

УДК 621.9.047:669:538.8

*В. М. Шеменков, М. А. Белая, А. Л. Шеменкова*

## ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТВЕРДОСТЬ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

UDC 621.9.047:669:538.8

*V. M. Shemenkov, M. A. Belaya, A. L. Shemenkova*

## EFFECT OF GLOW DISCHARGE TREATMENT ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND HARDNESS OF WEAR-RESISTANT PROTECTIVE TITANIUM-BASED COATINGS

### Аннотация

Представлены результаты исследования структуры, фазового состава и твердости износостойких защитных покрытий типа TiC и TiN, полученных методом магнетронного напыления, как в исходном состоянии, так и подвергнувшихся обработке при различных энергетических характеристиках высоковольтного тлеющего разряда.

### Ключевые слова:

тлеющий разряд, структура, фазовый состав, износостойкое защитное покрытие, модифицирующая обработка, поверхностный слой, микротвердость, титан.

### Abstract

The paper presents results of the research into the structure, phase composition and hardness of wear-resistant protective coatings of the TiC and TiN type, obtained by magnetron sputtering, both in the initial state and subjected to treatment with high-voltage glow discharge having different energy characteristics.

### Key words:

glow discharge, structure, phase composition, wear-resistant protective coating, modifying treatment, surface layer, microhardness, titanium.

### Введение

Надежность работы любого механизма или оснастки в большей степени зависит от эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей деталей. В инструментальном производстве данная проблема стоит еще острее. Подвергаясь наиболее сильным трибомеханическому и трибохимическому воздействиям при эксплуатации, передняя поверхность любого режущего инструмента определяет его эксплуатационные свойства.

Одним из эффективных методов

повышения качественных характеристик ответственных поверхностей являются технологии, основанные на нанесении защитных износостойких покрытий [1].

В качестве материалов для формирования покрытий применяют различные металлы, сплавы, а также порошки. При большом разнообразии материалов в настоящее время в инструментальной промышленности широко используются износостойкие защитные покрытия на основе титана, в частности TiC и TiN.

Современные тенденции в металлообработке, связанные с постоянным



ростом скоростей резания и применении труднообрабатываемых материалов, диктуют новые требования к износостойкости защитных покрытий. Задача может быть решена путем разработки новых составов износостойких покрытий, что требует значительных материальных затрат.

Одним из перспективных методов повышения эксплуатационных характеристик широкой гаммы инструментальных материалов и износостойких защитных покрытий является обработка их тлеющим разрядом [2–7].

Целью работы являлось изучение влияния обработки тлеющим разрядом на структурные и фазовые превращения, протекающие в износостойких защитных покрытиях на основе титана, и установление влияния выявленных изменений на повышение микротвердости покрытия.

В качестве объекта исследования были выбраны образцы из стали 20, подвергнутые закалке, с нанесенными методом магнетронного распыления износостойкими защитными покрытиями из TiC и TiN толщиной 3...5 мкм. В качестве мишени использовалась пластина из титана марки BT1-0 (чистота 99,3) ГОСТ 19807–91.

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

В работе применялись электронно-микроскопический, рентгеноструктурный методы анализа фазового состава и структуры, а также исследовалась микротвердость покрытия.

Электронно-микроскопический анализ поверхностного слоя образцов проводился при помощи сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA 2SBA. Подготовка образцов осуществлялась по стандартной методике.

Рентгеноструктурный анализ проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0. Рентгеновская съемка

осуществлялась в кобальтовом излучении (CoK $\alpha$ ) геометрии по Брэггу-Брентано в режиме сканирования по точкам. Шаг сканирования составлял  $\Delta 2\theta = 0,1^\circ$ . Время набора импульсов на точку – 15 с. Индицирование дифракционных линий проводилось с использованием картотеки PDF.

Физическое уширение дифракционных линий определялось методом аппроксимации с помощью программного обеспечения HighScore++ (Panalytical, Нидерланды). В качестве эталона использовался образец отожженной стали 20.

Измерение микротвердости производилось на твердомере Zwick Roell ZHV 1M путем вдавливания алмазного наконечника в форме правильной четырехгранной пирамиды с углом при вершине между противоположными гранями  $136^\circ$  в образец под действием нагрузки 0,245 Н, приложенной в течение 10 с.

Металлографический анализ поверхности покрытий до обработки тлеющим разрядом (рис. 1) свидетельствует о том, что микроструктура соответствует классической микроструктуре, полученной после магнетронного распыления.

На снимках ярко выражено характерное для магнетронного распыления наличие на поверхности покрытия мелкодисперсных частиц титана.

Модифицирующая обработка покрытий в тлеющем разряде приводит к незначительному диспергированию частиц титана, что вызвано наличием эффекта распыления в процессе обработки. Более существенных изменений микроструктуры не обнаружено (рис. 2).

