

УДК 621.9.047:669:538.8

*А. Л. Шеменкова, Ф. Г. Ловшенко, В. М. Шеменков*

## ВЛИЯНИЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ РЕЖУЩЕЙ ОКСИДНО-КАРБИДНОЙ КЕРАМИКИ

UDC 621.9.047:669:538.8

*A. L. Shemenkova, F. G. Lovshenko, V. M. Shemenkov*

## EFFECT OF GLOW DISCHARGE ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF CUTTING OXIDE CARBIDE CERAMICS

### Аннотация

Представлены результаты исследования структуры и фазового состава минералокерамики ВОК-60 в исходном состоянии и подвергнутой обработке в тлеющем разряде при различных его энергетических характеристиках. Установлено, что обработка тлеющим разрядом приводит к изменению размеров зерен карбидной фазы, формированию фазовых превращений и перераспределению элементов в поверхностном слое глубиной до 80 мкм.

### Ключевые слова:

тлеющий разряд, минералокерамика, структура, фаза, модифицирование, рентгеноструктурный анализ.

### Abstract

The article deals with the investigation of the structure and phase composition of WOK-60 mineral ceramics in the initial state and after being treated in a glow discharge with different energy characteristics. The results of the studies described in this article show that the glow discharge treatment results in changing the grain size of the carbide phase, the formation of phase changes and the redistribution of elements in the surface layer up to the depth of 80 microns.

### Key words:

glow discharge, cemented-oxide ceramics, structure, phase, modification, X-ray structural analysis.

### Введение

Одним из основных направлений развития современного машиностроения является постоянное повышение производительности, на которую в большей степени влияет скорость резания. Эффективность высокоскоростного резания в основном зависит от инструментов, изготовленных из материалов с высокими эксплуатационными свойствами. В последнее время широкое распространение при обработке резанием различных конструкционных материалов получили инструменты, оснащенные режущей керамикой, в частности

оксидно-карбидной, состоящей из  $Al_2O_3$  и  $TiC$ .

Поверхностный слой в обеспечении износостойкости режущих инструментов играет определяющую роль. В настоящее время большое внимание уделяется разработке, развитию и совершенствованию различных методов модифицирования, к которым относится обработка тлеющим разрядом [1].

Целью работы являлось изучение влияния модифицирующей обработки тлеющим разрядом на структурные и фазовые превращения, протекающие в поверхностном слое оксидно-карбидной

керамики.

В качестве объекта исследования выбраны неперетачиваемые пластины треугольной формы по ГОСТ 25003-81 из режущей керамики ВОК-60 (ГОСТ 26630-85), что обусловлено необходимостью проведения комплексных исследований, заключающихся в том, что, наряду со структурой поверхностного слоя, в дальнейшем будет исследоваться износостойкость инструмента. Это позволит определить, каким образом структурные изменения в по-

верхностных слоях влияют на износостойкость керамики.

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

Для комплексного исследования структуры рабочей поверхности и для определения глубины модифицированного слоя многогранные пластины подверглись разрезанию по плоскости, нормальной к рабочей поверхности пластины (рис. 1).

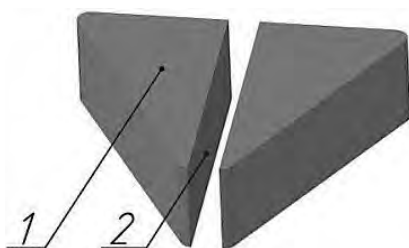


Рис. 1. Образцы, используемые для проведения исследований: 1 – рабочая поверхность пластины; 2 – поверхность разреза пластины

Проведенный металлографический анализ рабочих поверхностей пластин при помощи электронной сканирующей микроскопии с различным увеличением свидетельствует о том, что режущая оксидно-карбидная керамика является гетерогенным материалом, состоящим из оксида алюминия и карбида титана со средней площадью фрагментов, равной  $2,5 \text{ мкм}^2$ , а также металлической связки. Границы зерен карбидной фазы являются четкими, а зерна имеют сложную форму (рис. 2, а).

