

УДК 671.762

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-55-65

Влияние режимов термоциклирования на механические и триботехнические свойства твердого сплава VK8

© 2020 г. С.И. Богодухов, Е.С. Козик, Е.В. Свиденко

Оренбургский государственный университет (ОГУ), г. Оренбург, Россия

Статья поступила в редакцию 03.02.20 г., доработана 16.06.20 г., подписана в печать 19.06.20 г.

Аннотация: Твердые сплавы – распространенный материал, широко применяемый в инструментальной промышленности. Содержание в их составе тугоплавких карбидов придает твердосплавному инструменту высокую твердость (от 80 до 92 HRA) и теплостойкость (от 800 до 1000 °С), позволяющие использовать при работе с ним скорости резания, в несколько раз превышающие таковые для быстрорежущих сталей. Однако, в отличие от последних, твердые сплавы имеют пониженную прочность (от 1000 до 1500 МПа) и не обладают ударной вязкостью, что является актуальной проблемой. Было изучено влияние режимов термоциклирования на механические и трибологические свойства твердого сплава VK8 (WC–8Co), служащего материалом для изготовления резцов и режущих пластин для обработки металлов на металлорежущих станках. В качестве объекта исследования выбраны штабики из сплава VK8 размером 5×5×35 мм, изготовленные методами порошковой металлургии на Димитровградском инструментальном заводе. Критериями оценки режимов термообработки (ТО) были твердость по Виккерсу, предел прочности на изгиб, износостойкость по массе (по сравнению с износом термически не обработанного образца в состоянии поставки). Пластины в исходном состоянии и после ТО подвергали испытаниям на абразивный износ. Результаты изнашивания оценивали по изменению их массы. Определены закономерности влияния различных временных и температурных режимов ТО на трибологические характеристики изделий из вольфрамовых твердых сплавов группы VK. Увеличение количества циклов термоциклирования приводило к повышению таких механических характеристик сплава VK8, как прочность и твердость. При 5-кратном повторении циклов было получено улучшение абразивной износостойкости по сравнению с исходным образцом без ТО. Элементный состав твердого сплава VK8 после термоциклирования изменялся незначительно – отмечалось лишь незначительное возрастание кислорода на поверхности пластин. Размер зерна после термоциклирования, по сравнению с исходным образцом, увеличился. Установлено, что циклическая ТО сплава VK8 приводит к изменению фазового состава. Рентгенофазовый анализ показал присутствие большого количества α -Co с гексагональным плотноупакованным типом решетки на поверхности твердого сплава и твердого раствора WC в α -Co. Изменение соотношения модификаций кобальта служит причиной ослабления микронапряжений. Анализ состояния структуры карбидной фазы показал, что после термоциклирования размер кристаллитов и величина микронапряжений изменились. Период решетки твердого раствора кубической модификации кобальта уменьшился, что может свидетельствовать о снижении количества растворенного в нем карбида вольфрама и углерода. Статистическая обработка результатов эксперимента включала расчет среднего значения механической характеристики, ее дисперсии и среднеквадратичного отклонения в выбранном доверительном интервале.

Ключевые слова: твердосплавные штабики марки VK8, термоциклирование, абразивный износ, износостойкость, рентгеноструктурный анализ.

Богодухов С.И. – докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой материаловедения и технологии материалов ОГУ (460018, г. Оренбург, пр. Победы, 13). E-mail: ogu@mailgate.ru.

Козик Е.С. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ. E-mail: ele57670823@yandex.ru.

Свиденко Е.В. – канд. техн. наук, преподаватель кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ. E-mail: tzvetkova.katia2016@yandex.ru.

Для цитирования: Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В. Влияние режимов термоциклирования на механические и триботехнические свойства твердого сплава VK8. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2020. No. 4. С. 55–65. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-55-65.

Influence of thermal cycling modes on VK8 hard alloy mechanical and tribological properties

S.I. Bogodukhov, E.S. Kozik, E.V. Svidenko

Orenburg State University (OSU), Orenburg, Russia

Received 03.02.2020, revised 16.06.2020, accepted for publication 19.06.2020

Abstract: Hard alloys are popular materials widely used in the toolmaking industry. Refractory carbides included in their composition make carbide tools very hard (80 to 92 HRA) and heat-resistant (800 to 1000 °С) so as they can be used at cutting

speeds several times higher than those used for high-speed steels. However, hard alloys differ from the latter by lower strength (1000 to 1500 MPa) and the absence of impact strength, and this constitutes an urgent problem. We studied the influence of thermal cycling modes on the mechanical and tribological properties of VK8 (WC–8Co) hard alloy used in the manufacture of cutters and cutting inserts for metal working on metal-cutting machines. As the object of study, we selected 5×5×35 mm billets made of VK8 (WC–8Co) alloy manufactured by powder metallurgy methods at Dimitrovgrad Tool Plant. The following criteria were selected for heat treatment mode evaluation: Vickers hardness, flexural strength, and mass wear resistance (as compared to the wear of as-received samples that were not heat treated). Plates in the initial state and after heat treatment were subjected to abrasion tests. Wear results were evaluated by the change in the mass of plates. Regularities of the influence of various time and temperature conditions of heat treatment on the tribological properties of products made of VK group tungsten hard alloys were determined. An increase in the number of thermal cycling cycles improved such mechanical properties of the VK8 hard alloy as strength and hardness. When repeating the cycles five times, an increase in abrasive wear resistance was obtained compared to the initial non-heat-treated sample. The elemental composition of the VK8 hard alloy changed insignificantly after thermal cycling, only a slight increase in oxygen was observed on the surface of plates. The grain size after thermal cycling increased in comparison with the initial VK8 hard alloy. It was found that VK8 hard alloy thermocyclic treatment leads to a change in the phase composition. X-ray phase analysis showed the presence of a large amount of α -Co with an hcp-type lattice on the surface of a hard alloy and a solid solution of WC in α -Co. A change in the cobalt modification ratio causes a decrease in microstresses. An analysis of the carbide phase structure state showed that the size of crystallites and microstresses changed after thermal cycling. The lattice constant of the cobalt cubic solid solution decreased, which may indicate a decrease in the amount of tungsten carbide and carbon dissolved in it. Statistical processing of experimental results included the calculation of the average value of the mechanical property, its dispersion and standard deviation in the selected confidence interval.