Для детального исследования влияния модифицирующей обработки на покрытия было проведено изучение дифракционных отражений карбидов и нитридов титана.



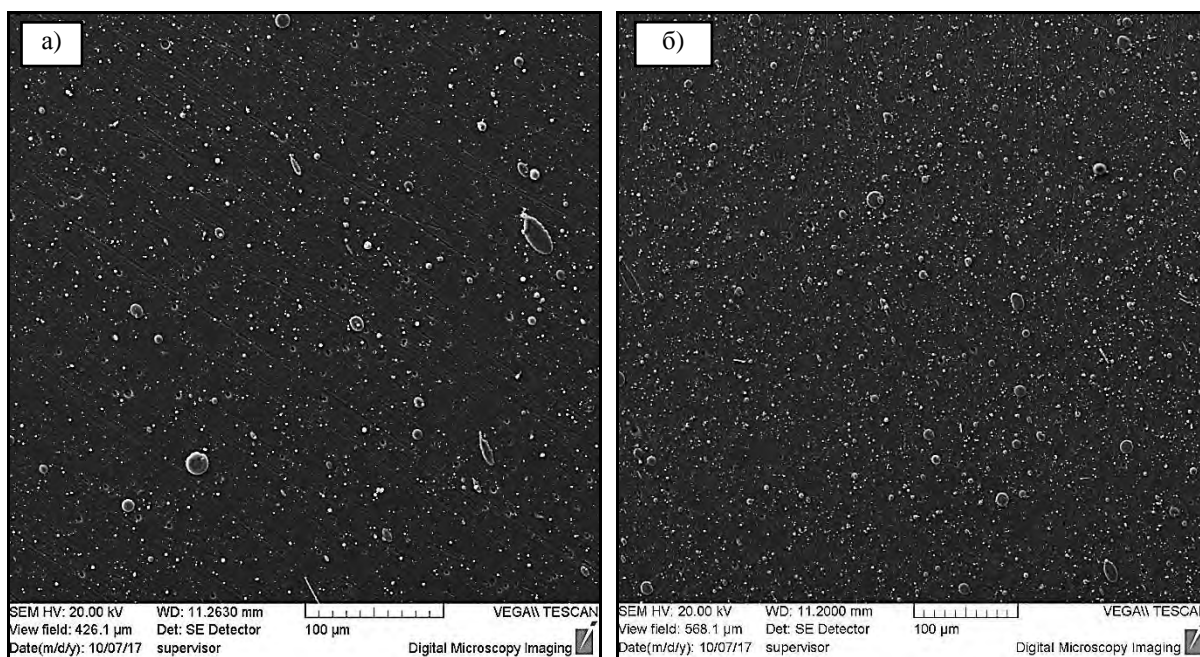


Рис. 1. Структура износостойкого защитного покрытия из TiC (а) и TiN (б)

