

УДК 621.9.047:669:538.8

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

## **СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ОДНОКАРБИДНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИХ ОБРАБОТКЕ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ**

В статье рассмотрены механизмы модификации структуры однокарбидных твердых сплавов типа ВК8, приводящие к повышению поверхностной твердости и износостойкости инструментов. Представлены результаты сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

### **Введение**

Твердые сплавы как инструментальные материалы широко и эффективно применяются в металлообработке. Достаточно отметить, что твердосплавным инструментом снимается до 70 % всей стружки. Однако качественные изменения в металлообработке, связанные с появлением новых труднообрабатываемых материалов, применением станков с числовым программным управлением, многоцелевых станков, гибких производственных систем, повышают требования к работоспособности и надежности твердосплавного инструмента. 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 модификации рабочих поверхностей инструментов.

Традиционные способы повышения стойкости, такие как поверхностная термообработка, различные диффузионные и другие химико-термические способы обработки, нанесение электролитических покрытий, наплавка и др., в ряде случаев не обеспечивают необходимой износостойкости или неприемлемы. Поэтому все большее распространение получают такие способы, как нанесение износостойких покрытий и поверхностное упрочнение изделий из

металлов и сплавов методами ионно-плазменной обработки. Эти способы обработки позволяют получать покрытия и упрочненные слои, которые служат диффузионными барьерами, уменьшают трение, износ инструмента, усилия резания и деформирования. Благодаря малой теплопроводности эти покрытия и слои защищают подложку от перегрева, снижают склонность к сварке с обрабатываемым материалом и налипанию его на инструмент. Наиболее широкое применение указанные способы получили для повышения износостойкости неперетачиваемых режущих пластин из твердых сплавов.

Одним из перспективных способов является процесс модифицирующей обработки изделий в тлеющем разряде.

Метод модифицирующей обработки изделий из металлов и сплавов в тлеющем разряде был разработан на кафедре «Металлорежущие станки и инструменты» Могилевского машиностроительного института в середине 80-х гг. под руководством д-ра техн. наук, проф. Виктора Ивановича Ходырева [1].

Данная модифицирующая обработка инструментальных материалов осуществляется в тлеющем разряде, возбуждаемом в среде остаточных атмосферных газов, с напряжением горения 1...5 кВ обеспечивает формирование уникальных структурно-фазовых состояний в их приповерхностных слоях, а также широкий масштаб модификации структуры. Это приводит к из-

менению макросвойств материалов и определяет эксплуатационное поведение модифицируемых изделий в условиях трибомеханического нагружения, что характерно для инструментальной оснастки.

Механизмы, приводящие к модифицирующей обработке инструментальных материалов в тлеющем разряде, сходны с процессами, протекающими при низкотемпературной ионной имплантации, с той лишь разницей, что в качестве источника ионов используется среда остаточных атмосферных газов. Вследствие чего изменение свойств поверхностных слоев твердых сплавов происходит за счет торможения бомбардирующих ионов, в результате чего повышается поверхностная твердость и износостойкость материалов.

Применение созданного процесса модификации по сравнению с существующими обеспечивает следующие преимущества: возможность получения более высокой стойкости и износостойкости, что важно для современной технологии металлообработки; сокращение общей продолжительности процесса упрочнения в результате отсутствия ряда операций – подогрева, нагрева и охлаждения изделий, предварительной термообработки, что повышает производительность процесса; большую экономичность, обусловленную отсутствием дополнительной, специально подготавливаемой рабочей среды и устройства для ее приготовления; сохранность конструктивных и геометрических размеров обрабатываемых изделий; процесс не токсичен и соответствует требованиям по защите окружающей среды [2].

Целью данной работы являлось изучение процессов, протекающих в поверхностных слоях твердосплавного инструмента, в результате обработки их в тлеющем разряде.

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

Исследование процессов модификации структуры поверхностных слоев

проводили на партии многогранных непереключаемых пластин из твердого сплава ВК8 в исходном состоянии и подвергнувшихся обработке, при различных энергетических характеристиках тлеющего разряда и времени обработки в нем.

Для определения поверхностной твердости применялся метод Виккерса, что обусловлено высокой твердостью исследуемых материалов.

Измерение твердости рабочей поверхности твердосплавных многогранных пластин по методу Виккерса производилось согласно требованиям методики, приведенной в [3, 4], путем вдавливания алмазного наконечника в форме правильной четырехгранной пирамиды с углом при вершине между противоположными гранями  $136^\circ$  в образец под действием нагрузки 294,2 Н, приложенной в течение 10 с, и измерении диагоналей отпечатка, оставшегося на поверхности после снятия нагрузки.