Keywords: VK8 carbide steels, thermal cycling, abrasive wear, wear resistance, X-ray analysis.

Bogodukhov S.I. – Dr. Sci. (Eng.), prof., head of Department of materials science and technology materials, Orenburg State University (OSU) (460018, Russia, Orenburg, Pobeda ave., 13). E-mail: ogu@mailgate.ru.

Kozik E.S. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of materials science and technology materials, OSU. E-mail: ele57670823@yandex.ru.

Shvidenko E.V. – Cand. Sci. (Eng.), lecturer, Department of materials science and technology materials, OSU. E-mail: tzvetkova.katia2016@yandex.

For citation: Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V. Influence of thermal cycling modes on VK8 hard alloy mechanical and tribological properties. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2020. No. 4. P. 55–65 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-4-55-65.

Введение

Твердые сплавы являются распространенным материалом, широко применяемым в инструментальной промышленности. Наличие в их структуре тугоплавких карбидов приводит к тому, что твердосплавный инструмент обладает высокой твердостью (от 80 до 92 HRA) и теплостойкостью (от 800 до 1000 °С), поэтому в работе с ним можно использовать скорости резания, в несколько раз превышающие таковые для быстрорежущих сталей. Однако при этом (в отличие от быстрорежущих сталей) твердые сплавы имеют пониженную прочность (от 1000 до 1500 МПа) и не обладают ударной вязкостью.

Существует множество методов, оказывающих различное влияние на механические свойства твердосплавного режущего инструмента, в том числе повышающих его стойкость [1–3]. Их выбор зависит от таких факторов, как материал детали, тип режущего инструмента, условия его работы, предъявляемые к его механическим свойствам требования, экономический эффект от применения той или иной технологии [4–7].

Обеспечение машиностроительного производства режущими инструментами с высокими эксплуатационными свойствами является одним из условий снижения стоимости металлообработки [8–10].

Вопросам повышения качества твердых сплавов посвящено большое число работ [11–13], причем выводы в них во многих случаях не совпадают [14–16]. Возможность термической обработки (ТО) сплавов WC–Co рассмотрена в монографии [17]. Воздействовать на состав и свойства цементирующей кобальтовой фазы можно путем изменения не только содержания углерода в сплаве [17], но и скорости охлаждения после спекания [18–22], а также проведением термической обработки (ТО) уже спеченных изделий [23].

При термической обработке твердых сплавов возможны:

- снятие термических напряжений;
- изменение соотношения кубической и гексагональной модификаций в связующей фазе кобальтового твердого раствора;

— выделение в связующей фазе наночастиц различной морфологии;

— некоторый рост зерна карбидной фазы.

Изучение вышеперечисленных процессов, протекающих при ТО твердых сплавов группы ВК, позволит создать материал с требуемым комплексом свойств.

Цель данной работы состояла в определении влияния скорости охлаждения, количества циклов термообработки твердого сплава марки ВК8 на его элементный и фазовый составы, механические и трибологические свойства.

Методика исследований

В качестве объекта исследования выбраны штабики из сплава ВК8 (WC—8Co) размерами 5×5×35 мм, изготовленные методами порошковой металлургии на Димитровградском инструментальном заводе. На рис. 1 представлены фотографии образцов до и после ТО. В последнем случае они отшлифованы.

Изучали влияние режимов термоциклирования на механические и трибологические свойства твердого сплава ВК8, являющегося материалом для изготовления резцов и режущих пластин для обработки металлов на металлорежущих станках. В качестве критериев оценки режимов термообработки выбраны: твердость по Виккерсу (твёрдомер HVS-10 (TIME Group Inc., Китай), погрешность ± 5 Н/мм², ГОСТ 25172-82), прочность на изгиб (погрешность ± 1 %), износостойкость по массе (погрешность ± 1 %) (в сравнении с износом термически не обработанного образца в состоянии поставки).

Прочность на изгиб измеряли нагружением образца, установленного на двух опорах (с расстоянием между ними 30 мм), с использованием универсальной разрывной машины модели ИР5047-50-10 (ОАО «Точприбор», г. Санкт-Петербург) и приспособления для определения напряжения изгиба, изготовленного по ТУ 5808-0085 с учетом ГОСТ 9391-80. Для оценки абразивной износостойкости по массе была сконструирована и собрана машина для испытаний на износостойкость при трении твердосплавных штабиков. Испытания осуществляли следующим образом: штабик закрепляли в державке, прижимаемой рычагом к поверхности алмазного круга, приводимого в движение электродвигателем, и проводили истирание в течение 30, 60, 90, 120, 150 и 180 с, взвешивая штабик через каждые 30 с и вычисляя потерю его массы. Диаметр алмазного круга составлял 130 мм, частота его вращения — 2750 об/мин.

Нагрев образцов при термоциклировании проводили до температуры 1100 °С на установке, использующей в работе токи высокой частоты (ТВЧ). Режимы нагрева ТВЧ: ток сетки — 1 А, ток анода — 3,1 А, напряжение — 4,5 кВ.

Чтобы исключить окисление твердых сплавов в результате взаимодействия с воздухом при нагреве, штабики помещали в кварцевую трубку, которую после продувки аргоном закрывали пробками с обеих сторон, решая таким образом проблему создания в ней нейтральной атмосферы во время проведения исследований. Температуру в прозрачных кварцевых трубках контролировали с помощью оптического фотопирометра «Смотрич» (завод «Термоприбор», г. Львов, Украина) с погрешностью ± 1 °С. Охлаждающей средой служили аргон или