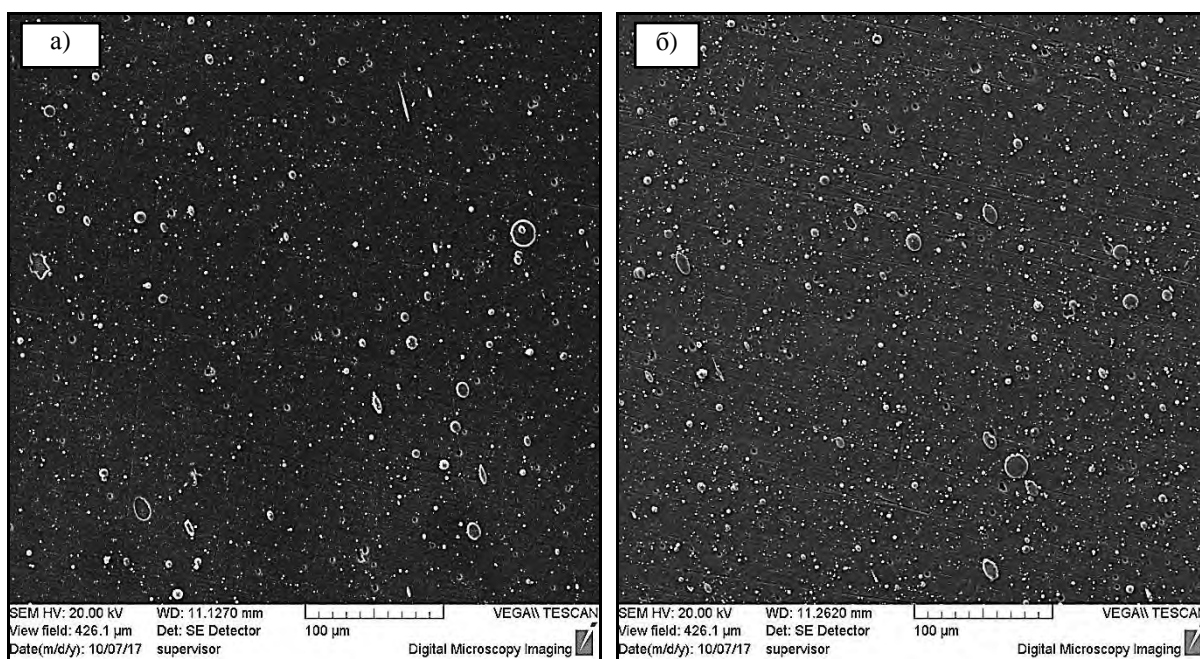


Рис. 2. Структура износостойкого защитного покрытия из TiC (а) и TiN (б) после обработки тлеющим разрядом с напряжением горения 3000 В и силой тока 0,375 мА/м<sup>2</sup>

На рис. 3 представлены фрагменты рентгеновских дифрактограмм образцов покрытий TiC в исходном состоянии и

после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения.

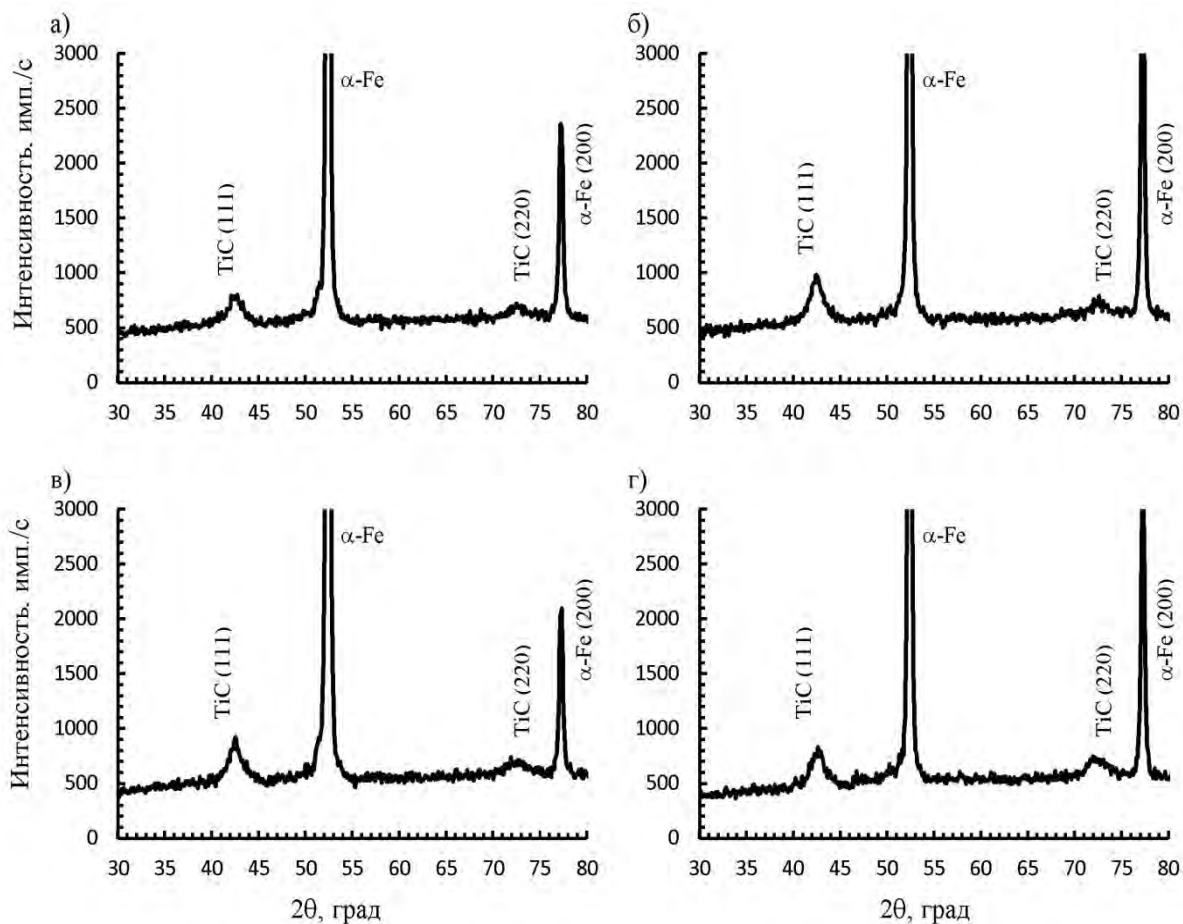


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм покрытий TiC, нанесенных на стальную основу, до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения

