

**МОДИФИЦИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ  
ОБРАБОТКОЙ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ ПОСТОЯННОГО ТОКА**

**Белая Марина Александровна, Шеменкова Алла Леонидовна,  
Лустенков Павел Вячеславович, Аржанов Артур Олегович**  
[belay-marina@yandex.ru](mailto:belay-marina@yandex.ru)

Государственное учреждение высшего профессионального образования «Белорусско-Российский университет», Могилев, Республика Беларусь  
Научный руководитель – В.М. Шеменков

Резервы повышения износостойкости инструментальной оснастки за счет создания новых материалов в значительной степени уже исчерпаны или связаны со значительными материальными затратами. Поэтому особое значение в настоящее время приобретают вопросы, связанные с внедрением технологических процессов модифицирования рабочих поверхностей.

Одним из перспективных способов повышения износостойкости рабочих поверхностей твердосплавных инструментов является процесс модифицирующей обработки тлеющим разрядом [1].

Разработанный метод по сравнению с существующими обладает рядом преимуществ. Метод позволяет повысить износостойкость всей гаммы инструментальных материалов. Отсутствуют традиционные для аналогичных видов обработки операции подогрева, нагрева и охлаждения изделий, предварительной термообработки, что приводит к повышению производительности процесса. В процессе обработки изделие нагревается до температуры 423 К, что обеспечивает сохранность его конструктивных и геометрических параметров. Отсутствие специальных устройств для подготовки рабочей среды экономически выгодно отличает предложенный метод от аналогов. Процесс модифицирующей обработки тлеющим разрядом не токсичен и отвечает самым жестким требованиям по защите окружающей среды [2, 3].

Ниже представлены исследования партии многогранных неперетачиваемых пластин из твердых сплавов ВК8 и ТН-20 в исходном состоянии и подвергнувшихся обработке, при различных энергетических характеристиках тлеющего разряда.

а)

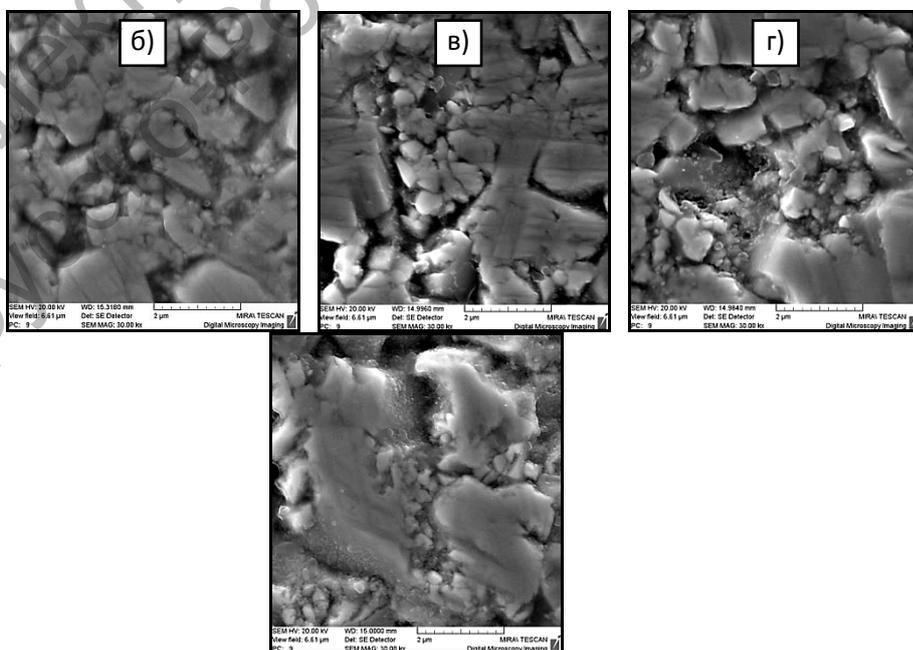


Рис. 1. Структура твердого сплава ВК8: а – в состоянии поставки б, в, г – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,20 кВт/м<sup>2</sup>, 0,50 кВт/м<sup>2</sup> и 0,88 кВт/м<sup>2</sup> соответственно

Модифицирующая обработка твердого сплава ВК8 приводит к уменьшению размера зерен карбидной фазы. Помимо изменения размеров зерен карбида вольфрама и возникновению новых границ деления зерен твердой фазы особенно после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения 0,50 кВт/м<sup>2</sup> (рис. 1, в), обработка также приводит к размывости межфазных границ вызванных сложным взаимодействием кобальтового и карбидного скелетов (рис. 1, г).