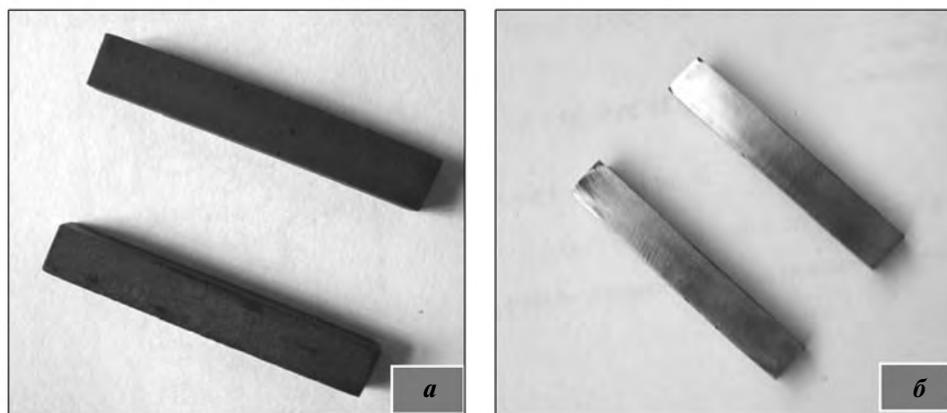


Рис. 1. Внешний вид образцов до (а) и после (б) термообработки

Fig. 1. Appearance of samples before (a) and after (b) heat treatment

масло (температуру масла варьировали). При охлаждении в аргоне осуществляли термоциклирование, включающее 1–5-кратный нагрев до $t_{\text{зак}} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ со скоростью $200 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ и охлаждение до $t_{\text{отп}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$. Указанные значения температур были выбраны исходя из следующего: нагрев твердого сплава ниже температуры $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ не гарантирует каких-либо изменений в его структуре [17], а выше — проявляется тенденция его разупрочнения [17]. Охлаждение ниже $450 \text{ }^\circ\text{C}$ после нагрева обусловлено аллотропическим переходом $\beta\text{-Co}$ ($\alpha \rightarrow \beta$ при $t = 486 \text{ }^\circ\text{C}$), имеющего гранецентрированную элементарную ячейку, в $\alpha\text{-Co}$ с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) элементарной ячейкой, идентичной элементарной ячейке WC.

Структуру исходных материалов до и после ТО изучали на металлографическом микровизоре $\mu\text{VIZO-MET-221}$ (АО «ЛОМО», г. Санкт-Петербург) при увеличениях $500\times$ и $1000\times$, а также на растровом электронном микроскопе JCM 6000 (Jeol Ltd., Япония) при увеличении $1000\text{--}3000\times$ с использованием программы анализа микроструктур и хи-

мического состава «Trihommet Pro». Размер карбидов вольфрама определяли методом секущей (по ГОСТ 21073.3-75) с погрешностью $\pm 1 \%$. Выбирали 5 непараллельных секущих, длина которых составляла не менее 10 карбидных частиц. Длина промежутков или кобальтовой связки между частицами вычиталась из длины секущей. Для определения длин секущей и промежутков между частицами применялась программа обработки изображений «Nrixomet® PRO», которая позволяет наблюдать большую площадь изучаемой поверхности образца с высоким разрешением.

При проведении рентгеноструктурного анализа использовались дифрактометры ДРОН-2М (АО «ИЦ «Буревестник», г. Санкт-Петербург) и минидифрактометр МД-10 (Радикон, г. Москва).

Результаты и их обсуждение

Условия и результаты проведенных опытов по термической обработке твердого сплава ВК8 приведены в табл. 1. После проведения ТО получено

Таблица 1. Условия и результаты (средние значения) термообработки твердого сплава ВК8

Table 1. Conditions and results (average values) of VK8 hard alloy heat treatment

Опыт	Режим обработки					Свойства					
	$t_{\text{зак}}, \text{ }^\circ\text{C}$	Время нагрева, с	$t_{\text{отп}}, \text{ }^\circ\text{C}$	n	Среда закалки	Предел прочности при изгибе		Отн. абразивная износостойкость		Твердость	
						$\sigma_{\text{изг}}$, МПа	$\frac{\alpha_{\text{в}}}{\alpha_{\text{н}}}$	δ	$\frac{\alpha_{\text{в}}}{\alpha_{\text{н}}}$	HV , МПа	$\frac{\alpha_{\text{в}}}{\alpha_{\text{н}}}$
1	Исходное состояние					1500	$\frac{1590,0}{1410,0}$	1,0	$\frac{1,04}{0,96}$	1380	$\frac{1522,8}{1377,2}$
2			400*	1	Аргон	1700	$\frac{1610,0}{1590,0}$	1,8	$\frac{1,86}{1,74}$	1400	$\frac{1501,8}{1298,2}$
3			400*	2	Аргон	1700	$\frac{1810,0}{1610,0}$	1,9	$\frac{1,92}{1,88}$	1400	$\frac{1448,3}{1351,7}$
4			400*	5	Аргон	2300	$\frac{2431,6}{2182,4}$	2,6	$\frac{2,74}{2,46}$	1350	$\frac{1455,3}{1254,7}$
5	1100	5,5			Масло	1600	$\frac{1720,0}{1480,0}$	1,0	$\frac{1,04}{0,96}$	1500	$\frac{1562,3}{1437,7}$
6			60	1	Масло	1900	$\frac{2012,5}{1787,5}$	1,1	$\frac{1,04}{0,96}$	1500	$\frac{1562,3}{1437,7}$
7			100	1	Масло	1750	$\frac{1858,6}{1641,4}$	1,3	$\frac{1,38}{1,22}$	1500	$\frac{1562,3}{1437,7}$

Примечание. n — количество повторов (циклов) ТО; $\alpha_{\text{в}}/\alpha_{\text{н}}$ — соотношение верхнего и нижнего уровней доверительного интервала.

* Температура охлаждения.

Таблица 2. Механические характеристики твердых сплавов после термоциклической обработки по условиям опыта 4 и их статистическая обработка

Table 2. Mechanical properties of hard alloys after thermal cycling according to Experiment 4 conditions and their statistical processing

Образец	Предел прочности при изгибе		Твердость	
	$\sigma_{изг}$, МПа	$X_i^2 \cdot 10^{-2}$	HV , МПа	$X_i^2 \cdot 10^{-2}$
1	2360	55696	1400	19600
2	2650	70225	1550	24025
3	2300	52900	1000	10000
4	2310	53361	1400	19600
5	1900	36100	1350	18225
6	2150	46225	1350	18225
7	2050	42025	1400	19600
8	2480	61504	1250	15625
9	2360	55696	1200	14400
10	2510	63001	1650	27225
$m = 10$	$\sum_{i=1}^m X_i = 23070$	$\sum_{i=1}^m X_i^2 = 53673300$	$\sum_{i=1}^m X_i = 13550$	$\sum_{i=1}^m X_i^2 = 18652500$

повышение твердости (до 10 %), предела прочности при изгибе (на 53 %) и износостойкости (в 2,6 раза).