Покрывание в исходном состоянии (см. рис. 3, а) регистрируется двумя линиями от карбида титана с индексами 111 и 220. Это свидетельствует о том, что рост покрытия происходит преимущественно в направлениях  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$ . Физическое уширение дифракционных линий (111) и (220) от карбида TiC составляет соответственно  $\beta_{111} \approx 49,5 \cdot 10^{-3}$  рад и  $\beta_{220} \approx 75,4 \cdot 10^{-3}$  рад. При этом отношение  $\beta_{220}/\beta_{111} = 1,52$  находится в диапазоне между  $\sec\theta_{220}/\sec\theta_{111} = 1,16$  и  $\text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{111} = 1,87$ . Указанное свидетельствует о том, что уширение дифракционных линий обусловлено как дисперсностью кристаллического строения покрытия TiC, так и высоким содержанием в нем линейных дефектов (дислокаций и дислокацион-

ных скоплений). Параметр решетки карбида титана составляет 0,428 нм (это существенно меньше табличного значения параметра решетки карбида TiC (TiC – ГЦК кристаллическая решетка, пространственная группа Fm-3m,  $a = 0,4327$  нм [8], карточка PDF № 32-1383), что может указывать на нестехиометрический состав покрытия и наличие в нем мощных растягивающих макронапряжений.

В результате обработки покрытий TiC тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и плотностью тока  $0,125 \text{ mA/m}^2$  (см. рис. 3, б) регистрируется небольшое снижение величины физического уширения дифракционной линии (111) до величины  $\beta_{111} \approx 46,1 \cdot 10^{-3}$  рад. При этом уширение линии (220) не-



сколько возрастает ( $\beta_{220} \approx 77,2 \cdot 10^{-3}$  рад). Отношение  $\beta_{220}/\beta_{111} \approx 1,67$ , также находящееся между величинами отношений секансов и тангенсов соответствующих углов дифракции, показывает, что уширение дифракционных линий так же, как и для необработанного покрытия TiC, обусловлено дисперсностью кристаллического строения покрытий и высоким содержанием в них линейных дефектов. Тем не менее, на основании зарегистрированного роста отношения  $\beta_{220}/\beta_{111}$  можно сделать вывод, что после обработки тлеющим разрядом с указанными параметрами вклад в уширение дифракционных линий от наличия дефектов кристаллического строения будет выше, чем в покрытии в исходном состоянии. Величина параметра решетки карбидов TiC не претерпевает существенных изменений, что свидетельствует о том, что обработка покрытий тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и плотностью тока  $0,125 \text{ mA/m}^2$  не приводит к снятию остаточных растягивающих макронапряжений.

В результате обработки покрытия TiC тлеющим разрядом с напряжением горения 2000 В и плотностью тока  $0,25 \text{ mA/m}^2$  (см. рис. 3, в) регистрируется дальнейшее снижение величин физического уширения дифракционных линий (111) и (220) карбида TiC  $\beta_{111} \approx 42,4 \cdot 10^{-3}$  рад и  $\beta_{220} \approx 70,4 \cdot 10^{-3}$  рад. Отношение  $\beta_{220}/\beta_{111} \approx 1,66$  так же, как и в случае обработки тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и силой тока 25 мА, находится между величинами отношений секансов и тангенсов соответствующих углов дифракции и свидетельствует о том, что уширение дифракционных линий обусловлено как дисперсностью кристаллического строения покрытий, так и высоким содержанием в них линейных дефектов. При этом пониженные значения величин  $\beta_{220}$  и  $\beta_{111}$  по сравнению с образцами покрытий TiC в исходном необработанном состоянии могут свидетельствовать о том, что в результате обработки покры-

тий тлеющим разрядом с напряжением горения 2000 В и плотностью тока  $0,25 \text{ mA/m}^2$  происходит небольшой рост размеров зерен карбидов TiC и снижение в них плотности дислокаций. Величина параметра решетки карбидов TiC так же, как и в случае обработки покрытий тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и плотностью тока  $0,125 \text{ mA/m}^2$ , не претерпевает существенных изменений, что свидетельствует о том, что обработка покрытий разрядом с указанными параметрами не приводит к снятию остаточных растягивающих макронапряжений.

В результате обработки покрытий TiC тлеющим разрядом с напряжением горения 3000 В и силой тока  $0,375 \text{ mA/m}^2$  (см. рис. 3, г) регистрируется еще большее уменьшение величин физического уширения дифракционных линий (111) и (220) карбида TiC  $\beta_{111} \approx 41,3 \cdot 10^{-3}$  рад и  $\beta_{220} \approx 58,2 \cdot 10^{-3}$  рад. Отношение  $\beta_{220}/\beta_{111}$  существенно снижается по сравнению с необработанным состоянием покрытий до величины  $\beta_{220}/\beta_{111} \approx 1,41$ . Вместе с тем, отношение  $\beta_{220}/\beta_{111}$  также находится между величинами отношений секансов и тангенсов соответствующих углов дифракции и показывает, что уширение дифракционных линий обусловлено как дисперсностью кристаллического строения покрытий, так и высоким содержанием в них линейных дефектов. При этом уменьшение величин  $\beta_{220}$  и  $\beta_{111}$  по сравнению с образцами покрытий TiC в исходном необработанном состоянии так же, как и в случае обработки тлеющим разрядом с напряжением горения 2000 В и силой тока 50 мА, может указывать на рост размеров зерен карбидов TiC и снижение в них плотности дислокаций. Существенное снижение отношения  $\beta_{220}/\beta_{111}$  по сравнению с покрытиями в исходном состоянии и обработанными тлеющим разрядом покрытиями при ранее описанных режимах может свидетельствовать об увеличении степени корреляции в распределении дис-