Обработка приводит к изменению площади зерен карбидной фазы, а именно: при обработке пластин с удельной мощностью горения тлеющего разряда  $W$ , равной  $0,15 \text{ кВт/м}^2$ , средняя площадь зерна составляет  $1,5 \text{ мкм}^2$  (рис. 2, б), при  $W = 0,50 \text{ кВт/м}^2$  –  $3,0 \text{ мкм}^2$  (рис. 2, в), при  $W = 0,90 \text{ кВт/м}^2$  –  $2,5 \text{ мкм}^2$  (рис. 2, г).

Обработка в тлеющем разряде приводит к формированию размытых межфазных границ, что может объясняться наличием во время обработки минералокерамики в тлеющем разряде радиационно-инициируемой граничной и объемной диффузии, особенно при обработке пластин с удельной мощностью горения разряда  $W = 0,9 \text{ кВт/м}^2$  (см. рис. 2, г). Размытость межфазных границ может свидетельствовать об образовании соединения по типу  $\text{Al}_4\text{C}_3$ .

Величина модифицированного слоя измерялась по поверхности разреза пластин (см. рис. 1) на основе разницы фазовых контрастов модифицированных и необработанных участков.

На рис. 3 представлены наиболее характерные результаты исследований величины модифицированного слоя.

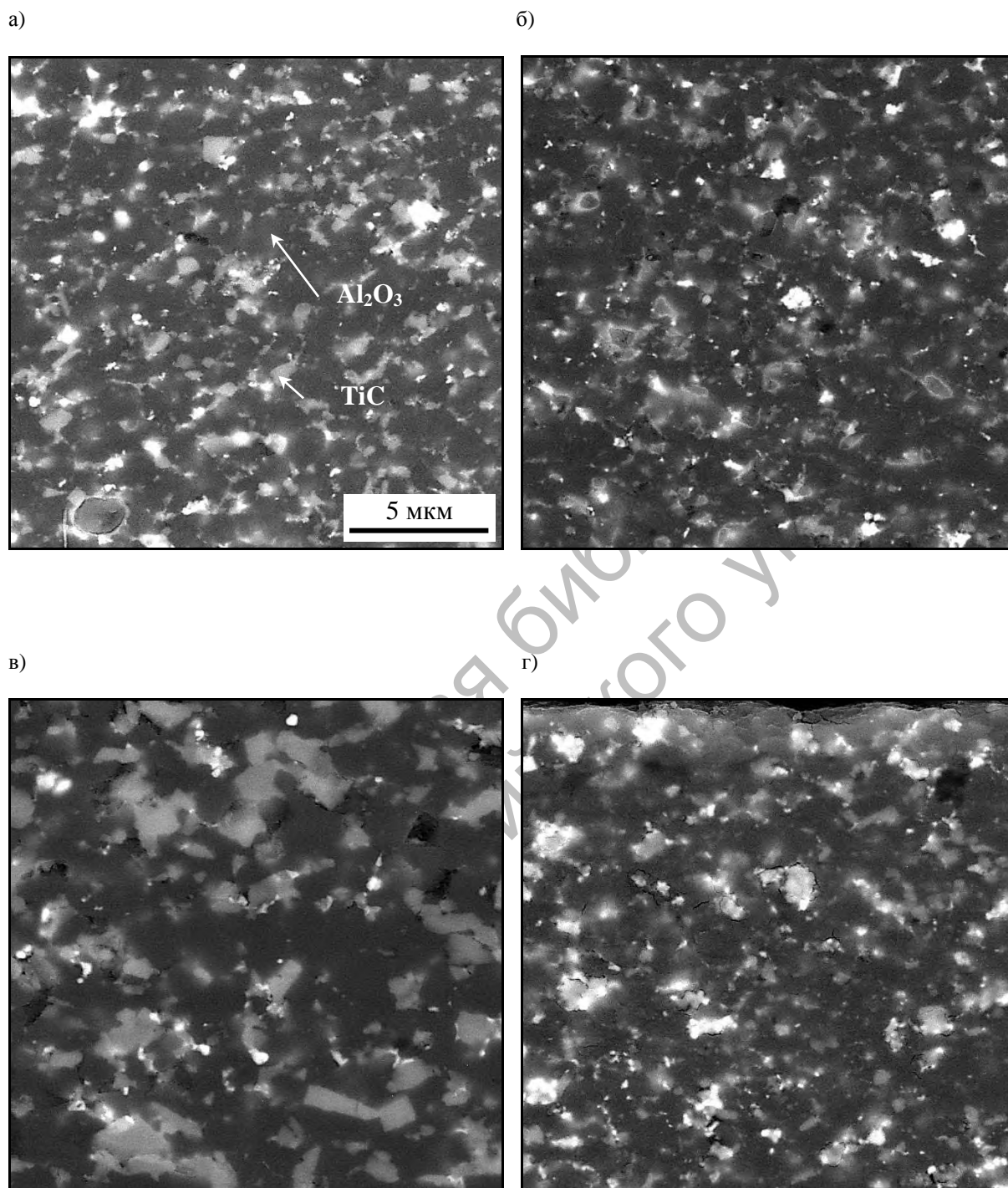


Рис. 2. Структура режущей керамики ВОК-60: а – в состоянии поставки; б – после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,15 \text{ кВт/м}^2$ ; в – после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ ; г – после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,90 \text{ кВт/м}^2$