Для установления зависимости приращения поверхностной твердости  $H'_{HV}$  пластин из твердого сплава ВК8 по Виккерсу от основных факторов процесса модифицирующей обработки в тлеющем разряде зависимость  $H'_{HV} = f(V, J, T)$  была аппроксимирована полиномом второй степени, отвечающим требованию ротатальности.

Проведенные исследования позволили получить ряд зависимостей, представленных на рис. 1, где показаны изменения твердости от таких параметров модифицирующей обработки, как напряжение горения тлеющего разряда  $V$ , кВ (1), плотность тока  $J$ , А/м<sup>2</sup> (2), время обработки  $T$ , мин (3).

Представленные зависимости позволяют судить о неоднозначном характере приращения твердости от указанных параметров (см. рис. 1), на что указывает наличие экстремумов на графиках зависимостей. Наибольшее влияние на приращение поверхностной твердости оказывают энергетические характеристики тлеющего разряда, такие как

напряжение горения разряда  $V$  и плотность тока  $J$ .

Для упрощения исследований энергетические параметры тлеющего разряда было предложено заменить единым параметром, характеризующим удельную мощность горения разряда

$W$ , кВт/м<sup>2</sup>, определяемую из выражения

$$W_i = J_i \cdot V_i, \quad (1)$$

где  $J_i$  – измеренная плотность тока в  $i$ -м опыте, А/м<sup>2</sup>;  $V_i$  – напряжение горения тлеющего разряда в  $i$ -м опыте, кВ.

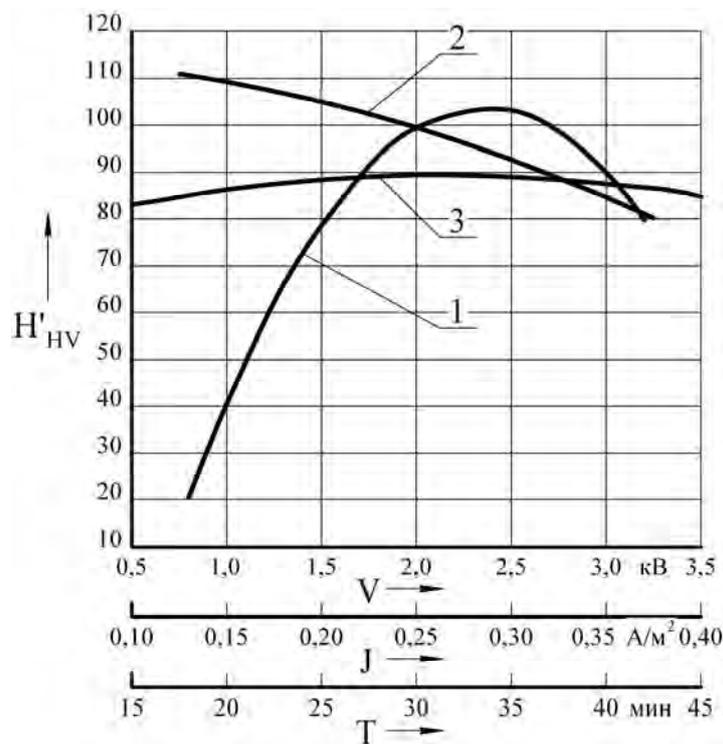


Рис. 1. Зависимость приращения поверхностной твердости  $H'_{HV}$  пластин из твердого сплава ВК8 от различных факторов модифицирующей обработки в тлеющем разряде

На основании детального анализа проведенных исследований удалось установить, что глубина модифицированного слоя  $h_{\Delta}$ , мкм, так же, как и поверхностная твердость, в большей степени зависит от удельной мощности горения разряда  $W$ , кВт/м<sup>2</sup>. Данную зависимость можно объяснить тем, что с ростом энергетической характеристики разряда растет энергия и количество налетающих на поверхности твердосплавной пластины частиц, что способствует более глубокому их проникновению и формированию более длинных каскадов смещений в кристаллических решетках фазовых составляющих сплава. Используя математический аппарат, данную

зависимость можно представить в виде степенной функции

$$h_{\Delta} = 250 \cdot W^{1,5}. \quad (2)$$

На рис. 2 приведены характерные результаты исследований глубины модифицированного слоя твердосплавных пластин при удельной мощности горения тлеющего разряда, соответствующие минимальному (рис. 2, б), среднему (рис. 2, в) и максимальному (рис. 2, г) значениям.

Также можно отметить то, что величина глубины модифицированного слоя для одной и той же удельной мощности горения тлеющего разряда имеет

различное значение по площади исследуемой поверхности твердосплавного образца, отличающееся от среднего в

пределах 15...30 %, что свидетельствует о нелинейности протекающих процессов во время модифицирующей обработки.