Модифицирующая обработка твердого сплава ТН20 приводит к появлению четких границ зерен карбидной фазы, особенно при обработке с удельной мощностью горения тлеющего разряда W, равной 0,20 и 0,88 кВт/м<sup>2</sup> (рис. 2, б и 2, г), что может быть вызвано образованием по границам зерен твердого раствора TiC+Mo<sub>2</sub>C [4], перераспределением никеля вдоль границ зерен твердой фазы и частичным переходом молибдена из твердой фазы в связующую.

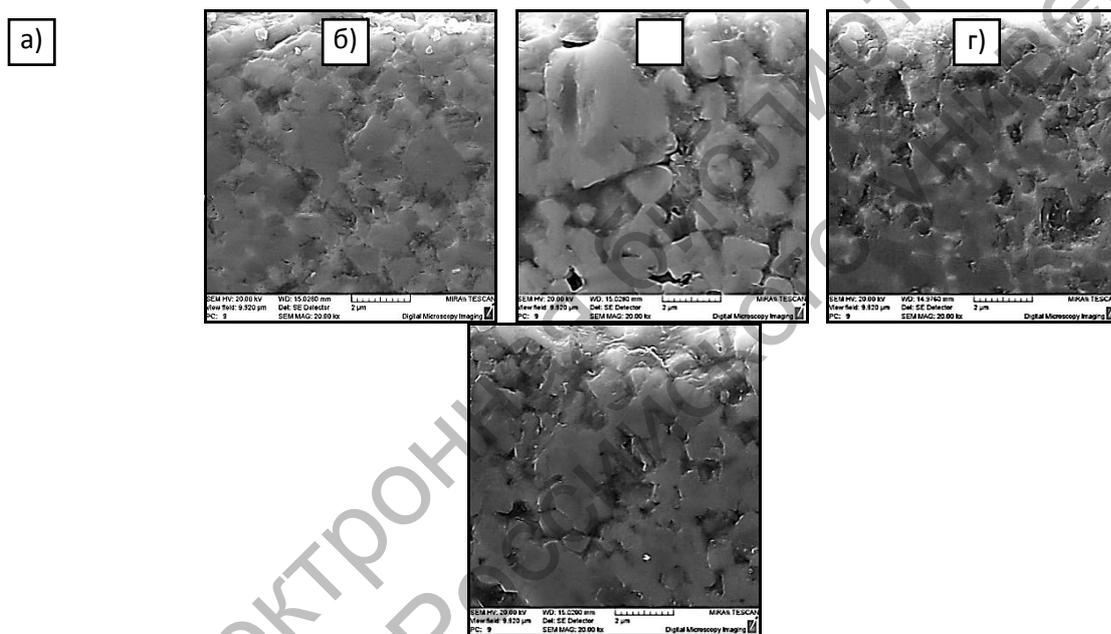


Рис. 2. Структура твердого сплава ТН-20: а – в состоянии поставки б, в, г – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,20 кВт/м<sup>2</sup>, 0,50 кВт/м<sup>2</sup> и 0,88 кВт/м<sup>2</sup> соответственно

С целью получения информации о воздействии модифицирующей обработки на структуру отдельных составляющих твердого сплава было проведено изучение дифракционных отражений карбидов вольфрама, титана, кобальта, молибдена и никеля, полученных при помощи автоматизированного рентгеновского комплекса на базе дифрактометра ДРОН-3М. Фрагменты дифрактограмм представлены на рис. 3.

При анализе полученной дифрактограммы исходного образца сплава ВК8 (рис. 3, а) видно, что она содержит две системы отражений, одна из которых принадлежит карбиду вольфрама (WC), другая – кобальту (Co). Межплоскостные расстояния и распределение интенсивности регистрируемых линий WC, за исключением отражения (101), соответствуют данным стандартной картотеки PDF.

При анализе полученной дифрактограммы исходного образца сплава ТН-20 (рис. 3, б)

видно, что фазовый состав сплава представлен карбидом титана (TiC) и никелем (Ni). Отсутствие отражений от молибдена (Mo) в исследуемом интервале углов рассеяния связано с тем, что молибден растворен в карбидной фазе [2].

