

УДК 621.9.047:669:538.8

**В. М. Шеменков, канд. техн. наук, Ф. Г. Ловшенко, д-р техн. наук, проф.,  
Г. Ф. Ловшенко, д-р техн. наук, доц.**

## **ВЛИЯНИЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА НА СТРУКТУРУ БЕЗВОЛЬФРАМОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ**

В статье рассмотрены механизмы модификации структуры безвольфрамовых твердых сплавов типа ТН-20, приводящие к повышению поверхностной твердости и износостойкости инструментов. Представлены результаты сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

### **Введение**

Обработка вольфрамокобальтовых твердых сплавов тлеющим разрядом постоянного тока, возбуждаемом в среде остаточных атмосферных газов давлением 1,33...13,33 Па, напряжением горения 1...5 кВ при плотности тока 0,05...0,5 А/м<sup>2</sup>, частоте импульсов 100 Гц ± 20 % и отношении площади анода к площади катода 0,010...0,015, обеспечивает формирование уникальных структурно-фазовых состояний в их поверхностных слоях, а также широкий масштаб модификации структуры [1]. Это приводит к изменению эксплуатационного поведения модифицируемых изделий в условиях трибомеханического и трибохимического воздействия.

Общим недостатком вольфрамокобальтовых твердых сплавов является повышенная дефицитность исходного вольфрамового сырья, определяющего их физико-механические характеристики. Поэтому в последнее время как за рубежом, так и в отечественной практике металлообработки все большее распространение получают безвольфрамовые твердые сплавы. В качестве основы таких сплавов используется карбид или карбонитрид титана, а в роли связки – никель и молибден. Ярким представителем данной группы является твердый сплав ТН-20 по ГОСТ 26530-85.

Безвольфрамовые твердые сплавы отличаются высокой твердостью, окалинстойкостью, пониженной склонностью к адгезионному взаимодействию с

обрабатываемым материалом. Однако безвольфрамовые сплавы имеют более низкий, чем у вольфрамокобальтовых твердых сплавов, модуль упругости, меньшую теплопроводность и ударную вязкость. Указанные свойства безвольфрамовых твердых сплавов позволяют их эффективно использовать для полустойкой и чистой обработки углеродистых и легированных конструкционных сталей с высокими скоростями резания и относительно небольшими сечениями среза.

Учитывая определяющую роль свойств поверхностного слоя в обеспечении надежности, работоспособности и стойкости режущих инструментов, в настоящее время большое внимание уделяется созданию, развитию и совершенствованию различных методов энергетического воздействия на поверхностные слои инструментальных материалов.

Проведенные предварительные исследования влияния тлеющего разряда на стойкость безвольфрамовых твердых сплавов показали перспективность данного метода обработки. Установлено, что при воздействии тлеющего разряда на рабочие поверхности режущих пластин их стойкость повышается в 2...3 раза. В связи с этим целью данной работы является выявление протекающих структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях безвольфрамовых твердых сплавов в процессе их модифицирующей обработки тлеющим

разрядом, которые могут влиять на повышение твердости и стойкости инструмента.

**Методика исследования.  
Результаты исследования  
и их обсуждение**

Исследование процессов модификации структуры поверхностных слоев изучали на партии многогранных неплетачиваемых пластин из твердого сплава ТН-20 в исходном состоянии и подвергнувшихся обработке при различных энергетических характеристиках тлеющего разряда и времени обработки в нем.

Измерение твердости рабочей поверхности твердосплавных многогранных пластин по методу Виккерса производилось согласно стандартной методики при нагрузке 294,2 Н, приложенной в течение 10 с.

В работе исследовалась зависимость приращения поверхностной твердости пластин от основных факторов процесса модифицирующей обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения от 0,20 до 0,88 кВт/м<sup>2</sup>, которая была аппроксимирована полиномом второй степени, отвечающим тре-

бованию ротатабельности и адекватно представляющим эксперимент.