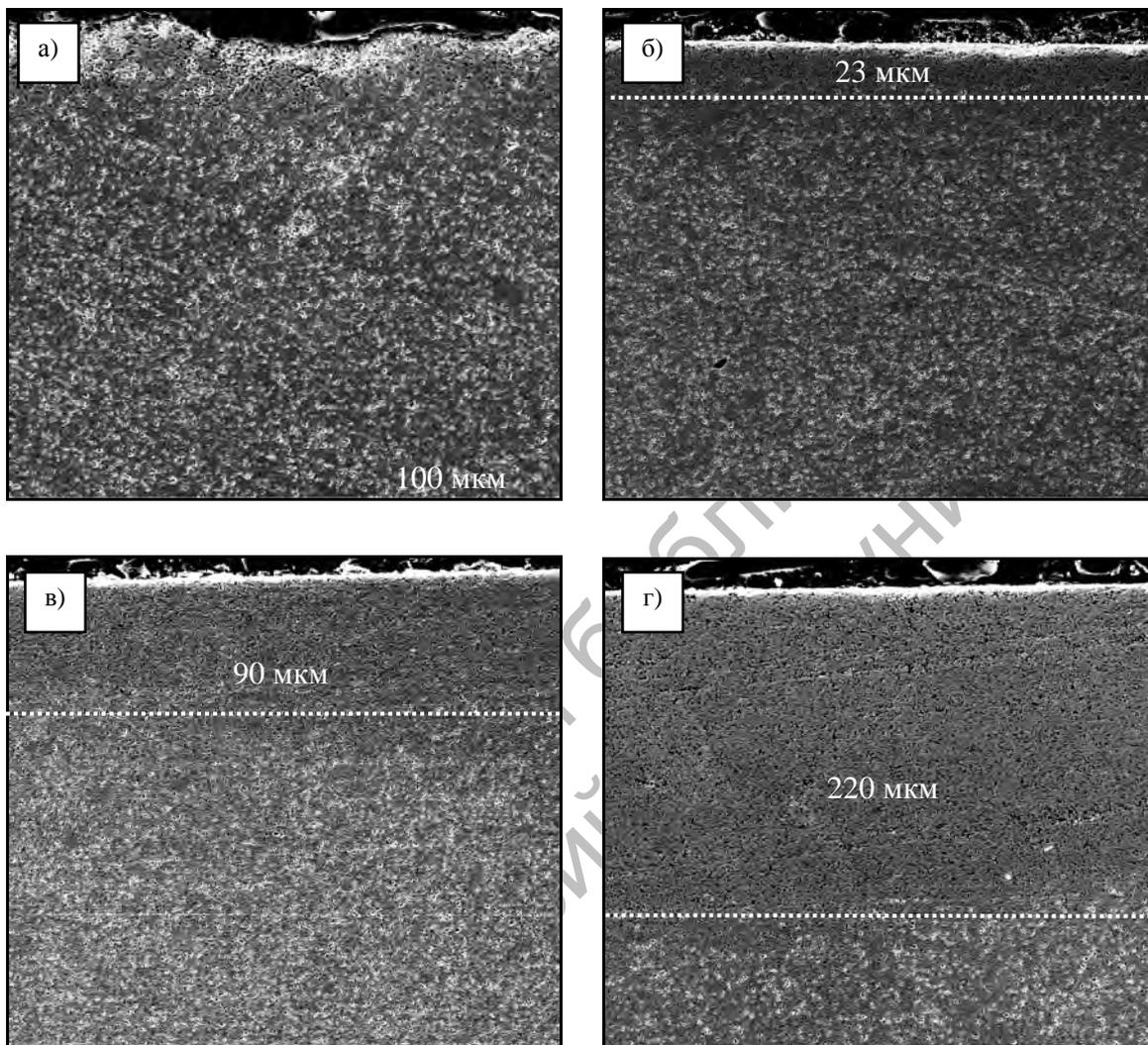


Рис. 2. Величина модифицированного слоя: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м<sup>2</sup>; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м<sup>2</sup>; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м<sup>2</sup>

Металлографический анализ при помощи электронной микроскопии пластин из твердого сплава ВК8 в состоянии поставки (рис. 3, а) свидетельствует о наличии в качестве твердой фазы карбида вольфрама (WC) со средней площадью фрагментов, равной 17,3 мкм<sup>2</sup>, а в качестве связующего компонента выступает кобальт (Co). Границы зерен карбидной фазы являются четкими, а зерна имеют сложную форму.

При исследовании пластин, подвергнутых модифицирующей обработке в тлеющем разряде, удалось выявить ряд изменений в структуре твердого сплава.