локаций и формировании развитой системы дислокационных стенок (субзерен с малоугловыми границами). Величина параметра решетки карбидов TiC при этом возрастает до  $a = 0,429$  нм, что может свидетельствовать о некотором снятии остаточных растягивающих макронапряжений в результате обработки покрытий тлеющим разрядом с

напряжением горения 3000 В и силой тока  $0,375$  мА/м<sup>2</sup>.

На рис. 4 представлены фрагменты рентгеновских дифрактограмм образцов покрытий TiN в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения.

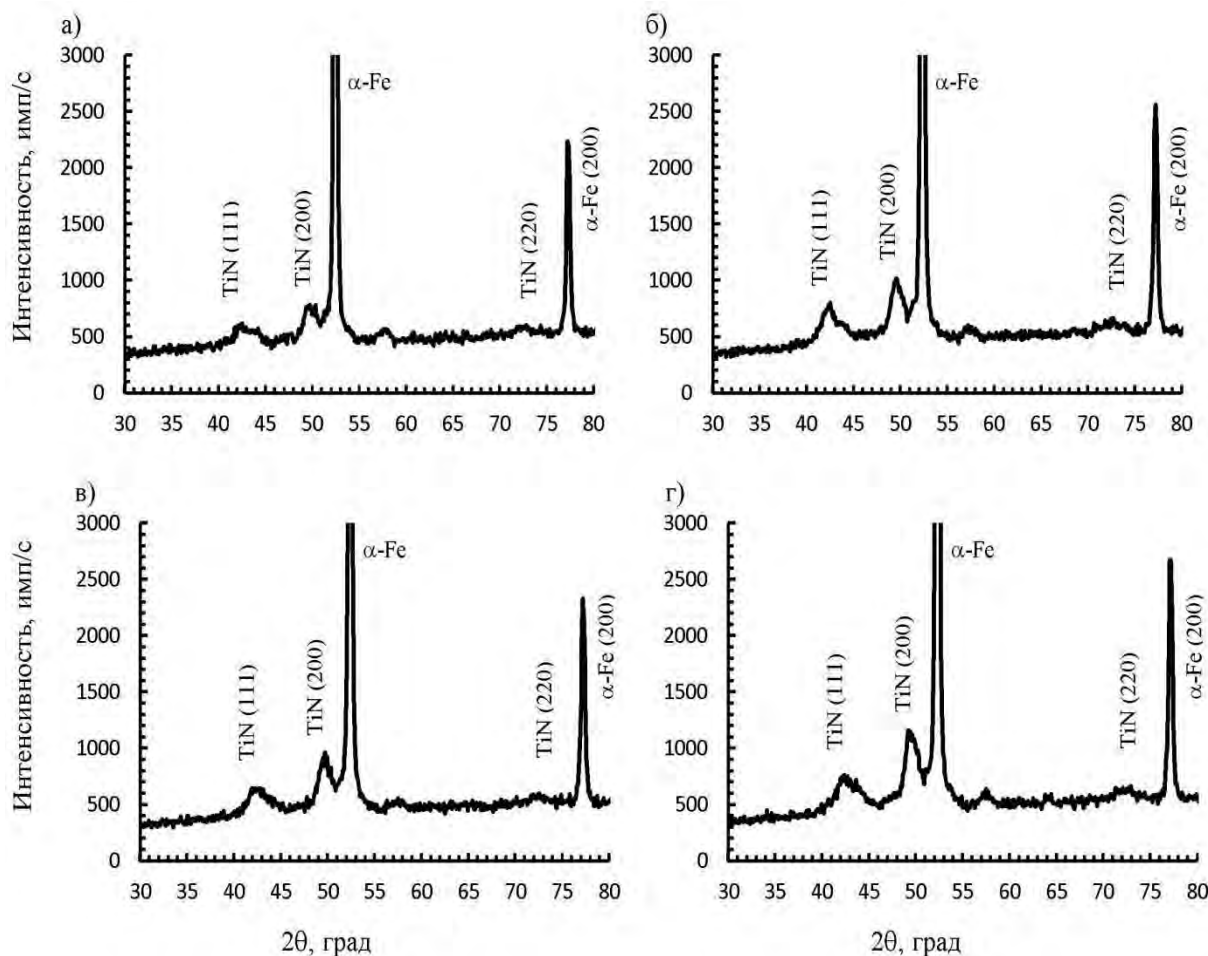


Рис. 4. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм покрытий TiN, нанесенных на стальную основу, до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения

На рентгеновской дифрактограмме от покрытия TiN в исходном необработанном состоянии регистрируются почти все линии от нитрида титана, что указывает на отсутствие выраженной текстурированности покрытий и, следовательно, об отсутствии преимущественного направления их роста. Физическое уширение дифракционных линий (111)

и (220) от карбида TiN составляет соответственно  $\beta_{111} \approx 65,1 \cdot 10^{-3}$  рад и  $\beta_{220} \approx 82,6 \cdot 10^{-3}$  рад. При этом отношение  $\beta_{220}/\beta_{111} \approx 1,27$ , находящееся в диапазоне  $\sec\theta_{220}/\sec\theta_{111} = 1,16 < \beta_{220}/\beta_{111} < \operatorname{tg}\theta_{220}/\operatorname{tg}\theta_{111} = 1,87$ , существенно ниже отношения  $\beta_{220}/\beta_{111}$  для случая покрытий TiC. Изложенное означает, что уширение дифракционных линий преимуще-



ственно обусловлено дисперсностью кристаллического строения покрытия TiN. Параметр решетки нитрида титана составляет 0,425 нм (это несколько выше табличного значения параметра решетки нитрида TiN (TiN – ГЦК кристаллическая решетка, пространственная группа Fm-3m [8],  $a = 0,4242$  нм, карточка PDF № 38-1420)), что указывает на нестехиометрический состав покрытия и наличие в нем остаточных сжимающих макронапряжений.

В результате обработки покрытия TiN тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и плотностью тока 0,125 мА/м<sup>2</sup> (см. рис. 4, б) регистрируется небольшое снижение величины физического уширения дифракционных линий (111) и (220) до  $\beta_{111} \approx 57,2 \cdot 10^{-3}$  рад и  $\beta_{220} \approx 70,5 \cdot 10^{-3}$  рад. Отношение  $\beta_{220}/\beta_{111}$  при этом почти не изменяется и составляет 1,23, что так же, как и в случае необработанного покрытия TiN, свидетельствует о том, что уширение дифракционных линий обусловлено дисперсностью кристаллического строения покрытий. Тем не менее, на основании зарегистрированного снижения величин  $\beta_{220}$  и  $\beta_{111}$  можно сделать вывод, что обработка покрытий TiN тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и плотностью тока 0,125 мА/м<sup>2</sup> приводит к росту размеров зерен нитридной фазы. Величина параметра решетки TiN несколько возрастает ( $a = 0,427$  нм), что свидетельствует об увеличении уровня сжимающих напряжений.

В результате обработки покрытий TiN тлеющим разрядом с напряжением горения 2000 В и плотностью тока 0,25 мА/м<sup>2</sup> (см. рис. 4, в) регистрируется меньшее снижение величины физического уширения дифракционной линии (111) ( $\beta_{111} \approx 61,2 \cdot 10^{-3}$  рад) и большее снижение уширения линии (220) ( $\beta_{220} \approx 67,8 \cdot 10^{-3}$  рад) по сравнению с обработкой в тлеющем разряде с напряжением горения 1000 В и плотностью тока 0,125 мА/м<sup>2</sup>. Отношение  $\beta_{220}/\beta_{111} \approx 1,11$  так же, как и в первом случае,

указывает на то, что уширение дифракционных линий обусловлено дисперсностью кристаллического строения покрытий. Величина параметра решетки TiN несколько возрастает ( $a = 0,426$  нм), что указывает на увеличение уровня сжимающих напряжений. Вместе с тем, величина параметра решетки нитрида TiN после обработки тлеющим разрядом с напряжением горения 2000 В и плотностью тока 0,25 мА/м<sup>2</sup> ниже, чем после обработки тлеющим разрядом с напряжением горения 1000 В и плотностью тока 0,125 мА/м<sup>2</sup>. Указанное может свидетельствовать о незначительном увеличении уровня сжимающих напряжений по сравнению с обработкой тлеющим разрядом с предыдущими режимами.