В результате статистической обработки экспериментальных данных получена математическая модель в натуральных значениях

$$\begin{aligned}
 H'_{HV} = & 729,5 + 35,5 \cdot \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) - \\
 & - 55,2 \cdot \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) + 116,7 \cdot \left( \frac{T - 30}{10} \right) - \\
 & - 94,4 \cdot \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) - \\
 & - 212 \cdot \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left( \frac{T - 30}{10} \right) - \\
 & - 256,3 \cdot \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) \left( \frac{T - 30}{10} \right) - \\
 & - 74,9 \cdot \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right)^2 + 244,5 \times \\
 & \times \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right)^2 + 208 \cdot \left( \frac{T - 30}{10} \right)^2. \quad (1)
 \end{aligned}$$

Получены зависимости, представленные на рис. 1, показывающие изменения твердости от двух факторов модифицирующей обработки при значении третьего, находящегося на основном уровне.

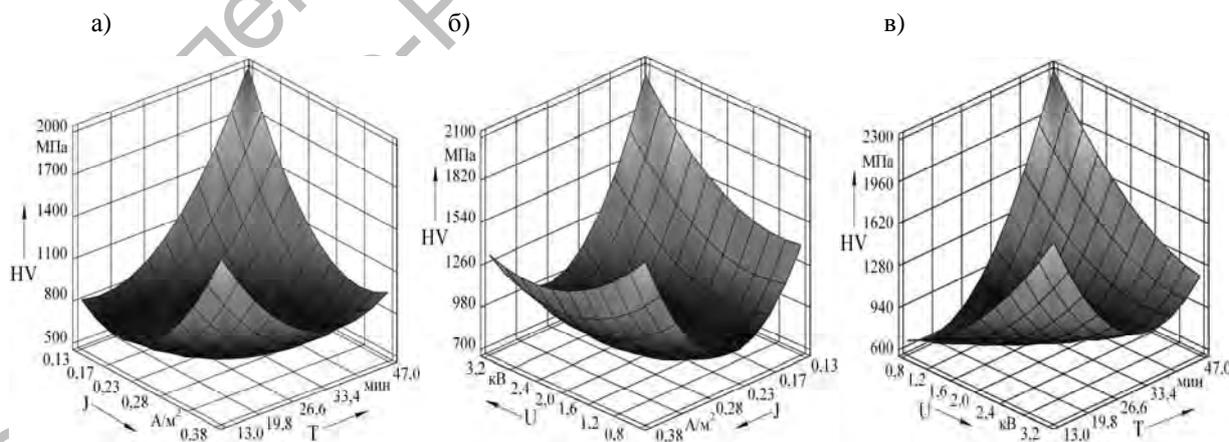


Рис. 1. Влияние плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение поверхностной твердости пластин из твердого сплава ТН-20

На основании анализа представленных результатов моделирования были определены значения основных параметров модифицирующей обработки твердого сплава в тлеющем разряде, соответствующие наибольшим значениям приращения поверхностной твердости (до 15...20 %).

Также из анализа представленных на рис. 1 зависимостей установлено, что наибольшее влияние на приращение поверхностной твердости оказывают энергетические характеристики тлеющего

разряда, такие как напряжение горения разряда  $U$ , кВ, и плотность тока  $J$ , А/м<sup>2</sup>.

Металлографический анализ при помощи электронной микроскопии твердосплавных пластин в состоянии поставки (рис. 2, а) свидетельствует о наличии в качестве твердой фазы карбида титана (TiC) со средней площадью зерен, равной 2,3 мкм<sup>2</sup>, а в качестве связующего компонента выступает никель-молибденовая связка. Границы зерен карбидной фазы являются размытыми, а зерна имеют сложную форму.