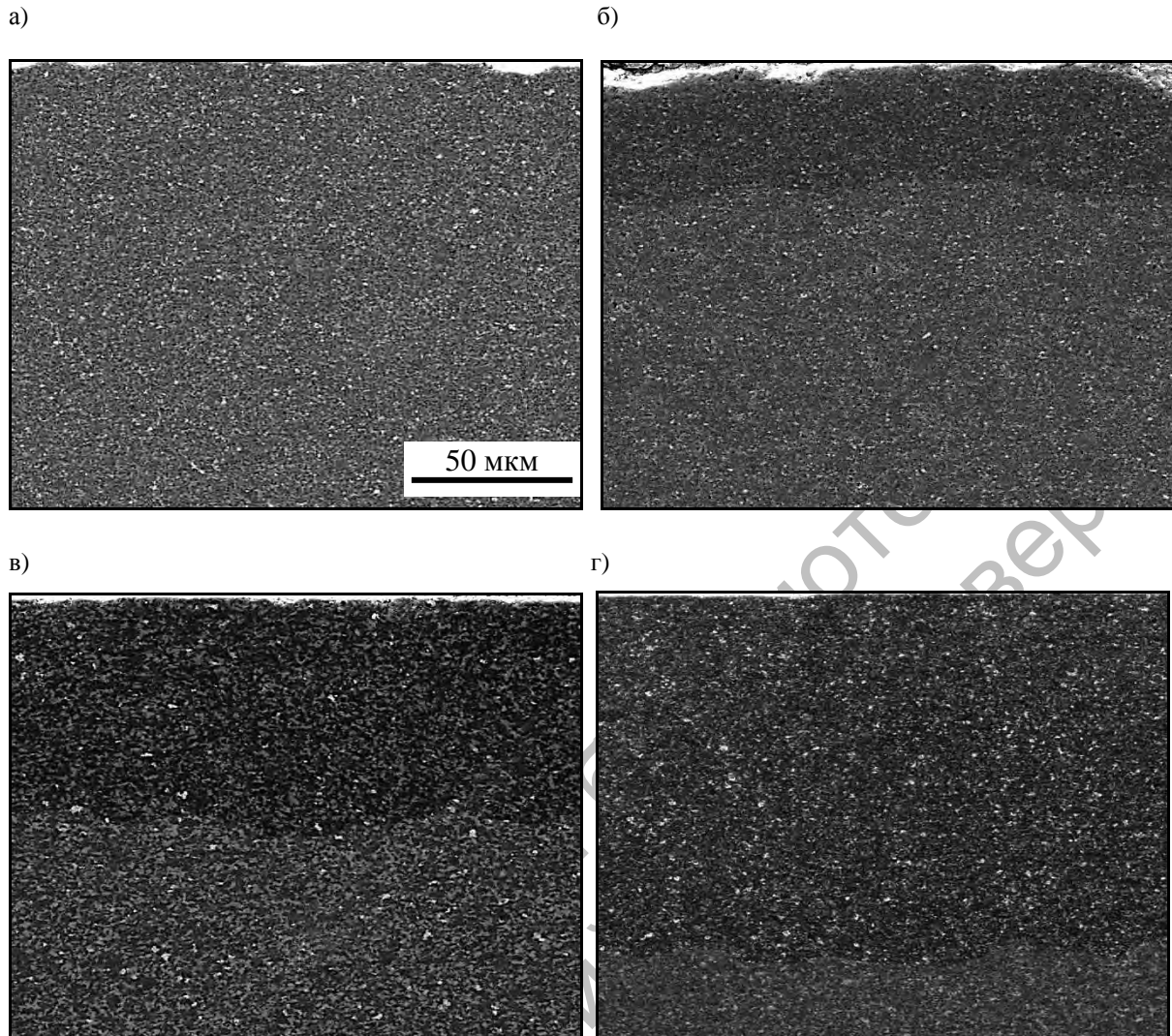


Рис. 3. Структура режущей керамики ВОК-60 по поверхности разреза пластины: а – в состоянии поставки; б – после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,15 \text{ кВт/м}^2$ ; в – после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,50 \text{ кВт/м}^2$ ; г – после обработки в тлеющем разряде с удельной мощностью горения  $0,90 \text{ кВт/м}^2$

Обработка результатов эксперимента позволила математически отразить зависимость глубины модифицированного слоя  $h_{\Delta}$ , мкм, от удельной мощности горения разряда  $W$ , кВт/м<sup>2</sup>, в виде степенной функции, а именно:

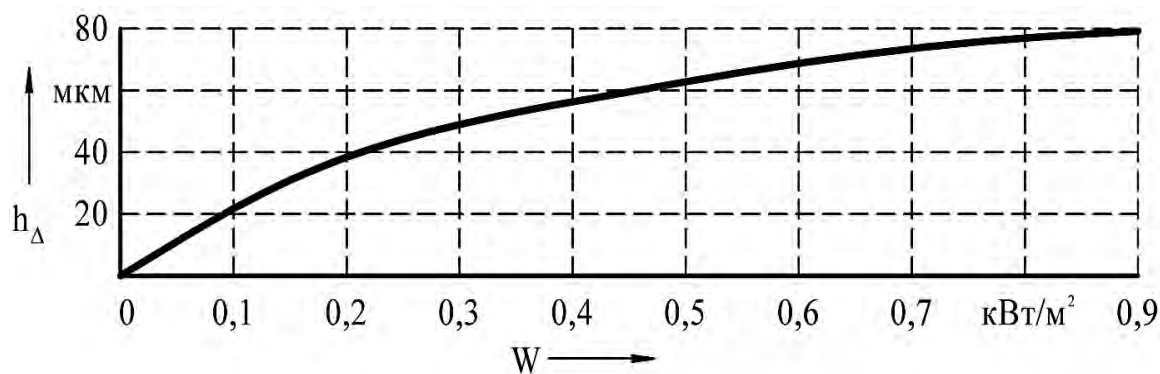
$$h_{\Delta} = k_w \cdot W^{m_w}, \quad (1)$$

где  $k_w$  – коэффициент, зависящий от материала, мкм·м<sup>3</sup>/(кВт/м<sup>3/2</sup>). Для режущей керамики ВОК-60 на основании проведенных исследований  $k_w = 80$ ;  $m_w$  – показатель степени, зависящий от материала. Для режущей керамики

ВОК-60 на основании проведенных исследований  $m_w = 0,5$ .

Тогда для режущей керамики ВОК-60 зависимость будет иметь следующий вид (рис. 4).

Необходимо отметить, что глубина модифицированного слоя для одной и той же удельной мощности горения разряда имеет различное значение по площади рабочей поверхности пластины, отличающееся от среднего на 10 %, что свидетельствует о нелинейности протекающих процессов во время модифицирующей обработки.