В отличие от обработки покрытий TiN тлеющим разрядом с указанными ранее энергетическими характеристиками в результате обработки покрытий тлеющим разрядом с напряжением горения 3000 В и силой тока 0,375 мА/м<sup>2</sup> (см. рис. 4, г) регистрируется увеличение величин физического уширения дифракционных линий (111) и (220) до  $\beta_{111} \approx 65,9 \cdot 10^{-3}$  рад и  $\beta_{220} \approx 105,4 \cdot 10^{-3}$  рад соответственно. Отношение  $\beta_{220}/\beta_{111}$  также возрастает до величины 1,60. При этом в отличие от результатов обработки покрытий тлеющим разрядом с предыдущими энергетическими характеристиками отношение  $\beta_{220}/\beta_{111}$  находится между величинами отношений секансов и тангенсов соответствующих углов дифракции и указывает на то, что уширение дифракционных линий TiN обусловлено как дисперсностью кристаллического строения покрытий, так и высоким содержанием в них линейных дефектов. Таким образом, можно заключить, что обработка нитридных покрытий TiN тлеющим разрядом с напряжением горения 3000 В и силой тока 0,375 мА/м<sup>2</sup> приводит к увеличению плотности дислокаций в покрытиях. Величина параметра решетки нитридов TiN при этом возрастает до



$a = 0,427$  нм, что так же, как и в предыдущих случаях, может подтверждать увеличение уровня сжимающих напряжений в покрытиях.

В рамках работы исследовалась зависимость приращения микротвердости покрытий от основных технологических факторов процесса модифицирующей обработки в тлеющем разряде,

которая была аппроксимирована полиномом второй степени, отвечающим требованию ротатабельности и адекватно представляющим эксперимент.

В результате статистической обработки экспериментальных данных [9] получена зависимость приращения микротвердости покрытия TiC в натуральном выражении:

$$\begin{aligned} \Delta HV_{TiC} = & 18,5 - 0,6 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) + 0,3 \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) - 0,5 \left( \frac{T - 30}{10} \right) + \\ & + 2,9 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) - 0,7 \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) \left( \frac{T - 30}{10} \right) + \\ & + 0,3 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right)^2 + 2,0 \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right)^2 + 1,8 \left( \frac{T - 30}{10} \right)^2. \end{aligned} \quad (1)$$

Графическая интерпретация полученной модели, показывающая зависимость приращения микротвердости образцов с нанесенным износостойким защитным покрытием TiC от двух тех-

нологических факторов обработки тлеющим разрядом при значении третьего, находящегося на основном уровне ( $J = 0,25$  А/м<sup>2</sup>,  $T = 30$  мин,  $U = 2,0$  кВ), представлена на рис. 5.

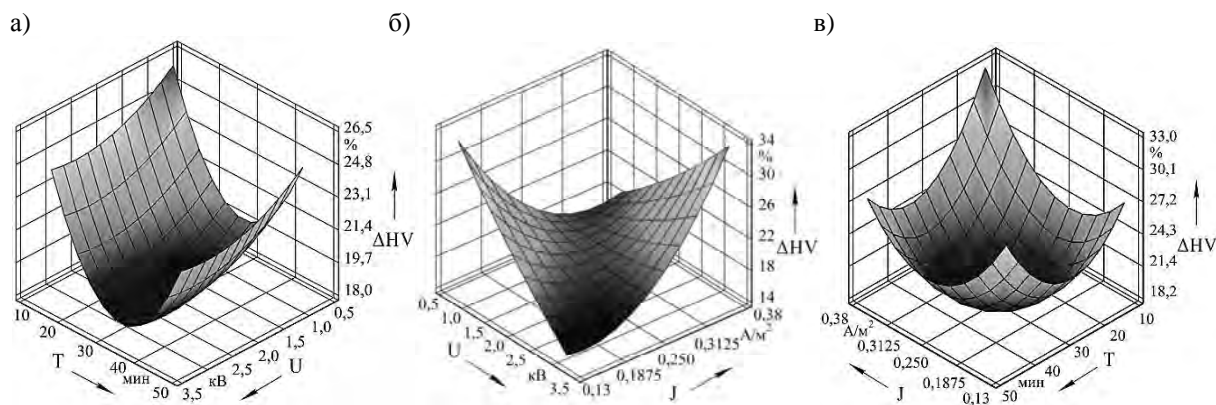


Рис. 5. Влияние напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение поверхностной твердости образцов с нанесенным износостойким защитным покрытием TiC

В результате статистической обработки экспериментальных данных [9] получена зависимость приращения мик-

ротвердости покрытия TiN в натуральном выражении:



$$\begin{aligned} \Delta HV_{\text{TiN}} = & 27,5 + 0,3 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) - 0,7 \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) - 0,5 \left( \frac{T - 30}{10} \right) - \\ & - 3,1 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) + 3,6 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left( \frac{T - 30}{10} \right) - 0,6 \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right) \left( \frac{T - 30}{10} \right) + \\ & + 0,1 \left( \frac{U - 2,0}{0,7} \right)^2 + 0,3 \left( \frac{J - 0,25}{0,075} \right)^2 - 1,9 \left( \frac{T - 30}{10} \right)^2. \end{aligned} \quad (2)$$

Графическая интерпретация полученной модели представлена на рис. 6.