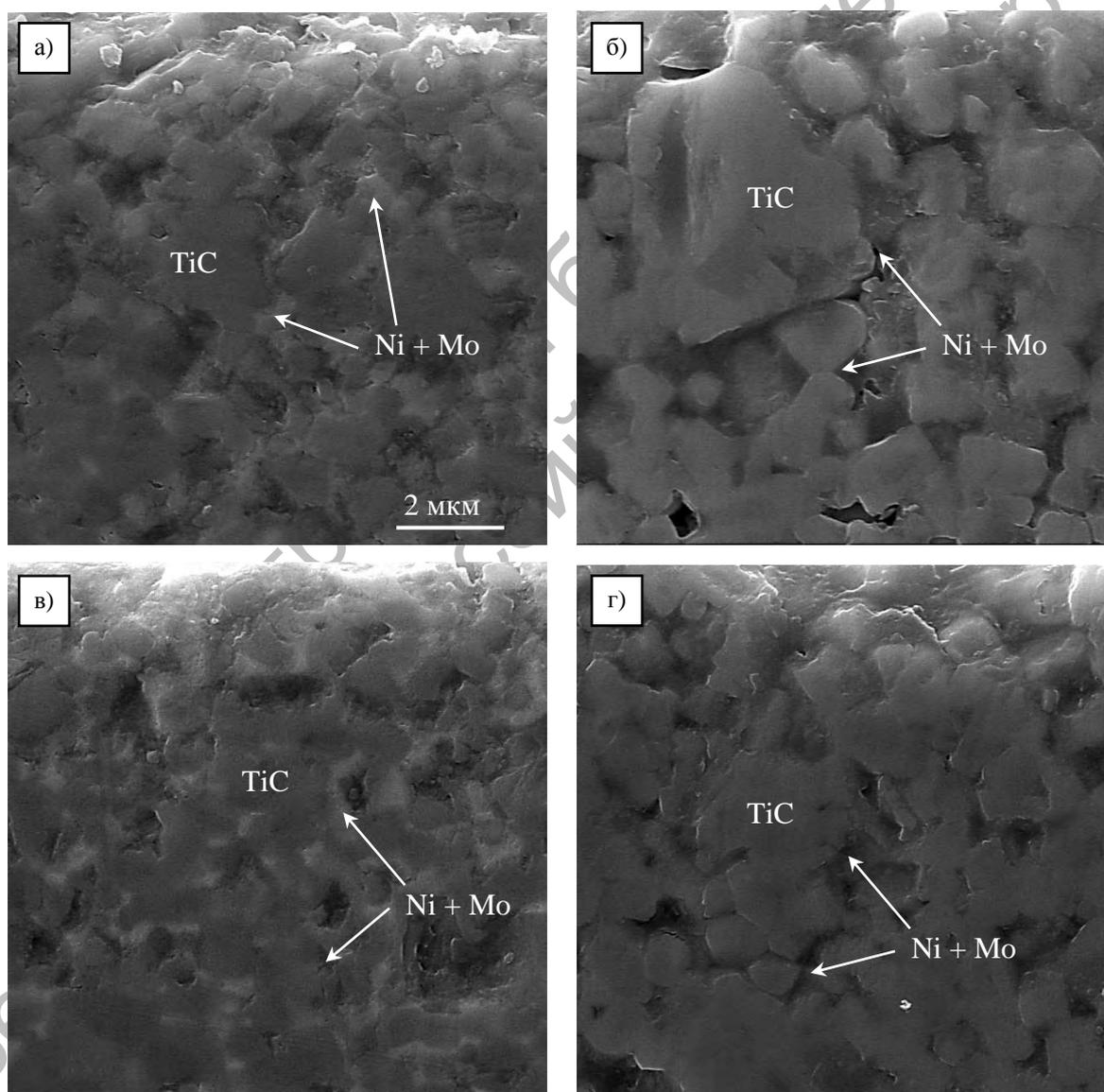


Рис. 2. Структура твердого сплава ТН-20: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м<sup>2</sup>; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м<sup>2</sup>; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м<sup>2</sup>

Модифицирующая обработка вызывает ряд изменений в структуре твердого сплава, связанных с появлением четких границ зерен карбидной фазы, особенно при обработке пластин с удельной мощностью горения тлеющего разряда  $W$ , равной 0,20 и 0,88 кВт/м<sup>2</sup>, что может быть объяснено образованием по границам зерен твердого раствора TiC + Mo<sub>2</sub>C, перераспределением никеля вдоль границ зерен твердой фазы и

частичным переходом молибдена из твердой фазы в связующую.

Представления о механизмах модификации структуры безвольфрамовых твердых сплавов дают результаты исследования по влиянию удельной мощности тлеющего разряда на характер распределения элементов, полученные при помощи микрорентгеноспектрального анализа (рис. 3...5).