На основании полученных данных (см. табл. 1) построили 3D-график зависимости твердости и износостойкости штабиков от количества циклов ТО (термоциклирования) в программе «OriginLab» (рис. 2).

Статистическая обработка результатов эксперимента включала расчет среднего значения ме-

ханической характеристики (\bar{X}), ее дисперсии (s) и среднеквадратичного отклонения (v) в выбранном доверительном интервале. В табл. 2 представлены механические характеристики твердых сплавов после термоциклической обработки по условиям опыта 4.

Для предела прочности расчет был следующим:

$$\bar{X} = 23070/10 = 2307,$$

$$s^2 = 1/9(53673300 - 1/10 \cdot 23070^2) = 50090,$$

$$s = \sqrt{50090} = 223,8,$$

$$v = (223,8/23070) \cdot 100 \% = 0,97 \%$$

Принимая критерий Стьюдента $t_{\alpha,k} = 1,76$, при $k = 9$ и $\alpha = 0,05$ доверительный интервал лежит в диапазоне

$$2307 - 1,76 \cdot \frac{223,8}{\sqrt{10}} < \alpha < 2307 + 1,76 \cdot \frac{223,8}{\sqrt{10}},$$

$$2182,4 < \alpha < 2431,6.$$

Для значений твердости получим

$$\bar{X} = 13550/10 = 1355,$$

$$s^2 = 1/9(18652500 - 1/10 \cdot 13550^2) = 32472,2,$$

$$s = \sqrt{32472,2} = 180,2,$$

$$v = (180,2/13550) \cdot 100 \% = 1,33 \%$$

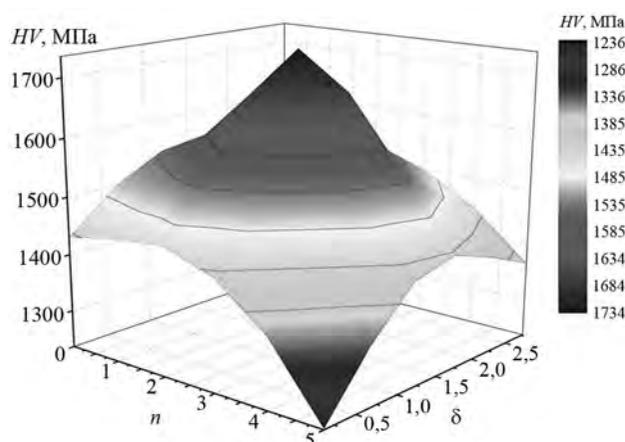


Рис. 2. График зависимости твердости (HV) и износостойкости (δ) твердосплавных образцов от количества циклов термообработки (n)

Fig. 2. Graph of hardness (HV) and wear resistance (δ) of carbide samples versus heat treatment cycle number (n)

$$1355 - 1,76 \cdot \frac{180,2}{\sqrt{10}} < \alpha < 1355 + 1,76 \cdot \frac{180,2}{\sqrt{10}},$$

$$1254,7 < \alpha < 1455,3.$$

Аналогично обрабатывали данные по относительной износостойкости.

Для наглядности построена диаграмма, представленная на рис. 3.

Одним из основных показателей механических свойств твердого сплава ВК8 является жесткость материала (модуль упругости — E). Поэтому исследование изменения угла наклона прямолинейного участка графика зависимости $\sigma_{изг} = f(\epsilon)$ (при небольших нагрузках) является актуальным. После ТО, образцы испытывали на изгиб с использованием тензометрии для выявления характера зависимости между нагрузкой и деформацией. В табл. 3 приведены средние значения относительной продольной деформации (ϵ) и нормального

напряжения при изгибе (σ) исходя из полученных данных.

По результатам экспериментов были построены графические зависимости нормального напряжения при изгибе от относительной продольной деформации (рис. 4). Для сравнения испытывали на изгиб и другие режущие инструментальные материалы (сталь У10 и сталь Р6М5) после термической обработки.

Из анализа экспериментальных данных, представленных на рис. 4, следует, что модуль нормальной упругости (угол наклона прямолинейного участка зависимости нормального напряжения при изгибе от относительной продольной деформации) в случае 3 (ВК8, $t_{зак} = 1100$ °С, охлаждение в аргоне, $n = 5$) снизился на 26 %. Уменьшение модуля упругости ВК8 после ТО объясняется тем, что при снятии термических напряжений в кобальтовой фазе увеличивается пластичность.