Данные изменения связаны с уменьшением размера зерен карбидной фазы: при обработке пластин с удельной мощностью горения тлеющего разряда  $W = 0,20 \text{ кВт/м}^2$  средняя площадь зерна составляет 16,5 мкм<sup>2</sup> (рис. 3, б), при

$W = 0,50 \text{ кВт/м}^2 - 11,2 \text{ мкм}^2$  (рис. 3, в), а при значении  $W = 0,88 \text{ кВт/м}^2 - 15,2 \text{ мкм}^2$  (рис. 3, г).

Помимо изменения размеров зерен карбида вольфрама было установлено, что модифицирующая обработка приводит к возникновению новых границ деления зерен твердой фазы (рис. 4), особенно после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ , а также к размытости меж-

фазных границ.

Данное явление можно объяснить тем, что при обработке твердосплавной пластины в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$  внутреннее напряжение в рамках отдельных кристаллов вследствие возникновения колебаний в кристаллической решетке приводит к образованию плоскостных дислокаций.

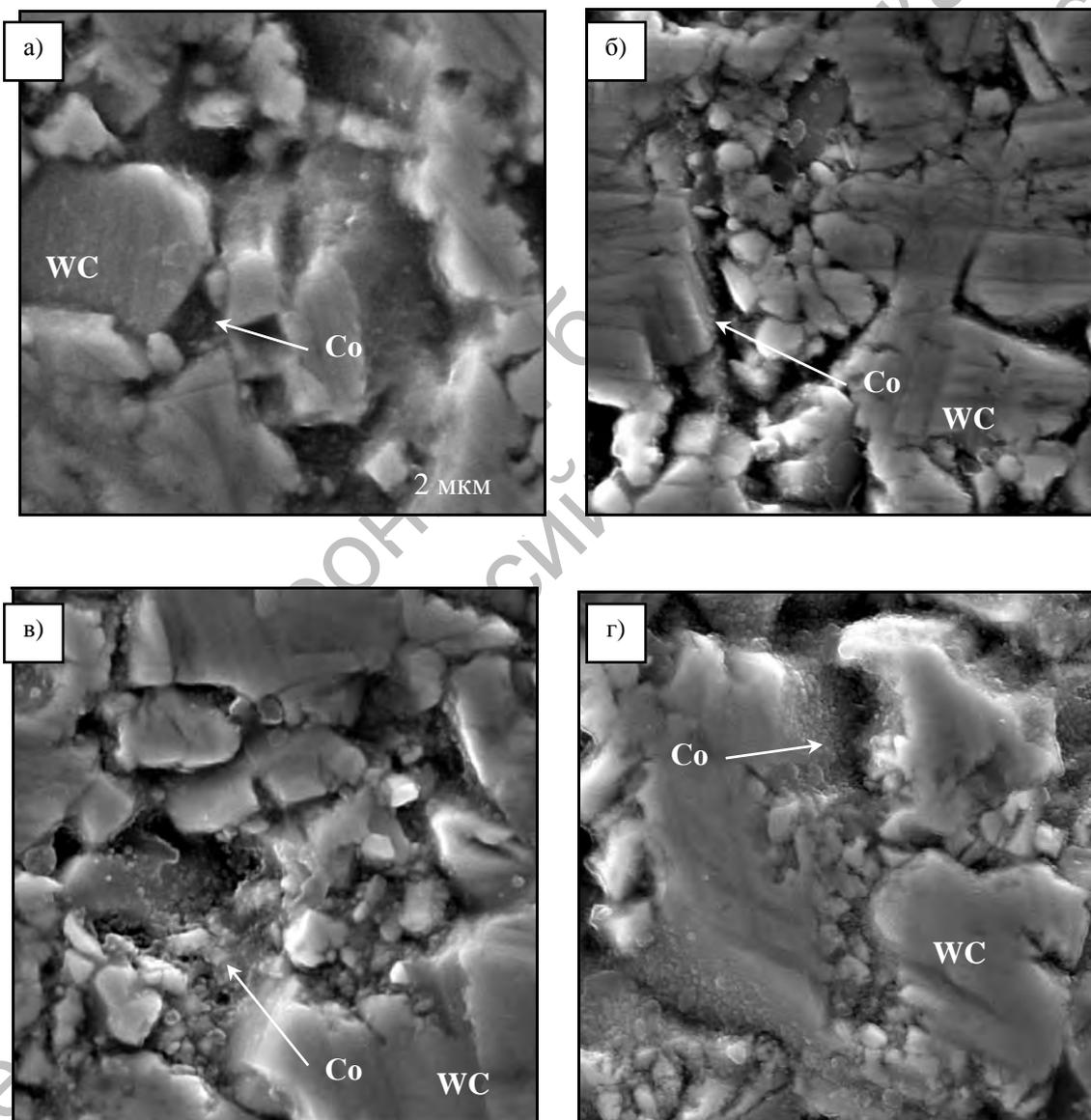


Рис. 3. Структура твердого сплава ВК8: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда  $0,20 \text{ кВт/м}^2$ ; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ ; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда  $0,88 \text{ кВт/м}^2$