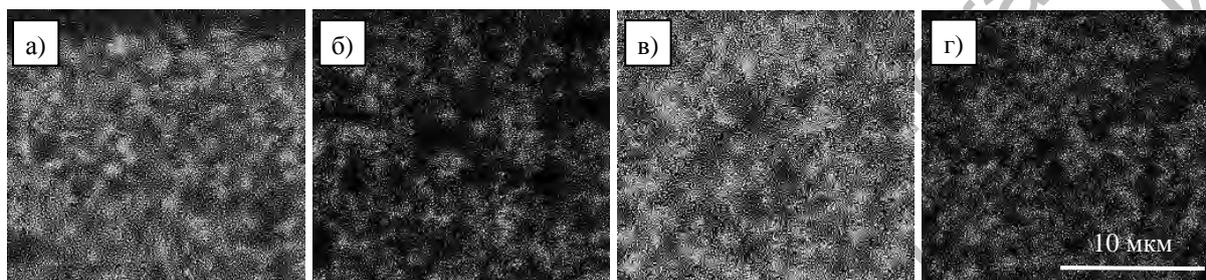


Рис. 3. Распределение интенсивности рентгеновского излучения никеля: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м<sup>2</sup>; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м<sup>2</sup>; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м<sup>2</sup>

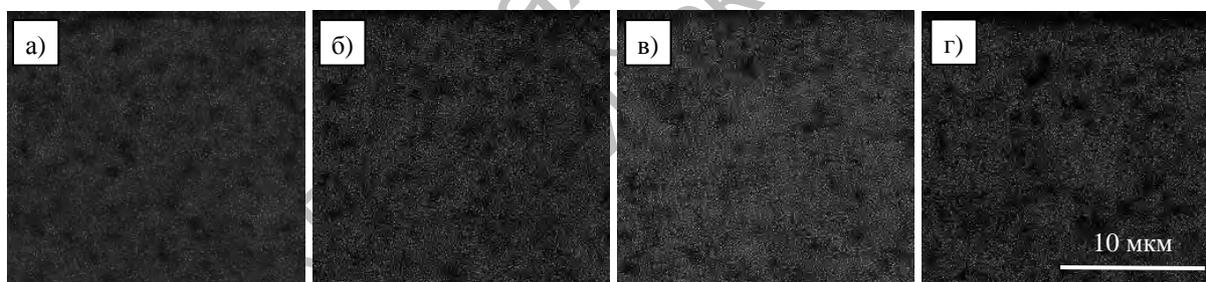


Рис. 4. Распределение интенсивности рентгеновского излучения титана: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м<sup>2</sup>; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м<sup>2</sup>; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м<sup>2</sup>

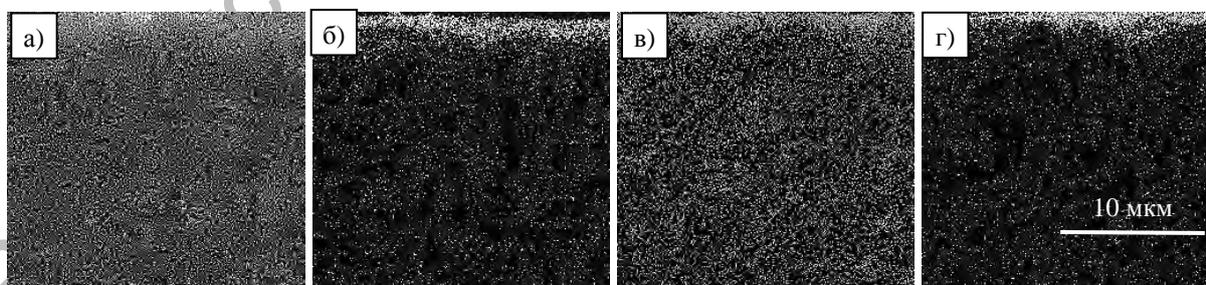


Рис. 5. Распределение интенсивности рентгеновского излучения углерода: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м<sup>2</sup>; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м<sup>2</sup>; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м<sup>2</sup>

Анализ результатов излучения никеля, титана и углерода подтверждает сделанные предположения о перераспределении никеля вдоль границ твердой фазы и образовании по границам зерен твердого раствора TiC + Mo<sub>2</sub>C.

