) на импульсном лазере «Квант-12» по следующим режимам:  $t = 4$  мс,  $d = 0,6943$  мкм, при этом перекрытие трасс оплавления на обрабатываемой поверхности состояло 25–35%. Оплавление плоских образцов толщиной 2 мм производилось с двух сторон. Толщина оплавленного слоя составляла в среднем около  $200 \pm 40$  мкм. Также при разливке сплав был обработан модификатором [4].

Сопротивление образцов изнашиванию оценивалось в условиях возвратно-поступательного движения на специально сконструированной установке (рис. 1).

При работе установки двигатель через ременные передачи передает крутящий момент на каретку 3, заставляя ее совершать возвратно-поступательные перемещения в горизонтальной плоскости. В свою очередь каретка 3 связана с кареткой 6. Совершая возвратно-поступательное движение, каретка 6 с прикрепленным на ней контртелом 8 истирает образец 5, который закреплен в устройстве 4. За счет подвесных грузов 9 рычаг 7 передает заданную нагрузку на испытуемый образец, что повышает силу трения между образцом и контртелом.

Режим испытаний при возвратно-поступательном движении был следующий: величина амплитуды – 110 мм; максимальная скорость скольжения  $V_{max} = 0,67$  м/с; число циклов – 452 тысяч, что соответствует – 49,72 км пройденного пути; температура в месте контакта поддерживалась не выше 50–60°C. При этом удельная нагрузка на поверхности трения изменялась от 1,155 МПа до 3,74 МПа, что позволило в достаточно широком диапазоне оценивать параметры износостойкости упрочненных образцов.

**Бельский Сергей Евгеньевич**, доцент кафедры материаловедения и проектирования технических систем Белорусского государственного технологического университета.

**Блохин Алексей Владимирович**, доцент кафедры материаловедения и проектирования технических систем Белорусского государственного технологического университета.

Беларусь, БГТУ, г. Минск, Свердловла, 13а.

**Adel Abdel Basset Rashid**, Beirut Arab University, Lebanon, Tyre.

**Mourtada Srour**, assistant Professor, Lebanese University, Lebanon.