### Заключение

Обработка тлеющим разрядом покрытия TiC приводит к росту размеров зерен карбидов титана и снижению в них плотности дислокаций, увеличению степени корреляции в распределении дислокаций, формированию развитой системы дислокационных стенок и сня-

тию остаточных растягивающих макро-напряжений, что, в свою очередь, приводит к повышению микротвердости на 25...30 %.

Обработка тлеющим разрядом покрытия TiN приводит к дисперсности кристаллического строения нитридов титана, увеличению плотности дислокаций и уровня сжимающих напряжений, что, в свою очередь, приводит к повышению микротвердости на 30...40 %.

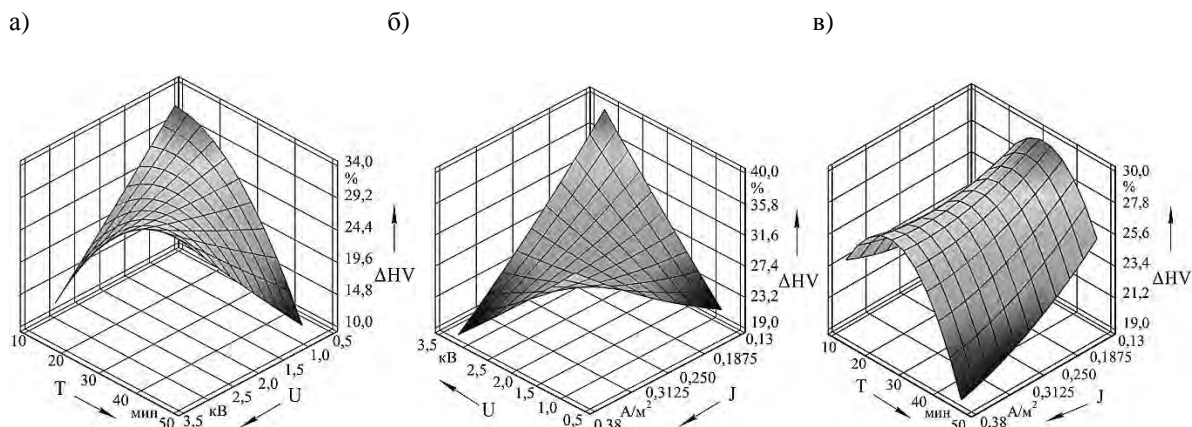


Рис. 6. Влияние напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение поверхностной твердости образцов с нанесенным износостойким защитным покрытием TiN

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Григорьев, С. Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента : учебник / С. Н. Григорьев. – Москва : Машиностроение, 2009. – 368 с. : ил.
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. Способ упрочнения изделий из металла или сплава, или сверхтвердого или графитсодержащего материала : пат. № 14716 ВУ, U C 21 D 1/78 / В. М. Шеменков, А. Ф. Короткевич; заявитель и патентооб-



ладатель ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет». – № 20091136 ; заявл. 27.07.2009 ; опубл. 10.05.2011. – 3 с.

4. **Шеменков, В. М.** Влияние параметров модифицирующей обработки тлеющим разрядом на структуру и свойства твердых сплавов / В. М. Шеменков, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // ГГУ им. Я. Купалы, – 2012. – Т. 6, № 2. – С. 52–65.

5. Повышение эксплуатационных характеристик режущего инструмента обработкой в плазме тлеющего разряда / В. М. Шеменков и [др.] // Фунд. проблемы соврем. Материаловедения. – 2014. – Т. 11, № 4. – С. 540–544.

6. **Шеменкова, А. Л.** Влияние тлеющего разряда на структуру и фазовый состав режущей оксидно-карбидной керамики / А. Л. Шеменкова, Ф. Г. Ловшенко, В. М. Шеменков // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2015. – № 3. – С. 79–87.

7. Влияние плазменной обработки на структуру и свойства быстрорежущих сталей P6M5 и S390 / О. В. Обидина и [др.] // Фунд. проблемы соврем. материаловедения. – 2016. – Т. 13, № 4. – С. 522–529.

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

9. **Спиридонов, А. А.** Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов / А. А. Спиридонов. – Москва : Машиностроение, 1981. – 184 с. : ил.

*Статья сдана в редакцию 2 октября 2017 года*

**Владимир Михайлович Шеменков**, канд. техн. наук, доц., Белорусско-Российский университет.  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Марина Александровна Беляя**, ассистент, Белорусско-Российский университет.  
E-mail: belay-marina@yandex.by.

**Алла Леонидовна Шеменкова**, инженер-технолог, ОАО «Могилевлифтмаш».  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Vladimir Mikhailovich Shemenkov**, PhD (Engineering), Associate Prof., Belarusian-Russian University.  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Marina Aleksandrovna Belaya**, assistant lecturer, Belarusian-Russian University.  
E-mail: belay-marina@yandex.by.

**Alla Leonidovna Shemenkova**, manufacturing engineer, JSC «Mogilevliftmash».  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.