

## ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Шеменков В.М.<sup>1</sup>, Ловшенко Ф. Г.<sup>1</sup>, Ловшенко Г.Ф.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>БЕЛОРУССКО-РОССИЙСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Могилев, Беларусь, VShemenkov@yandex.ru

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,

greg-lovshenko@mail.ru

Твердые сплавы как инструментальные материалы эффективно применяются в металлообработке. Твердосплавным инструментом снимается до 70 % всей стружки [1]. Однако качественные изменения в металлообработке последних лет 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 модифицирования рабочих поверхностей.

Одним из перспективных способов повышения износостойкости рабочих поверхностей твердосплавных инструментов является процесс модифицирующей обработки тлеющим разрядом [2].

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 [3].

Механизмы, приводящие к модифицирующей обработке инструментальных материалов тлеющим разрядом, сходны с процессами, протекающими при низкоэнергетической ионной имплантации, с разницей, в том, что в качестве источника ионов используется среда остаточных атмосферных газов. Вследствие чего изменение свойств поверхностных слоев твердых сплавов происходит за счет бомбардировки ионами и атомами остаточных газов, таких как азот ( $N_2$ ), кислород ( $O_2$ ), водород ( $H_2$ ), аргон (Ar), а также распыленных атомов элементов твердого сплава. Это приводит к изменению эксплуатационных свойств твердых сплавов в условиях трибомеханического и трибохимического воздействия [4, 5].

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.

Проведенный металлографический анализ при помощи электронной микроскопии свидетельствует о том, что твердые сплавы являются гетерогенными материалами, состоящими из твердой фазы и связки. Так, в качестве твердой фазы исследуемого твердого сплава ВК8 в состоянии поставки используется карбид вольфрама (WC), а в качестве связующего компонента выступает кобальт (Co) (рис. 1, а). В качестве твердой фазы сплава ТН20 выступает карбид титана (TiC), а в качестве связующего компонента выступает никель-молибденовая связка (рис. 2, а). Границы зерен карбидной фазы являются размытыми, а зерна имеют сложную форму.

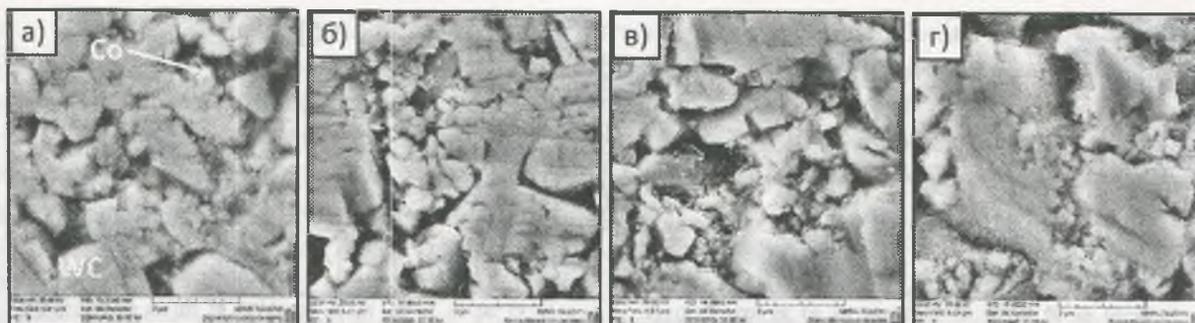


Рисунок 1 – Структура твердого сплава ВК8: а – в состоянии поставки б – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда  $0,20 \text{ кВт/м}^2$ ; в – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ ; г – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда  $0,88 \text{ кВт/м}^2$ .

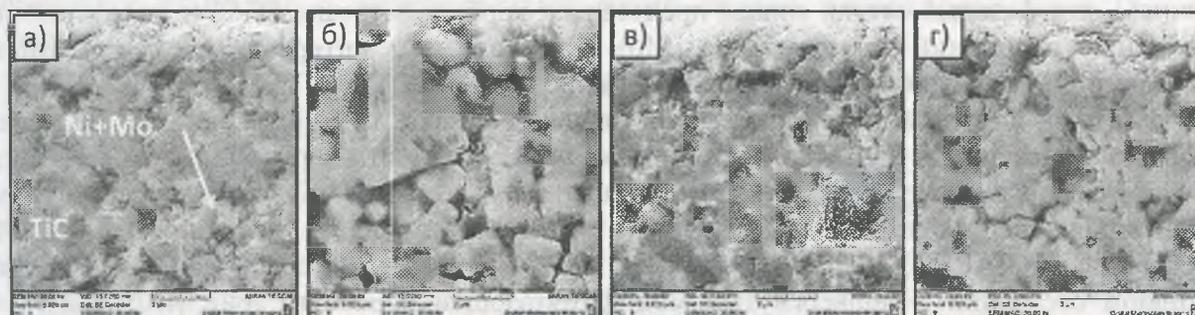


Рисунок 2 – Структура твердого сплава ТН-20: а – в состоянии поставки б – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда  $0,20 \text{ кВт/м}^2$ ; в – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ ; г – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда  $0,88 \text{ кВт/м}^2$ .