Образцы твердого сплава марки ВК8 после раз-

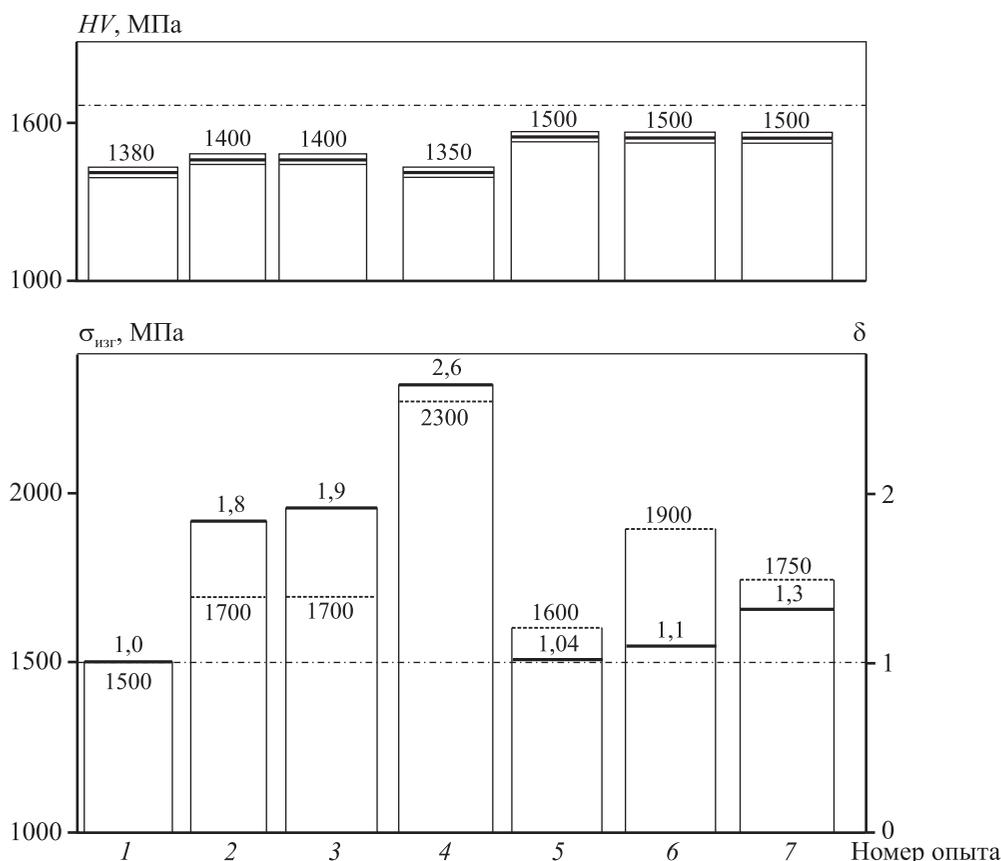


Рис. 3. Изменение свойств твердого сплава ВК8 в зависимости от режимов термическической обработки
Сплошная черта — δ , пунктир — $\sigma_{изг}$

Fig. 3. Changes in BK8 hard alloy properties depending on thermal cycling modes
Solid line marks δ , dashed line marks σ_{flex}

Таблица 3. Сравнение значений относительной продольной деформации (ϵ) и нормальных напряжений при изгибе (σ) для различных материалов по результатам тензометрииTable 3. Comparison of engineering strain (ϵ) and normal flexural stress (σ) values for different materials based on strain gauging results

VK8 _{исх}		VK8 _{терм}		У10		Р6М5	
$\epsilon \cdot 10^5$	σ , МПа						
4,7	24,3	11,8	36,8	9,0	22	12	27
7,7	48,6	19,47	73,6	18,0	44	30	54
17,0	97,2	25,0	108,0	27,0	66	41	81
23,0	121,5	32,0	147,0	39,5	88	55	108
28,0	170,1	38,0	180,0	50,7	110	—	—
33,0	194,4	42,0	220,0	60,0	132	—	—
38,0	218,7	47,0	258,0	—	—	—	—
42,0	243,0	52,0	294,0	—	—	—	—

Разрушение тензорезистора

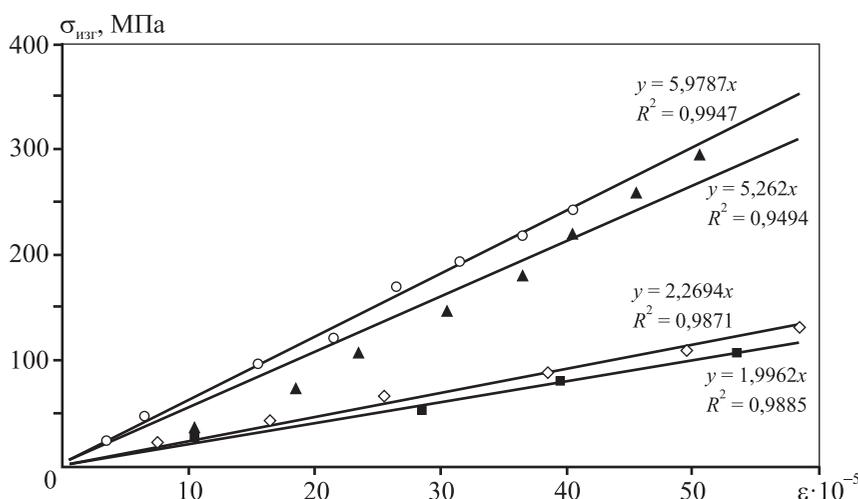
Рис. 4. Зависимость нормального напряжения изгиба ($\sigma_{изг}$) от относительной продольной деформации (ϵ) для различных материалов и условий обработки1 – сталь У10, предел прочности при изгибе $\sigma_{изг} = 565$ МПа, температура закалки $t_{зак} = 780$ °С (в масле),время нагрева $\tau = 3$ мин, температура отпуска $t_{отп} = 200$ °С, твердость $HV = 746 \div 804$ МПа2 – сталь Р6М5, $\sigma_{изг} = 3300$ МПа, $t_{зак} = 1220$ °С (в масле), $n = 2$, $\tau = 3$ мин, $t_{отп} = 600$ °С, $HV = 804 \div 868$ МПа3 – твердый сплав ВК8, $\sigma_{изг} = 2300$ МПа, $t_{зак} = 1100$ °С (в аргоне), $n = 5$, $\tau = 5,5$ с, $t_{отп} = 400$ °С, $HV = 1350$ МПа4 – исходный сплав ВК8, $\sigma_{изг} = 1500$ МПа, $HV = 1380$ МПа

Fig. 4. Dependence of engineering strain on flexural strain for different materials and processing conditions

1 – Steel U10, flexural strength $\sigma_{flex} = 565$ МПа, quenching temperature $t_{quench} = 780$ °С (in oil), heating time $\tau = 3$ min, tempering temperature $t_{temp} = 200$ °С, hardness $HV = 746 \div 804$ МПа2 – Steel P6M5, $\sigma_{flex} = 3300$ МПа, $t_{quench} = 1220$ °С (in oil), $n = 2$, $\tau = 3$ min, $t_{temp} = 600$ °С, $HV = 804 \div 868$ МПа3 – VK8 hard alloy, $\sigma_{flex} = 2300$ МПа, $t_{quench} = 1100$ °С (in argon), $n = 5$, $\tau = 5.5$ s, $t_{temp} = 400$ °С, $HV = 1350$ МПа4 – VK8 initial alloy, $\sigma_{flex} = 1500$ МПа, $HV = 1380$ МПа

личных режимов ТО для определения равномерности растворения в них карбидов вольфрама, графита в кобальтовой связке подвергали анализу химического состава в определенных точках (рис. 5 и 6).