Рис. 4. Зависимость глубины модифицированного слоя  $h_{\Delta}$  от удельной мощности горения разряда  $W$ 

С целью получения информации о воздействии модифицирующей обработки на структуру отдельных составляющих режущей керамики проведено изучение дифракционных отражений карбида титана и оксида алюминия. Период решетки оценивался по результатам записи дифракционных линий соответствующих структурных составляющих, расположенных на дальних углах рассеяния, полученных при помощи автоматизированного рентгеновского комплекса на базе дифрактометра ДРОН-3М. Исследование проводилось в соответствии с методиками [2–4]. Фрагменты дифрактограмм представлены на рис. 5.

Рентгеновские исследования показали, что в состав исходного образца и образцов керамики, подвергнутых обработке разрядом с удельными мощностями горения 0,15 и 0,50 кВт/м<sup>2</sup>, входят корунд  $Al_2O_3$  (ромбоэдрическая кристаллическая решетка, пространственная группа  $R-3c$ ,  $a = 0,47592$  нм,  $c = 1,2992$  нм, карточка PDF № 43-1484) и карбид титана  $TiC$  (кубическая гранцентрированная кристаллическая решетка, пространственная группа  $Fm-3m$ ,  $a = 0,43274$  нм, карточка PDF № 32-1383). Кроме этого, на рентгеновских дифрактограммах регистрируются слабые максимумы в диапазоне углов  $2\theta = 32...38^\circ$ , для идентификации которых необходимо точное знание химического состава

исследуемых образцов.

Образец керамики, подвергнутый обработке разрядом с удельной мощностью горения 0,90 кВт/м<sup>2</sup>, кроме  $Al_2O_3$  и  $TiC$ , содержит карбид алюминия  $Al_4C_3$ , имеющий гексагональную кристаллическую решетку (карточка PDF № 50-0740).

Объемная доля  $TiC$  в исходном образце и образце, обработанном разрядом с удельной мощностью горения 0,15 кВт/м<sup>2</sup>, составляет приблизительно 25 %, а в образцах, подвергнутых обработке разрядом с удельными мощностями горения 0,50 и 0,90 кВт/м<sup>2</sup>, – 35 и 30 % соответственно (табл. 1). Параметры решетки оксида алюминия почти не зависят от вида обработки композита (см. табл. 1). В свою очередь, параметр решетки карбида титана в образце, обработанном тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,50 кВт/м<sup>2</sup> ( $a = 0,434$  нм), имеет повышенное значение по сравнению с параметром решетки карбидов в остальных образцах ( $a = 0,432$  нм), что может быть объяснено проникновением азота в решетку карбида. Уширение дифракционных линий  $TiC$  вызвано микронапряжениями, т. к. отношение  $\beta_{420}/\beta_{111}$  пропорционально  $tg\theta_{420}/tg\theta_{111}$ .

Расчет параметров микронапряженного состояния (относительной среднеквадратичной микродеформации – ОСМД), плотности дислокаций и размеров областей когерентного рассеяния

(ОКР) проводился с помощью пакета компьютерных программ «Gor» [5]. Исследованию подвергались рентгенов-

ские рефлексы (1 0 4) и (1 0 10)  $Al_2O_3$  и (2 0 0) и (4 2 0) TiC (рис. 6).