а)

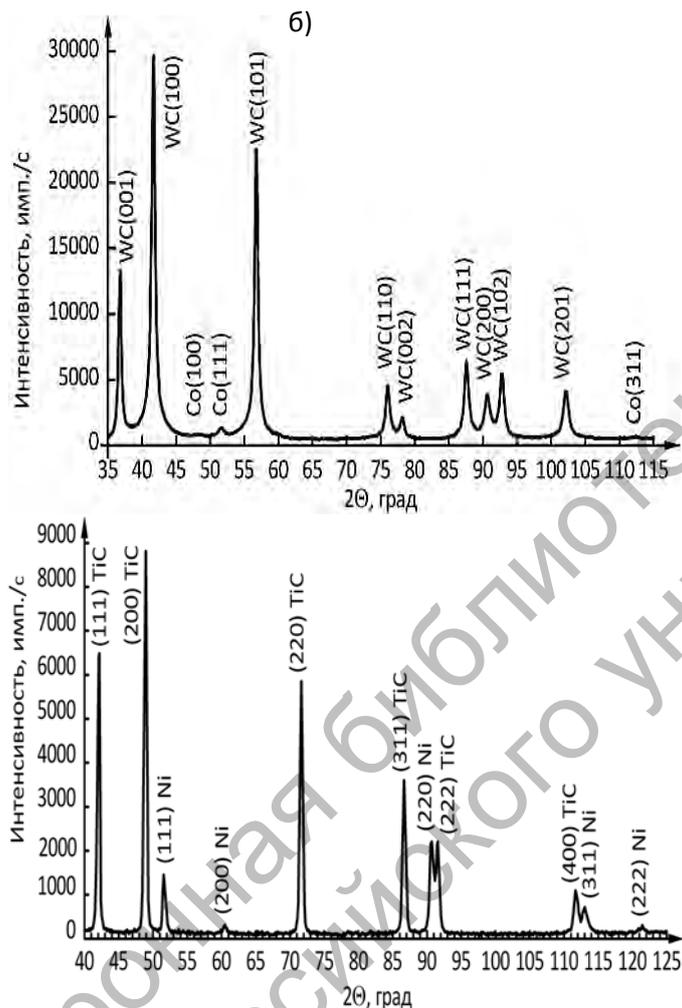


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм твердого сплава VK8 (а) и TN-20 (б) в исходном состоянии

В связи с малым содержанием кобальтовой связки в твёрдом сплаве VK8 его дифракционные линии, характеризуются низкой интенсивностью (рис. 4, а), что приводит к определенным трудностям при выявлении механизмов протекающих при модифицирующей обработке. В результате этого был проведен рентгеноструктурный анализ сплава GIALLOY PACO-CR (EN ISO 6871-1/6871-2) с массовой долей Co 64%, в исходном состоянии и подвергнутый модифицирующей обработке (рис. 4, б). За счет большого содержания кобальта механизмы структурно-фазовых превращений, протекающие в нем, будут более явными.

a)

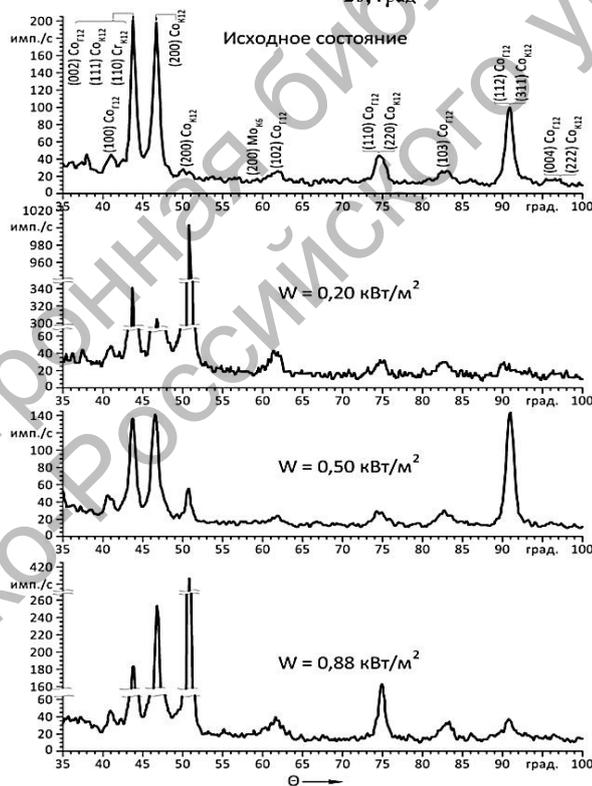
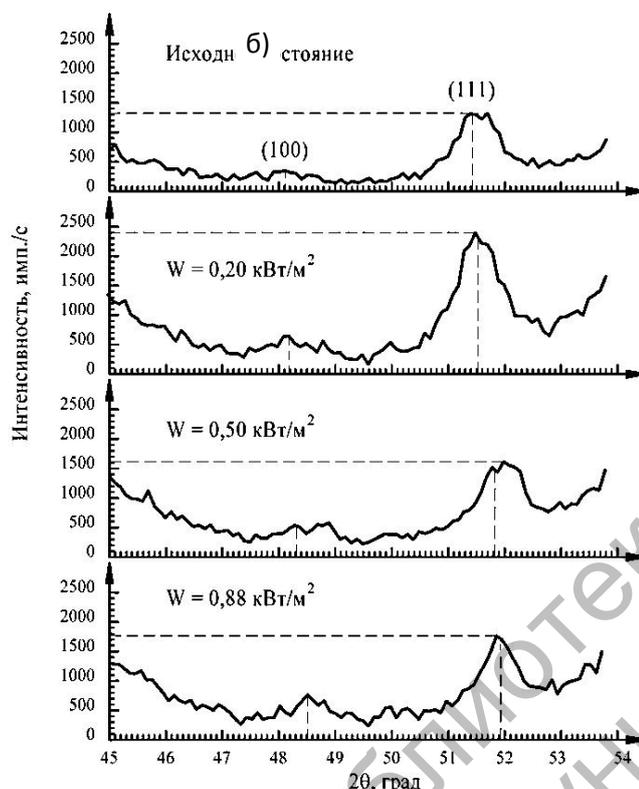