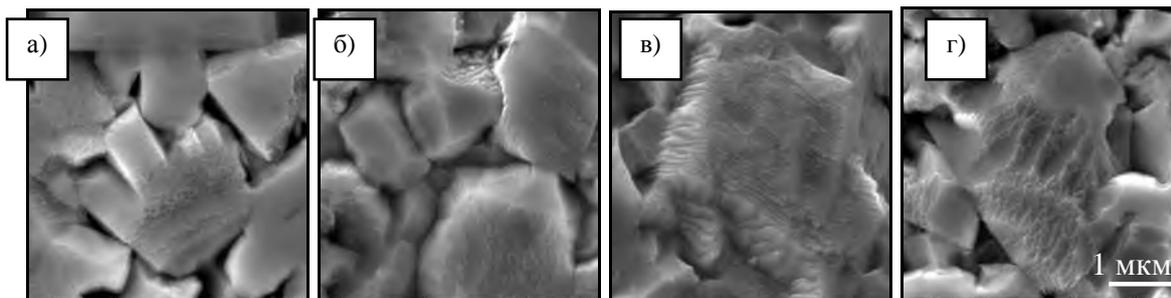


Рис. 4. Твердая фаза сплава ВК8: а – исходное состояние; б – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м<sup>2</sup>; в – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м<sup>2</sup>; г – после обработки с удельной мощностью горения разряда 0,88 кВт/м<sup>2</sup>

У твердосплавных пластин, обработанных с удельной мощностью горения тлеющего разряда, равной 0,20 и 0,88 кВт/м<sup>2</sup>, наличия резких границ деления зерен твердой фазы не установлено.

С целью получения информации о воздействии модифицирующей обработки на структуру отдельных составляющих твердого сплава ВК8 было проведено изучение дифракционных отражений карбидов вольфрама и кобальта. 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  $\text{Co}$ ,  $\text{WC}$ .

При определении  $\beta$  вводились поправки на геометрию съемки и неоднородность излучения [5]. 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 кобальта находили из выражения

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

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

На рис. 5 представлен фрагмент дифрактограммы исходного образца сплава ВК8.

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

Дифракционные линии, принадлежащие кобальту, характеризуются низкой интенсивностью, что связано с относительно небольшим (8 масс. %) содержанием этого элемента в исследуемом материале. Поскольку кубической и гексагональной модификациям кобальта свойственны близкие по значению межплоскостные расстояния регистрируемых линий [6], то с учетом их низкой интенсивности сделать однозначный вывод о сингонии, присутствующей в исследуемом сплаве ВК8, проблематично. Для получения информации о структуре связки сплава ВК8 был проанализирован характер изменения дифракционных параметров линии (111) кобальта и линии (112) карбида вольфрама (рис. 6).