Результаты металлографического анализа и результаты распределения микротвердости по глубине позволяют сделать вывод, что глубина модифицированного слоя  $h_{\Delta}$ , мкм, так же, как и у однокарбидных твердых сплавов [1], в большей степени зависит от удельной мощности горения разряда  $W$ , кВт/м<sup>2</sup>, и максимальное значение ее составляет  $120 \text{ мкм} \pm 30 \%$ . Данную зависимость можно представить в виде степенной функции, а именно

$$h_{\Delta} = 65 \cdot W^{0,5}. \quad (2)$$

С целью получения информации о воздействии модифицирующей обработки на структуру отдельных составляющих твердого сплава было проведено изучение дифракционных отражений карбидов титана, молибдена и никеля, полученных при помощи автоматизированного рентгеновского комплекса на базе дифрактометра ДРОН-3М в  $\text{CoK}\alpha$  излучении с применением монохроматизации дифрагированного пучка.

Период решетки сплавов оценивали по результатам записи дифракционных линий соответствующих структурных составляющих, расположенных на дальних углах рассеяния. Размер фрагментов  $D$  связки рассчитывали методом аппроксимации по физическому уширению  $\beta$  исследуемых дифракционных линий Ni, Mo и TiC.

При определении  $\beta$  вводились поправки на геометрию съемки и неоднородность излучения [2]. При этом в качестве функции, определяющей распределение интенсивности в линиях эталона и исследуемого образца, выбирали функцию вида

$$f(x) = \frac{1}{(1 + \alpha x^2)^2}. \quad (3)$$

Размер  $D$  фрагментов находили из выражения

$$D = \frac{\lambda}{\beta \cdot \cos\theta}, \quad (4)$$

где  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения;  $\theta$  – угол рассеяния.

На рис. 6 представлен фрагмент дифрактограммы исходного образца сплава ТН-20.

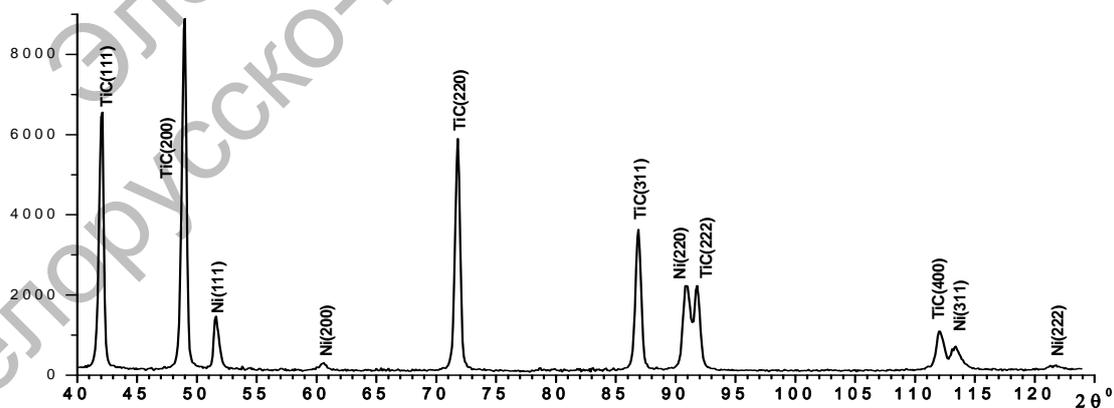


Рис. 6. Фрагмент дифрактограммы твердого сплава ТН-20 в исходном состоянии

При анализе полученной дифрактограммы исходного образца сплава ТН-20 видно, что фазовый состав сплава представлен карбидом титана TiC и никелем. Отсутствие отражений от Mo в исследуемом интервале углов рассеяния связано с тем, что молибден растворен в карбидной фазе [3].

Рассмотрим характер распределения интенсивности в дифракционных линиях никеля и в особенности изменения их профиля после обработки тлеющим разрядом с различными энергетическими характеристиками на поверхностные слои сплава. Обратимся вначале к первой определяющей линии никеля (111).

Обработка тлеющим разрядом оказывает влияние на тонкую структуру, 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 (рис. 7, а), 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 (см. табл. 1).