Рис. 4. Фрагменты рентгенограмм твердого сплава ВК8 (а) и сплава GIALLOY PACO-CR (EN ISO 6871-1/6871-2) (б) в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различной удельной мощностью горения.

Характер изменения параметров дифракционных линий (002), (111) и (200) кобальта свидетельствует о протекании в процессе модифицирующей обработке полиморфного

превращения  $\alpha$ -Co  $\rightarrow$   $\beta$ -Co и  $\beta$ -Co  $\rightarrow$   $\alpha$ -Co, а изменение интенсивности дифракционных линий (002), (110) и (112) – о переориентации кристаллов  $\alpha$ -Co.

Изменение физического уширения и интенсивности дифракционных линий Co, WC и Cr подтверждает, что воздействие тлеющего разряда приводит к уменьшению искажений, как в связующем материале, так и в твердой фазе сплавов.

Обработка тлеющим разрядом твердого сплава ТН-20 оказывает влияние на тонкую структуру никеля, на что однозначно указывают изменения профиля дифракционных линий и соотношение их интенсивностей. Так, из полученных результатов следует, что в исходном состоянии профиль линии (111) сильно размыт, отмечается асимметрия со стороны больших углов рассеяния  $2\theta$ , интенсивность линии относительно невелика, физическое уширение дифракционной линии составляет  $12,7 \cdot 10^{-3}$  рад (табл. 1). Межплоскостное расстояние этого отражения составляет 0,2060 нм, что существенно превышает литературное значение 0,2038 нм (табл. 1).

Вместе с тем межплоскостные расстояния, рассчитанные по отражениям линий никеля (220) и (222), близки к литературным [5]. Это позволяет сделать однозначный вывод, что в исходном состоянии сплав характеризуется анизотропией свойств, и наибольшая степень искажения кристаллической решетки никеля происходит по плоскостям (111), (220), для которых соотношение интенсивностей отличается от эталона (табл. 2).

Табл. 1. Межплоскостное расстояние  $d/n$ , интегральная интенсивность  $J$ , физическое уширение  $\beta$  дифракционных линий никеля, размер фрагментов  $D$  в его поверхностных слоях

Образец	Линия (111)					Линия (220)			Линия (222)		
	$d/n$ , нм		$J$ , имп	$\beta$ , $\times 10^{-3}$ рад	$D$ , нм	$d/n$ , нм		$J$ , имп	$d/n$ , нм		$J$ , имп
	эксперимент	эталон [5]				эксперимент	эталон [5]		эксперимент	эталон [5]	
Исходный	0,2060		1317	12,7	16	0,1257		1472	0,1026		438
0,20 кВт/м <sup>2</sup>	0,2049	0,2038	981	18,9	11	0,1258	0,1252	246	0,1026	0,1022	384
0,50 кВт/м <sup>2</sup>	0,2054	8	3850	5,2	38	0,1257	2	710	0,1027	2	606
0,88 кВт/м <sup>2</sup>	0,2053		8103	4,1	50	0,1253		202	0,1027		522

Сопоставление представленных в табл. 2 результатов свидетельствует о том, что воздействие тлеющего разряда оказывает значительное влияние на поверхностные слои сплава, на что указывает изменение профиля и интенсивности линии (111) никелевой связи.