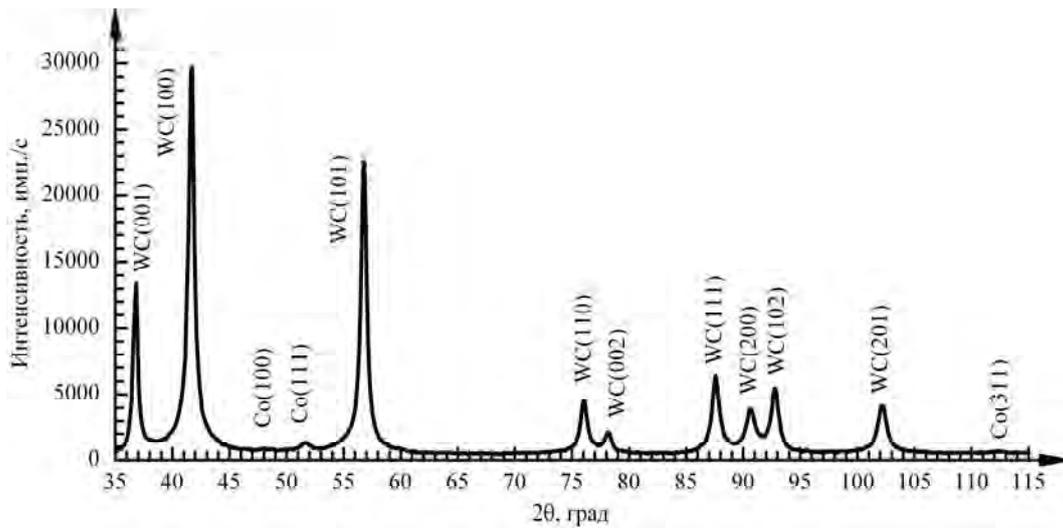


Рис. 5. Фрагмент дифрактограммы твердого сплава ВК8 в исходном состоянии

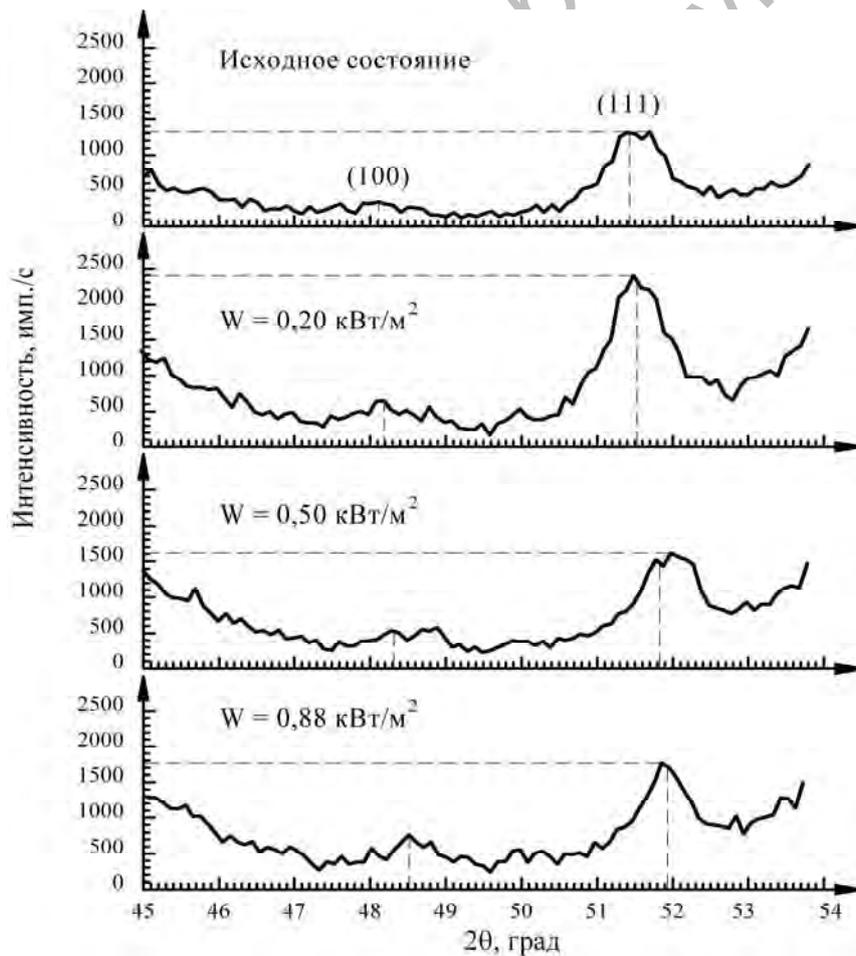


Рис. 6. Вид профиля линий (100), (111) кобальтовой связки в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различной удельной мощностью горения

Из сравнения данных, представленных на рис. 6, следует, что профиль линии (111) неоднороден, что особенно характерно для исходного образца и образца, обработанного разрядом с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ . Можно полагать, что он представляет собой наложение двух профилей отражений – линий (111) кубической и гек-

сагональной сингонии кобальта. Судя по регистрируемым угловым положениям линии (111) исходного образца, можно полагать, что найденное межплоскостное расстояние линии (111), равное  $0,2064 \text{ нм}$ , соответствует кобальту с кубической решеткой K12 типа  $Fm\bar{3}m$ , а  $d/n = 0,2053 \text{ нм}$  – гексагональной Г12 типа  $P64/mmc$  (рис. 7).