По результатам исследования на растровом электронном микроскопе «Jeol JSM 6000» установлено, что элементный состав твердого сплава ВК8 после термоциклирования изменился несус-

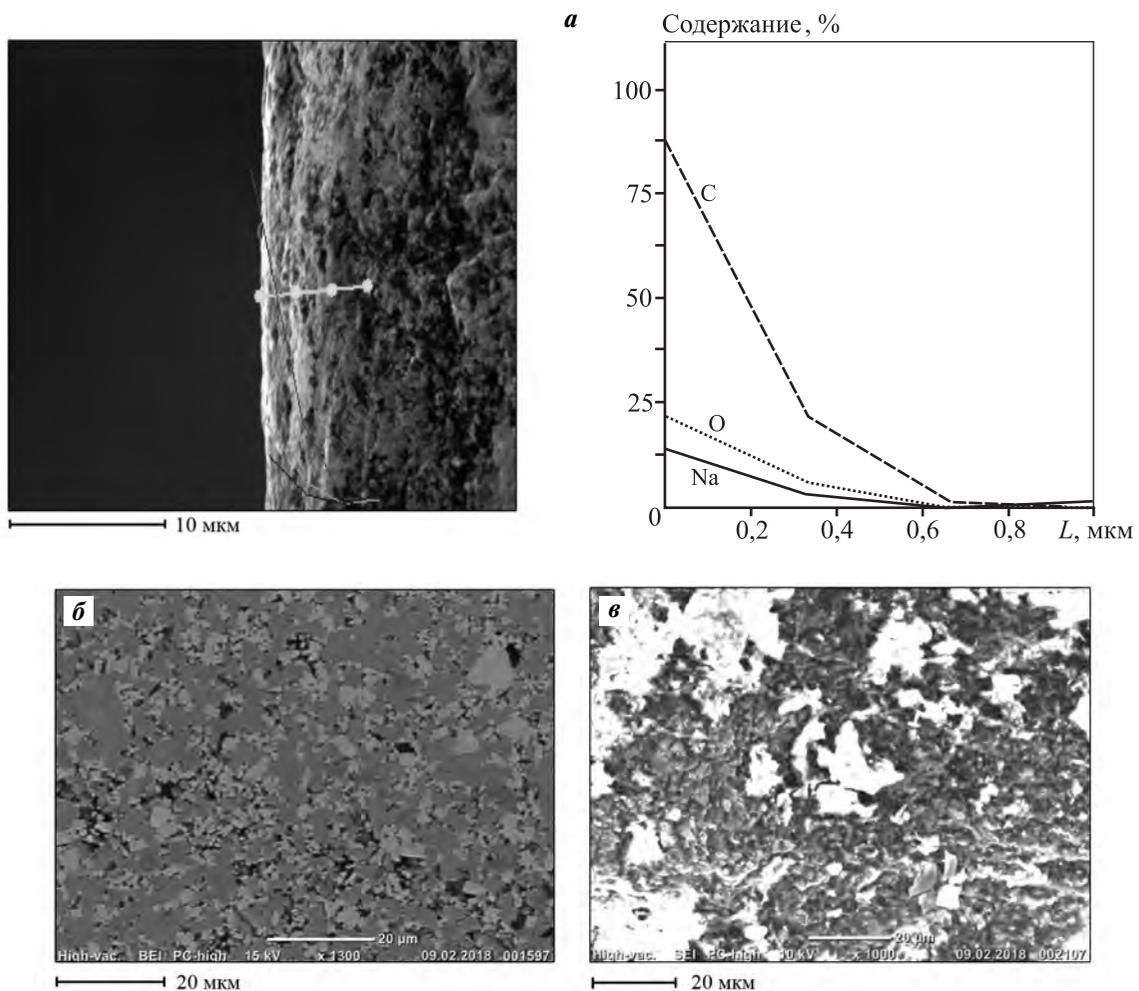


Рис. 5. Химический состав (*а*), микроструктура поверхностного слоя (*б*) и излома (*в*) твердого сплава марки ВК8

$t_{\text{зак}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, среда закалки – аргон, $t_{\text{отп}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $n = 1$
а – L – расстояние между точками; *б* – размер зерна WC = 6,5 мкм

Fig. 5. Chemical composition (*a*), surface layer (*b*) and fracture (*c*) microstructure of VK8 hard alloy

$t_{\text{quench}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, quenching media – 400 °C argon, $t_{\text{temp}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $n = 1$
a – L – distance between points; *b* – WC grain size = 6.5 μm

ществено — отмечается лишь незначительное повышение кислорода на поверхности пластин. Размер зерна исходного ВК8 составлял 5 мкм, после термоциклирования — увеличился до 7,0—8,5 мкм.

Выявлено, что термоциклическая обработка твердого сплава ВК8 приводит к изменению фазового состава. Рентгенофазовый анализ показал присутствие большого количества $\alpha\text{-Co}$ с ГПУ-типом решетки на поверхности твердого сплава и твердого раствора WC в $\alpha\text{-Co}$. Изменение соотношения модификаций кобальта служит причиной уменьшения микронапряжений. При изу-

чении состояния структуры карбидной фазы установлено, что после термоциклирования размер кристаллитов и микронапряжений изменился (табл. 4). Период решетки твердого раствора кубической модификации кобальта уменьшился, что может указывать на снижение количества растворенного в ней карбида вольфрама и углерода. Это обуславливает некоторое ослабление прочности связки и сплава.

Применение термоциклирования приводит к изменению фазового состава твердого сплава ВК8, увеличивает размеры кристаллитов карбидной фазы и уменьшает величину микронапряжений.