Табл. 2. Соотношение интенсивности линий никеля для различных образцов

Образец	Интенсивность дифракционных линий, %		
	(111)	(220)	(222)
Эталон	100	40	10
Исходный	100	100	16
0,20 кВт/м <sup>2</sup>	100	18	21
0,50 кВт/м <sup>2</sup>	100	15	18
0,88 кВт/м <sup>2</sup>	100	2	6

Воздействие тлеющего разряда с удельной мощностью горения 0,20 кВт/м<sup>2</sup> на поверхность образца (табл. 1) приводит к снижению интенсивности отражений линий (111),

(220), (222) по сравнению с исходным состоянием сплава. Данное изменение может указывать на перераспределение никеля в поверхностных слоях, в частности, на некоторое его уменьшение за счет растворимости в карбиде титана при одновременном измельчении (до 11 нм) его фрагментов и росте физического уширения дифракционной линии в 1,5 раза (табл. 1). При этом регистрируется заметное снижение межплоскостного расстояния линии (111) с 0,2060 нм до 0,2049 нм. Кроме того, изменятся соотношения интенсивностей отражений по отношению к эталонному образцу (табл. 2).

Обработка сплава ТН-20 тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,50 кВт/м<sup>2</sup> сопровождается заметным сужением профиля линии (111), ростом ее интенсивности и некоторым возрастанием межплоскостного расстояния, а также приближением соотношения интенсивностей к эталонному образцу (табл. 2). Все эти данные позволяют сделать заключение о протекании под воздействием тлеющего разряда процессов релаксации искажений, характерных для исходного сплава. На это также указывает рост размера фрагментов Ni в поверхностных слоях (табл. 1).

Дальнейшее уменьшение физического уширения (до  $4,1 \cdot 10^{-3}$  рад) и существенное возрастание интенсивности линии (111) никеля регистрируются для образца, подвергнутого обработке тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,88 кВт/м<sup>2</sup> (табл. 1). Однако в этом случае имеет место текстура, приводящая практически к исчезновению линии (220) и резкому снижению интенсивности линии (222) никеля (см. табл. 2), что может объясняться переориентацией кристаллитов никеля (эффект самоорганизации). Согласно проведенной оценке, в случае такой обработки образца в поверхностных его слоях формируются фрагменты с наибольшими (50 нм) размерами.

На основании рентгеноструктурного анализа установлено, что обработка тлеющим разрядом практически не оказывает воздействие на карбид титана.

#### **Заключение**

При обработке твердого сплава ВК8 в тлеющем разряде с удельной мощностью горения от 0,20 до 0,88 кВт/м<sup>2</sup> происходит ряд структурно-фазовых изменений, заключающихся в формировании блочно-фрагментированной структуры карбидной фазы WC, в увеличении размера фрагментов кобальтовой связки, в изменении соотношения фаз  $\alpha$ -Co и  $\beta$ -Co, а также в граничной и объемной диффузии Co в WC.

Обработка твердого сплава ВК8 в тлеющем разряде с удельной мощностью горения от 0,20 до 0,88 кВт/м<sup>2</sup> приводит к уменьшению искажений как в связующих материалах (Ni + Mo), так и в твердой фазе (TiC); перераспределению TiC по глубине; образованию по границам зерен карбидной фазы твердого раствора TiC+Mo<sub>2</sub>C.

Указанные выше изменения, протекающие в поверхностных слоях твердосплавного инструмента, приводит к повышению поверхностной твердости от 10 до 15 % и износостойкости от 2 до 3 раз [6].

#### **Список использованных источников**

1. Пат. РФ № 14716 ВУ, U C 21 D 1/78. Способ упрочнения изделий из металла или сплава, или сверхтвердого или графитсодержащего материала / В. М. Шеменков, А.Ф. Короткевич; заявитель и патентообладатель Государственное учреждение высшего профессионального образования «Белорусско-Российский университет». – № 20091136; заявл. 27.07.2009. опубл. 30.08.2011. – 3 с.
2. Белая, М.А. Механизмы модификации структуры приповерхностных слоев твердых сплавов / М.А. Белая, Е.С. Ахралович // 45-я студенческая научно-техническая конференция: материалы конф.: тез. докл. 18 – 22 мая 2009 г. – Могилев, 2009. – С. 28.
3. Шеменков, В. М. Влияние тлеющего разряда на структуру и свойства безвольфрамовых твердых сплавов / В.М. Шеменков, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: VI Междунар. науч.-