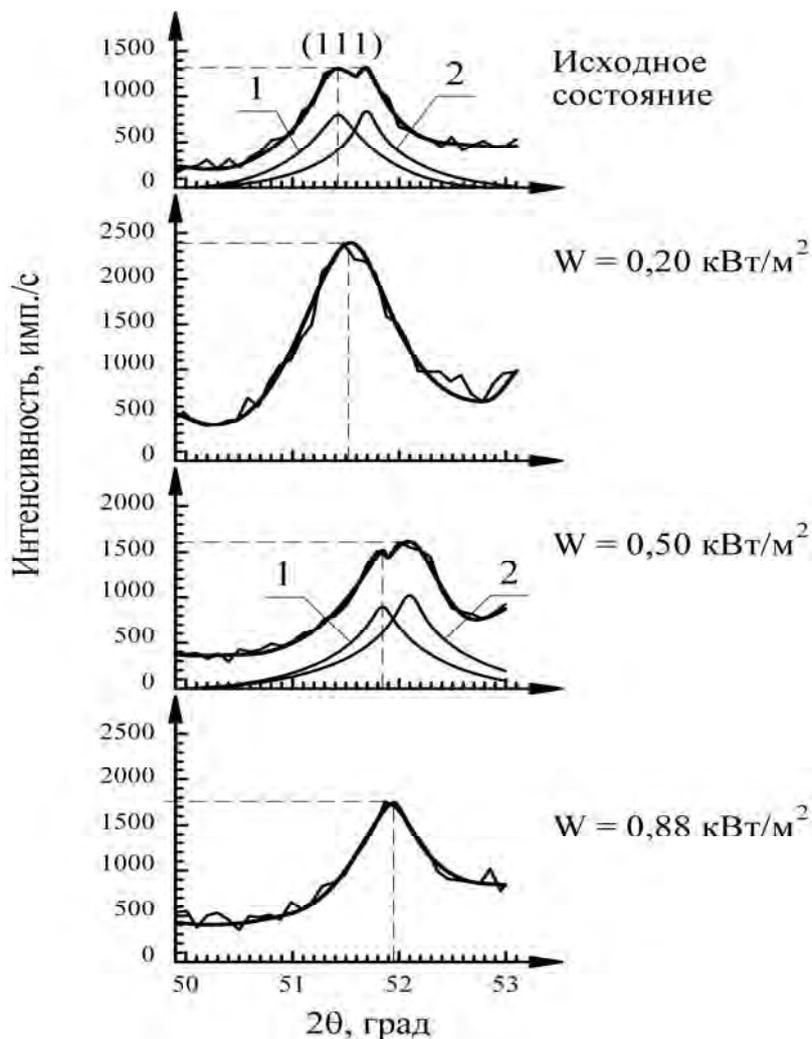


Рис. 7. Разложение профиля отражения линии (111) кобальта на кубическую и гексагональную сингонии: 1 – отражение кубической решетки K12; 2 – отражение гексагональной решетки Г12

Для исходного состояния отмечается также достаточно большая размытость профиля – величина  $\beta$  в этом случае достигает наибольшего значения. Отметим, что межплоскостное расстояние  $d/n$  линии (111) обеих модификаций

кобальта заметно превышает табличное значение. Период решетки кубической сингонии кобальтовой связи в исходном состоянии равен  $a = 0,3579 \text{ нм}$ .

Обработка исходного образца в тлеющем разряде с удельной мощностью

горения  $0,20 \text{ кВт/м}^2$  приводит, с одной стороны, к некоторому сужению профиля линии (111), о чем свидетельствует уменьшение физического уширения до  $\beta = 16,5 \cdot 10^{-3}$  рад, с другой, к смещению ее углового положения в сторону больших углов рассеяния  $2\theta$ . Как следствие, регистрируется снижение  $d/n$  линий (111) и уменьшение периода решетки до  $0,3577 \text{ нм}$ . Кроме того, профиль линии в этом случае достаточно симметричен относительно максимального углового положения линии (111).

Заметная неоднородность профиля линии вновь регистрируется для образца, прошедшего обработку в разряде с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ . В этом случае среднее значение  $d/n$  составляет  $0,2042 \text{ нм}$ , для кубической модификации –  $0,2049 \text{ нм}$ . Для гексагонального кобальта  $d/n = 0,2036 \text{ нм}$  и практически соответствует ее табличному значению [6], равному  $0,2037 \text{ нм}$ , что непосредственно следует из резкого смещения углового положения линии (111) в сторону больших углов рассеяния в случае образца, обработанного в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ . При этом значение постоянной решетки составляет  $0,3556 \text{ нм}$ , величина  $\beta = 17,3 \cdot 10^{-3}$ .

Что же касается образца, обработанного в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,88 \text{ кВт/м}^2$ , то энергия воздействующего на него тлеющего разряда приводит к заметному изменению профиля линии (111), здесь он достаточно симметричен,  $d/n$  составляет  $2,0420 \text{ нм}$ , что соответствует кубической сингонии кобальта [6]. Уширение профиля линии в этом случае наименьшее –  $\beta$  уменьшается до  $11,6 \cdot 10^{-3}$  рад. Этот эффект позволяет сделать заключение о снижении искажений кристаллической решетки кобальта под воздействием тлеющего разряда и превращении его гексагональной сингонии в кубическую (или ее преимущественном наличии).

Как следует из проведенных оценок, размер фрагментов кобальтовой связки в приповерхностных слоях во всех случаях соответствует наноуровню. Наименьший размер ( $10 \text{ нм}$ ) фрагментов имеет место в исходном состоянии ВК8, наибольший ( $17 \text{ нм}$ ) – в случае обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,88 \text{ кВт/м}^2$ , промежуточное значение ( $12 \text{ нм}$ ) соответствует образцам, обработанным в тлеющем разряде с удельными мощностями горения с энергиями  $0,20$  и  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ .

Как следует из выполненного анализа профиля линии (112) карбида вольфрама (рис. 8) для всех исследованных образцов, межплоскостное расстояние этой линии сохраняется постоянным и равным  $0,1016 \text{ нм}$ , что соответствует литературным данным [6]. Напротив, обработка поверхности образцов оказывает влияние на уширение линии (112). При этом наибольшее значение  $\beta$  регистрируется у исходного образца и составляет  $26,1 \cdot 10^{-3}$ . Воздействие на образец тлеющего разряда с удельной мощностью горения  $0,20 \text{ кВт/м}^2$  сопровождается сужением линии – здесь  $\beta = 23,4 \cdot 10^{-3}$ . Обработка приповерхностных слоев образцов в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,50$  и  $0,88 \text{ кВт/м}^2$  также по сравнению с исходным образцом приводит к дальнейшему уменьшению ширины линии (112) WC. В первом случае  $\beta = 21,5 \cdot 10^{-3}$ , во втором –  $20,5 \cdot 10^{-3}$ .

### Выводы

Обработка инструментов из твердого сплава ВК8 в тлеющем разряде вызывает повышение поверхностной твердости, что обусловлено структурными изменениями в приповерхностных слоях на глубине до  $220 \text{ мкм}$ , одним из которых является уменьшение искажений как в связующем материале (Co), так и в твердой фазе (WC).

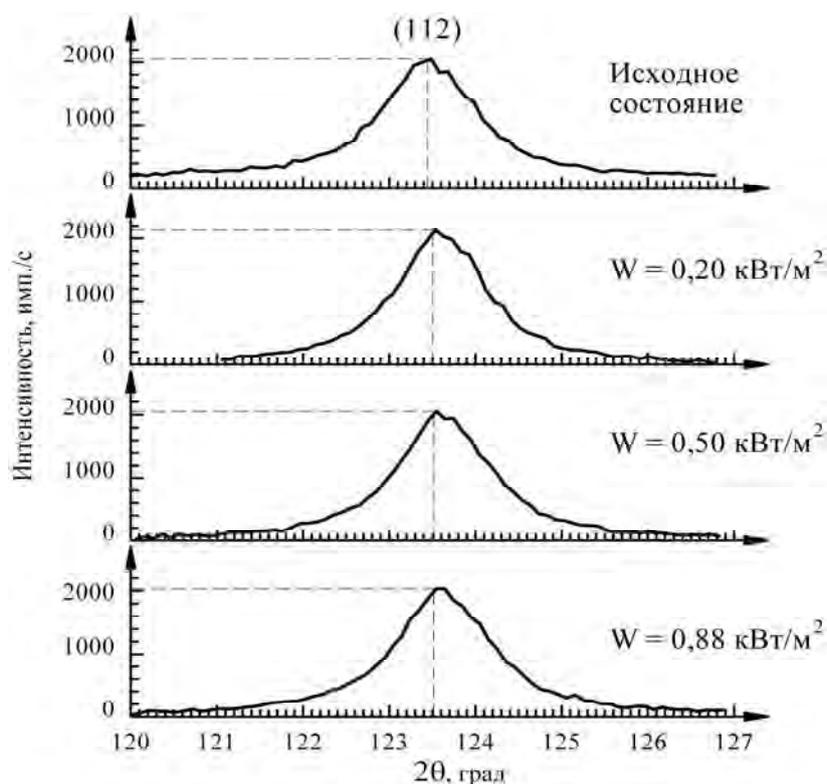


Рис. 8. Вид профиля линии (112) карбида вольфрама в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различной удельной мощностью горения

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А. с. 1309593 СССР, ДСП С21 D1/78. Способ упрочнения изделий из металлов и сплавов / В. С. Камалов [и др.] (СССР). – № 3925462/22-02 ; заявл. 10.07.85 ; опубл. 08.01.87. – 4 с.
2. Ходырев, В. И. Прогрессивные электрофизические методы упрочнения твердосплавного инструмента / В. И. Ходырев, А. Ф. Короткевич, В. М. Шеменков // Вестн. МГТУ. – 2002. – № 2. – С. 159–163.
3. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. – М. : Изд-во стандартов, 1987. – 29 с.

4. Самохоцкий, А. И. Лабораторные работы по материаловедению : учеб. пособие для техникумов / А. И. Самохоцкий, М. Н. Кунявский. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1971. – 184 с. : ил.

5. 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.

6. 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  
Материал поступил 11.11.2009

**V. M. Shemenkov, G. F. Lovshenko**  
**Structural changes in the surface layers**  
**of single-carbide hard metals as they are**  
**processed in a glow discharge**

The article describes the mechanisms of modification of the structure of single-carbide hard alloys of VK8 type, leading to increasing of surface hardness and wear resistance of tools. The results of scanning electron microscopy and X-ray analysis are presented in the article.