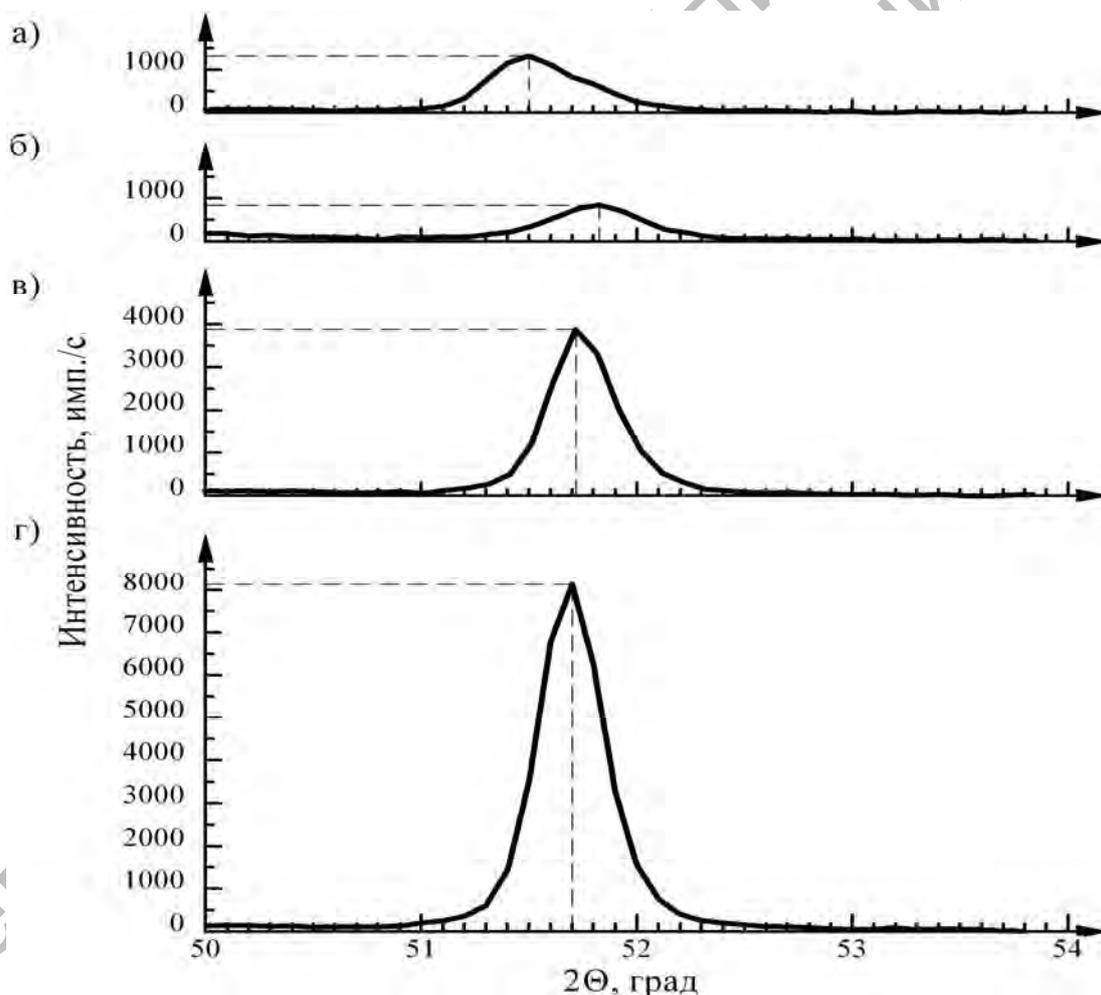


Рис. 7. Профиль линии (111) никеля: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда  $0,20 \text{ кВт/м}^2$ ; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ ; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда  $0,88 \text{ кВт/м}^2$

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

Вместе с тем межплоскостные расстояния, рассчитанные по отражениям линий никеля (220) и (222), близки к литературным. 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. 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

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 связки.

Воздействие тлеющего разряда с удельной мощностью горения 0,20 кВт/м<sup>2</sup> на поверхность образца 1 (см. рис. 7, б; 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 (см. табл. 1). При этом регистрируется заметное снижение межплоскостного расстояния линии (111) с 0,2060 до 0,2049 нм. Кроме того, изменяется соотношение интенсивностей отражений по отношению к эталонному образцу (см. табл. 2).