Таблица 4. Параметры структуры твердого сплава ВК8

Table 4. VK8 hard alloy structure parameters

Опыт	Режим термообработки	Индекс кристаллографического направления, hkl	Размер кристаллитов карбидной фазы, нм	Величина микронапряжений $D, 10^{-5}$
1	Исходное состояние	001	1,1	0,93
4	$t_{\text{зак}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в аргоне, $t_{\text{отп}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $n = 5$	001	1,61	0,54

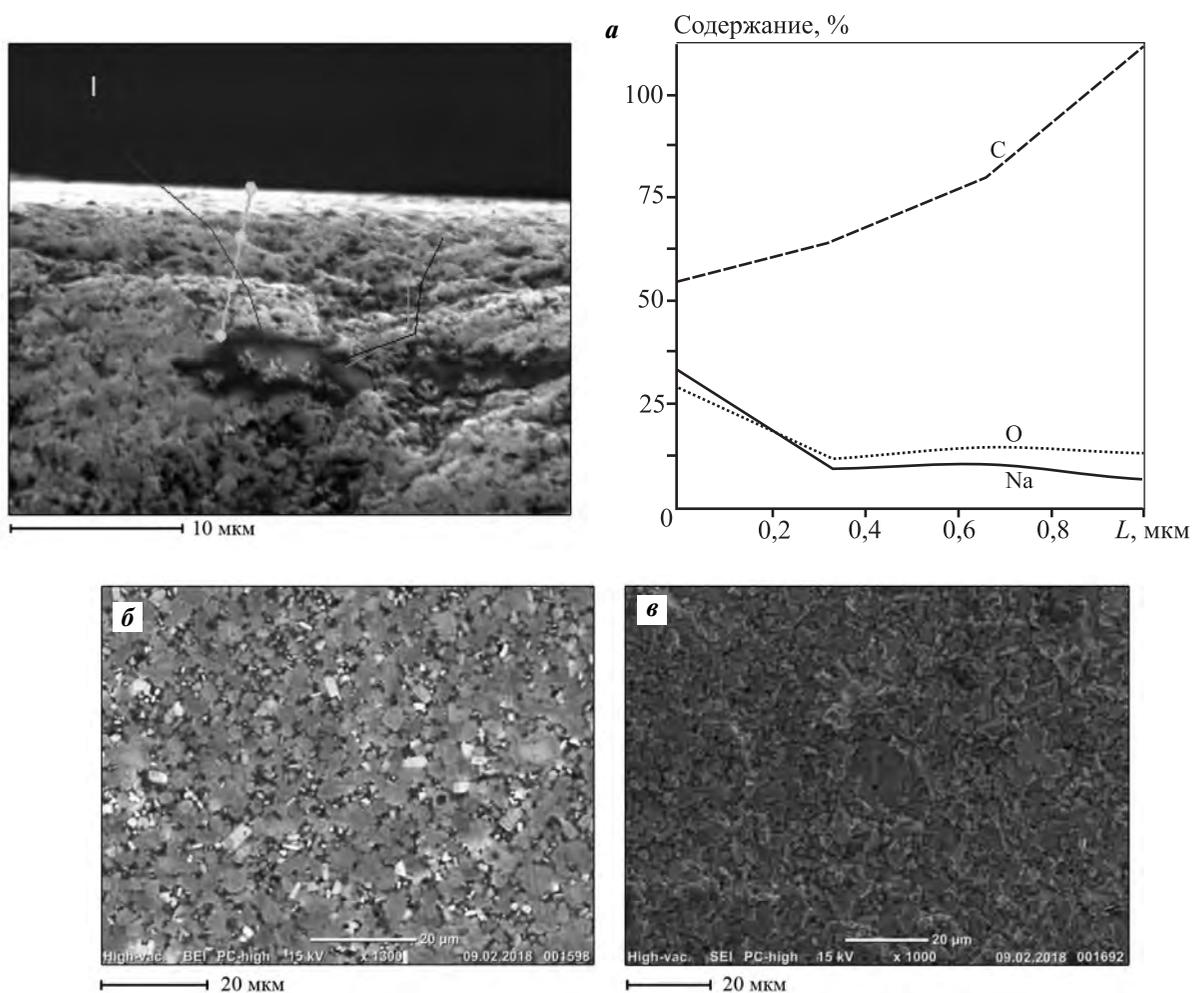


Рис. 6. Химический состав (а), структура поверхностного слоя (б) и излома (в) твердого сплава марки ВК8 $t_{\text{зак}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, среда закалки – аргон, $t_{\text{отп}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $n = 5$; WC = 8,5 мкм

Fig. 6. Chemical composition (a), surface layer (b) and fracture (c) structure of VK8 hard alloy

$t_{\text{quench}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, quenching media – argon, $t_{\text{temp}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $n = 5$; WC = 8.5 μm

Заключение

В результате 5-кратных термоциклирований твердосплавных образцов ВК8, включающих нагрев до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и охлаждение в аргоне до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, наблюдалось повышение абра-

зивной износостойкости (в 2,6 раза), предела прочности при изгибе (с 1500 до 2300 МПа) и твердости (до 10 %) по сравнению с исходным штабиком без термообработки.

При этом было получено уменьшение коэффициента зависимости (угла наклона ее прямоли-

нейного участка на графике) между нормальным напряжением при изгибе и относительной продольной деформацией до 26 %. Это указывает на снижение модуля упругости твердого сплава ВК8 после ТО, так как при снятии термических напряжений в кобальтовой фазе увеличивается пластичность.

Элементный состав твердого сплава ВК8 после термоциклирования изменился незначительно — было отмечено лишь небольшое повышение кислорода на поверхности образцов. При этом размер зерна вырос от 5 мкм (у исходного сплава) до 7,0—8,5 мкм (после ТО).

Установлено, что термоциклическая обработка твердого сплава ВК8 приводит к изменению фазового состава. Рентгенофазовый анализ показал присутствие большого количества α -Co с ГПУ-типом решетки на поверхности твердого сплава и твердого раствора WC в α -Co. Изменение соотношения модификаций кобальта служит причиной снижения микронапряжений. После термоциклирования, по данным анализа состояния структуры карбидной фазы, изменился и размер кристаллитов. Период решетки твердого раствора кубической модификации кобальта уменьшился, что может указывать на снижение количества растворенного в нем карбида вольфрама и углерода.