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  $0,50 \text{ кВт/м}^2$  (рис. 1, в), обработка также приводит к размытости 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  $0,88 \text{ кВт/м}^2$  (рис. 2, б и 2, г), что может быть вызвано образованием по границам зерен твердого раствора  $\text{TiC}+\text{Mo}_2\text{C}$  [4], перераспределением никеля вдоль границ зерен твердой фазы и частичным переходом молибдена из твердой фазы в связующую.

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.

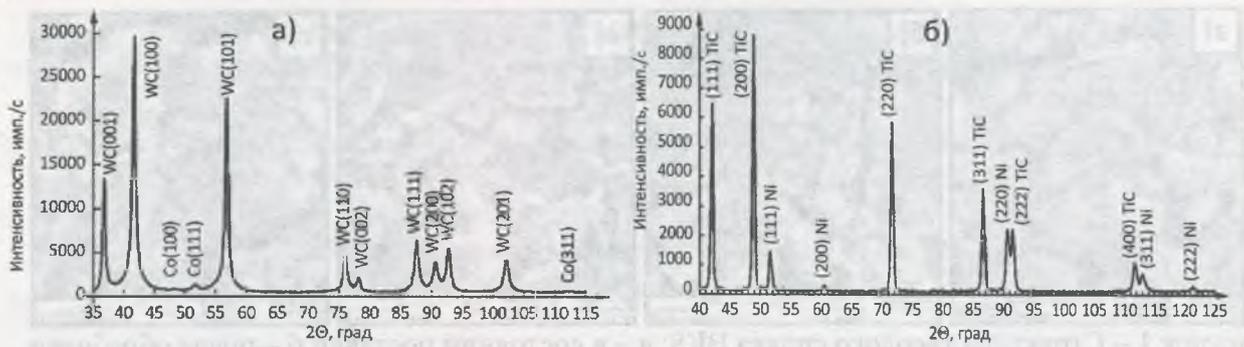


Рисунок 3 – Фрагменты дифрактограмм твердого сплава ВК8 (а) и ТН-20 (б) в исходном состоянии.

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 [4].

В связи с малым содержанием кобальтовой связки в твердом сплаве ВК8 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.