Обработка сплава ТН-20 тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,50 кВт/м<sup>2</sup> (образец 2) сопровождается заметным сужением профиля ли-

нии (111), ростом ее интенсивности (см. рис. 7, в) и некоторым возрастанием межплоскостного расстояния, а также приближением соотношения интенсивностей к эталонному образцу (см. 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 (см. 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  $0,88 \text{ кВт/м}^2$  (см. рис. 7, г; табл. 1). Однако в этом случае имеет место текстура, приводящая практиче-

ски 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.

В табл. 3 представлены характеристики некоторых отражений TiC. Видно, что основные дифракционные параметры исследованных отражений у исходного образца сплава и после воздействия на него тлеющим разрядом практически не различаются. Последнее свидетельствует, что обработка тлеющим разрядом практически не оказывает воздействие на карбид титана.

Табл. 3. Межплоскостное расстояние  $d/n$ , интегральная интенсивность  $J$ , физическое уширение  $\beta$  дифракционных линий TiC, размер фрагментов  $D$  в его поверхностных слоях

Образец	Линия (111)				Линия (220)			Линия (222)			
	$d/n$ , нм		$J$ , имп.	$\beta$ , $10^{-3}$ -рад	$D$ , нм	$d/n$ , нм		$J$ , имп.	$d/n$ , нм		$J$ , имп.
	эксперимент	эталон [4]				эксперимент	эталон [4]		эксперимент	эталон [4]	
Исходный	0,1528	0,1520	3320	6,5	34	0,1248	0,1245	1384	0,1080	0,1079	789
0,20 кВт/м <sup>2</sup>	0,1528		3769	7,1	31	0,1248		1394	0,1080		923
0,50 кВт/м <sup>2</sup>	0,1527		3683	7,1	31	0,1246		1406	0,1079		896
0,88 кВт/м <sup>2</sup>	0,1528		3631	6,6	33	0,1248		577	0,1080		461

Некоторое исключение представляет образец, обработанный тлеющим разрядом с удельной мощностью горения  $0,88 \text{ кВт/м}^2$ , у которого интенсивность линий (222) и (400) ниже по сравнению с остальными образцами, что может указывать на некоторое перераспределение TiC по глубине образца, а именно снижение его количества вдоль плоскостей (222), (400) в поверхностных слоях.

### Заключение

Обработка твердого сплава ТН-20 в тлеющем разряде вызывает повышение поверхностной твердости до 20 %, что обусловлено комплексом структурных изменений в приповерхностных слоях на глубине до 120...160 мкм, заключающихся в перераспределении никеля в поверхностных слоях, растворимости его в карбиде титана при одновременном измельчении фрагментов и росте плотности дислокаций; перерас-

пределении TiC по глубине; образовании по границам зерен карбидной фазы твердого раствора TiC + Mo<sub>2</sub>C; переходе молибдена из твердой фазы в связующую.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Шеменков, В. М.** Структурные изменения в поверхностных слоях однокарбидных твердых сплавов при их обработке в тлеющем разряде / В. М. Шеменков, Г. Ф. Ловшенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2010. – № 1. – С. 121–130.

2. **Лысак, Л. И.** Определение истинной ширины рентгеновских интерференционных линий с применением стандартного образца / Л. И. Лысак // Вопросы физики металлов и металловедения : сб. тр. – Киев, 1955. – № 6. – С. 40–53.

3. **Панов, В. С.** Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них : учеб. пособие для вузов / В. С. Панов, А. М. Чувилин, В. А. Фальковский. – 2-е изд., доп. и перераб. – М. : МИСИС, 2004. – 464 с. : ил.

4. **Горелик, С. С.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд. доп. и перераб. – М. : МИСИС, 2002. – 360 с. : ил.

Белорусско-Российский университет  
Белорусский национальный технический университет  
Материал поступил 11.01.2011

**V. M. Shemenkov, F. G. Lovshenko,  
G. F. Lovshenko**  
**The effect of glow discharge on  
the structure of tungstenfree hard  
alloys**

The paper deals with the mechanisms of modifying the structure of tungstenfree hard alloys of the TH-20 type, which result in the increase of surface hardness and wear-resistance of tools. The results of scanning electron microscopy and roentgen-phase analysis are given.