Проведена статистическая обработка результатов эксперимента: расчет среднего значения механических характеристик, их дисперсии и среднеквадратичного отклонения в выбранном доверительном интервале.

Литература/References

1. Zhang Li, Wang Yuan-Jie, Yu Xian-Wang, Chen Shu, Xiong Xiang-Jin. Crack propagation characteristic and toughness of functionally graded WC—Co cemented carbide. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26. No. 4. P. 295—300.
2. Colovcan V.T. Some analytical consequences of experiment data on properties of WC—Co hard metals. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26. No. 4. P. 301—305.
3. Guo Zhixing, Xiong Ji, Yang Mei, Jiang Cijin. WC—TiC—Ni cemented carbide with enhanced properties. *J. Alloys Compd.* 2008. Vol. 465. No. 1—2. P. 157—162.
4. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М.: Металлургия, 1971.
Kreimer G.S. Strength of hard alloys. Moscow: Metallurgiya, 1971 (In Russ.).
5. Панов В.С., Чувиллин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСиС, 2001.
Panov V.S., Chuvilin A.M. Technology and properties of sintered hard alloys and their products. Moscow: MISIS, 2001 (In Russ.).
6. Bock H., Hoffman H., Blumenauer H. Mechanische Eigenschaften von Wolframkarbid—Kobalt legierungen. *Technik.* 1976. Bd. 31. No. 1. S. 47—51.
7. Gurland J. The fracture strength of sintered WC—Co alloys in relation to composition and particle spacing. *Trans. Met. Soc. AIME.* 1963. Vol. 227. No. 1. P. 28—43.
8. Suzuki H., Hayashi K. Strength of WC—Co cemented carbides in relation to their fracture sources. *Planseeber. Pulvermet.* 1975. Vol. 23. No. 1. P. 24—36.
9. Токова Л.В., Зайцев А.А., Курбаткина В.В., Левашов Е.А., Сидоренко Д.А., Андреев В.А. Особенности влияния нанодисперсных добавок ZrO₂ и WC на свойства металломатричного композита. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2012. No. 3. С. 37—41.
Tokova L.V., Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A., Sidorenko D.A., Andreev V.A. Features of the influence of ZrO₂ and WC nanodispersed additives on the properties of metal matrix composite. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 186—190.
10. Богодухов С.И. Материаловедение. М.: Машиностроение, 2015.
Bogodukhov S.I. Materials science. Moscow: Mashinostroenie, 2015 (In Russ.).
11. Бондаренко В.А. Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000.
Bondarenko V.A. Quality assurance and improvement of characteristics of cutting tools. Moscow: Mashinostroenie, 2000 (In Russ.).
12. Либенсон Г.А. Процессы порошковой металлургии. М.: Изд-во МИСиС, 2001. Т. 1.
Libenson G.A. Powder metallurgy processes. Moscow: MISIS, 2001. Vol. 1 (In Russ.).
13. Kim C.S., Massa T.P., Rohrer G.S. Modeling the relationship between microstructural features and the strength of WC—Co composites. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2006. Vol. 24 (1). P. 89—100.
14. Yamamoto T., Ikuhara Y., Watanabe T., Sakuma T., Taniuchi Y., Okada K., Tanase T. High resolution microscopy study in Cr₃C₂-doped WC—Co. *J. Mater. Sci.* 2001. No. 36. P. 3885—3890.
15. Jaensson B.O. Die untersuchung von Verformungsercheinungen in hochfeste WC—Co Legierungen mit Hilfe eines neuen localisierungsverfahrens fur die Ab-

- druckelektronenmicroscopie. *Pract. Metallogr.* 1972. Bd. 9. No. 11. S. 624—641.
16. *Богодухов С.И.* Определение модуля упругости различных материалов с применением средств тензометрии. *Вестн. Оренб. гос. ун-та.* 2014. No. 4. С. 289—295.
Bogodukhov S.I. Determination of modulus of elasticity of various materials by means of strain gauges. *Vestnik Orenburg. gos. un-ta.* 2014. No. 4. P. 289—295 (In Russ.).
17. *Третьяков В.И.* Металлокерамические твердые сплавы. М.: Metallurgizdat, 1962.
Tretyakov V.I. Nitriding of refractory metals. Moscow: Metallurgizdat, 1962 (In Russ.).
18. *Редченко Д.С., Попов А.Ю.* Способ обработки сверхтвердых материалов: Пат. 2440229 (РФ). 2012.
Redchenko D.S., Popov A.Yu. Method for processing superhard materials: Pat. 2440229 (RF). 2012 (In Russ.).
19. *Соколов А.Г.* Способ обработки твердосплавного инструмента: Пат. 2509173 (РФ). 2014.
Sokolov A.G. Method for machining carbide tools: Pat. 2509173 (RF). 2014 (In Russ.).
20. *Чеховой А.Н., Бельков О.В., Прокопова Т.И.* Способ химико-термической обработки изделий из твердого сплава и стали: Пат. 2231573 (РФ). 2004.
Chekhovoi A.N., Bel'kov O.V., Prokopova T.I. Method of chemical-thermal treatment of products from hard alloy and steel: Pat. 2231573 (RF). 2004 (In Russ.).
21. *Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.* Способ поверхностного упрочнения вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента: Пат. 2398046 (РФ). 2010.
Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Method for surface hardening of wolframocobalt hard alloy: Pat. 2398046 (RF). 2010 (In Russ.).
22. *Хиндрик Э.* Пластина с покрытием для режущего инструмента для обточки сталей: Пат. 2536014 (РФ). 2014.
Khindrik E. Plate with a coating for cutting tools for turning steels: Pat. 2536014 (RF). 2014 (In Russ.).
23. *Кабанов А.В., Федоров С.В., Вислагузов А.А., Павлов М.Д.* Способ упрочнения изделий из твердых сплавов: Пат. 2501865 (РФ). 2013.
Kabanov A.V., Fedorov S.V., Vislaguzov A.A., Pavlov M.D. Method of hardening of products from hard alloys: Pat. 2501865 (RF). 2013 (In Russ.).