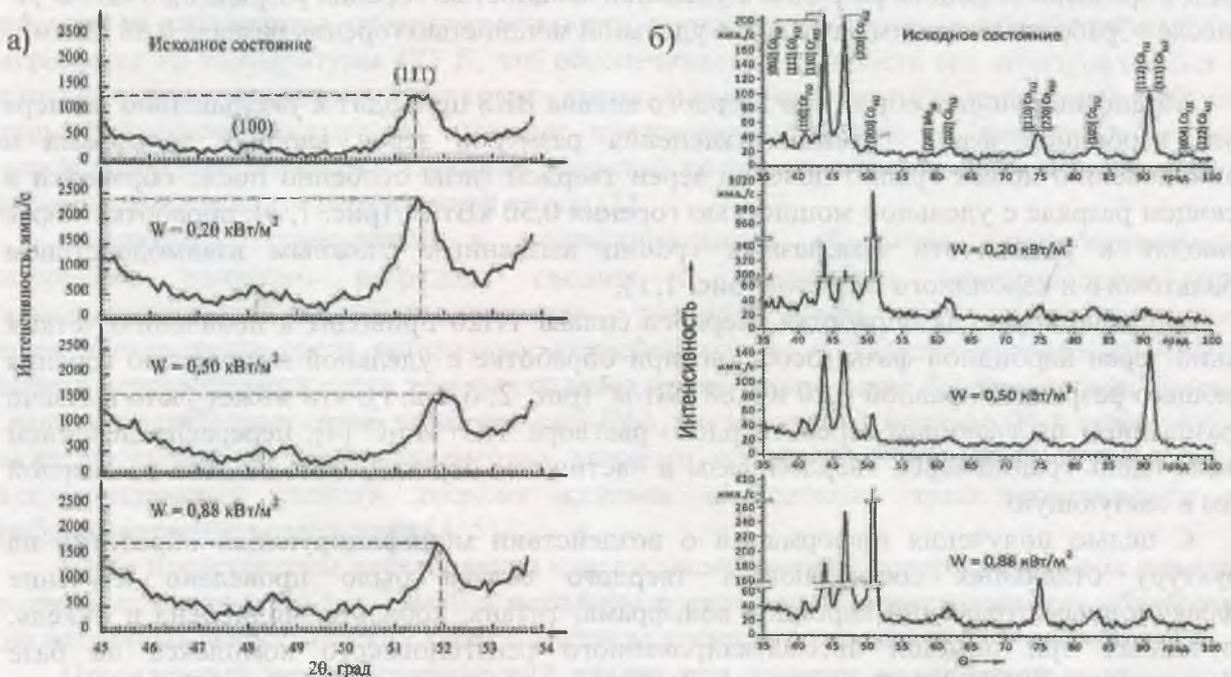


Рисунок 4 – Фрагменты рентгенограмм твердого сплава ВК8 (а) и сплава GIALLOY PACO-CR (EN ISO 6871-1/6871-2) (б) в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различной удельной мощностью горения.

Характер изменения параметров дифракционных линий (002), (111) и (200) кобальта свидетельствует о протекании в процессе модифицирующей обработке полиморфного превращения  $\alpha\text{-Co} \rightarrow \beta\text{-Co}$  и  $\beta\text{-Co} \rightarrow \alpha\text{-Co}$ , а изменение интенсивности дифракционных линий (002), (110) и (112) – о переориентации кристаллов  $\alpha\text{-Co}$ .

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 соотношения их интенсивностей (табл. 1).

Вместе с тем межплоскостные расстояния, рассчитанные по отражениям линий никеля (220) и (222), близки к литературным [7]. 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).

Таблица 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 [7] |           |                                |          | эксперимент | эталон [7] |           | эксперимент | эталон [7] |           |
| Исходный                | 0,2060      |            | 1317      | 12,7                           | 16       | 0,1257      |            | 1472      | 0,1026      |            | 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      | 0,2038     | 3850      | 5,2                            | 38       | 0,1257      | 0,1252     | 710       | 0,1027      | 0,1022     | 606       |
| 0,88 кВт/м <sup>2</sup> | 0,2053      |            | 810       | 4,1                            | 50       | 0,1253      |            | 202       | 0,1027      |            | 522       |

Таблица 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    |

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.

### 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 [8].

### Список литературы

1. Металлообрабатывающий твердосплавный инструмент: справочник / В. С. Самойлов [и др.]; редкол.: И. А. Ординарцев (пред.) [и др.]. – М.: Машиностроение, 1988. – 368 с.: ил.
2. Пат. РБ № 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.
3. 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.
4. Шеменков, В.М. Влияние тлеющего разряда на механические и эксплуатационные свойства поверхностного слоя однокарбидных твердых сплавов / В.М. Шеменков, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко // Вестн. Белорусско-Российского университета, – 2011. – №4/(33). С. 117-128.
5. 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.-техн. конф. (Минск, 14-16 сентября 2011 г.): сб. материалов. В 3 кн. Кн. 1. Конструкционные и функциональные материалы в современной технике, методы их получения. Материалы для микро- и наноэлектроники / ред. коллегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2011. с. 396 – 406.
6. Панов, В. С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: учеб. пособие для вузов / В. С. Панов, А. М. Чувиллин, В. А. Фальковский. – 2-е изд., доп. и перераб. – М.: МИСИС, 2004. – 464 с.: ил.
7. 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.
8. Шеменков, В.М. Влияние тлеющего разряда на эксплуатационные свойства твердых сплавов / В.М. Шеменков, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: VII Междунар. науч.-техн. конф. (Минск, 19-21 сентября 2012 г.): сб. материалов. В 3 кн. Кн. 1. Конструкционные и функциональные материалы в современной технике, методы их получения. Материалы для микро- и наноэлектроники / ред. коллегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2012. с. 396 – 406.

### СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА СПЛАВЕ АМг6 ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НАНОАЛМАЗОВ

Комаров А.И.<sup>1</sup>, Комарова В.И.<sup>1</sup>, Шипко А.А.<sup>1</sup>, Луговский С.Н.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь  
komarova@inmash.bas-net.by

<sup>2</sup>Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Алюминий-магниевые сплавы, к которым относится сплав АМг6, благодаря пониженной плотности, высокой прочности, коррозионной стойкости, прочности сварных соединений находят широкое применение в различных отраслях промышленности, в частности, авиационной, автомобильной. Однако их использование в узлах трения