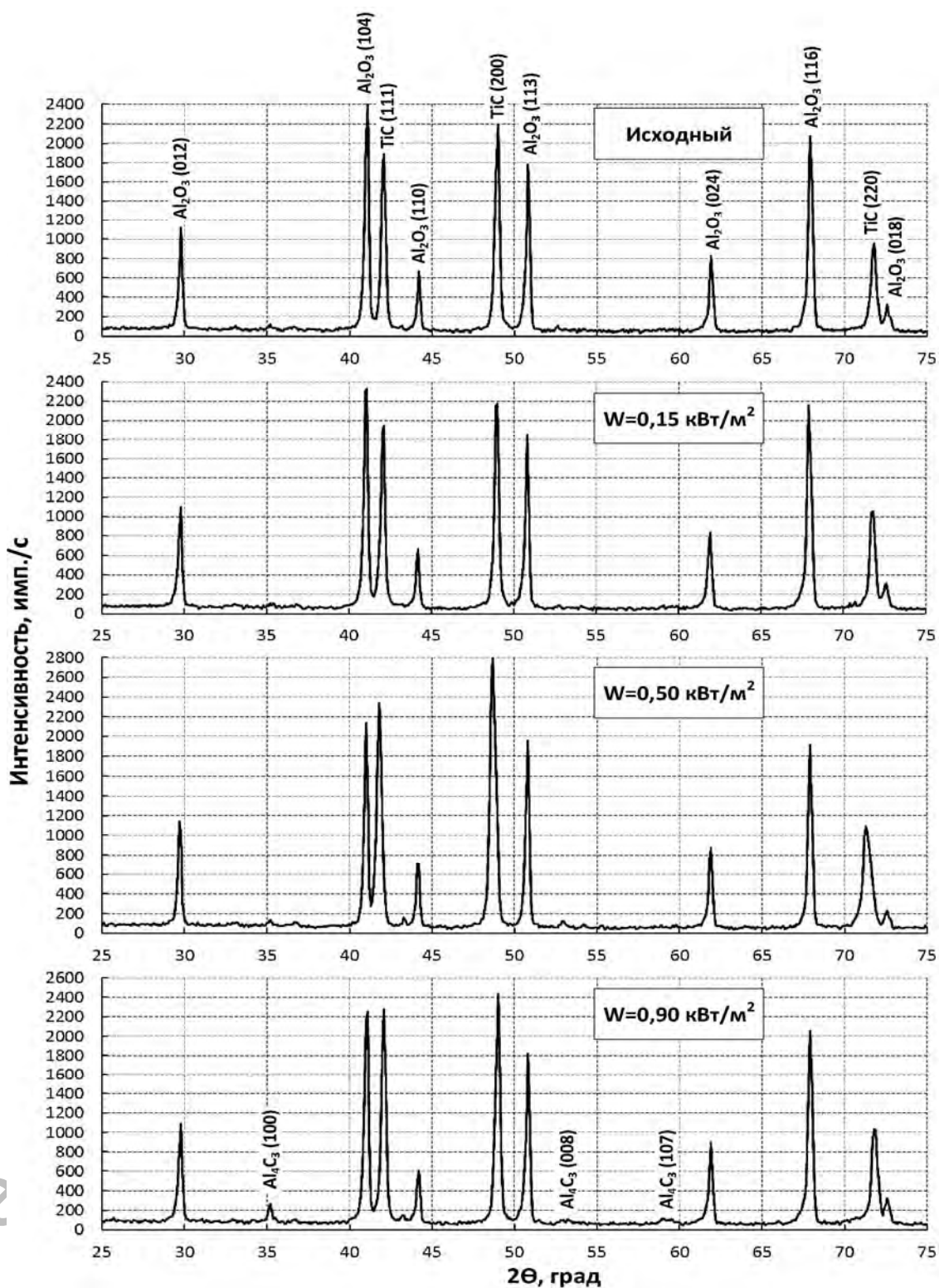


Рис. 5. Фрагменты дифрактограмм исходного образца режущей керамики ВОК-60 и образцов, подвергнутых обработке с различными удельными мощностями горения тлеющего разряда

Табл. 1. Параметры решетки и объемные доли фаз, входящих в состав минералокерамики

Образец	Объемные доли фаз, %		Параметры решетки, нм		
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiC	a (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	c (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	a (TiC)
Исходный	75	25	0,4760	1,2989	0,4321
W = 0,15 кВт/м <sup>2</sup>	75	25	0,4760	1,2993	0,4320
W = 0,50 кВт/м <sup>2</sup>	65	35	0,4759	1,2993	0,4340
W = 0,90 кВт/м <sup>2</sup>	70	30	0,4759	1,2998	0,4318

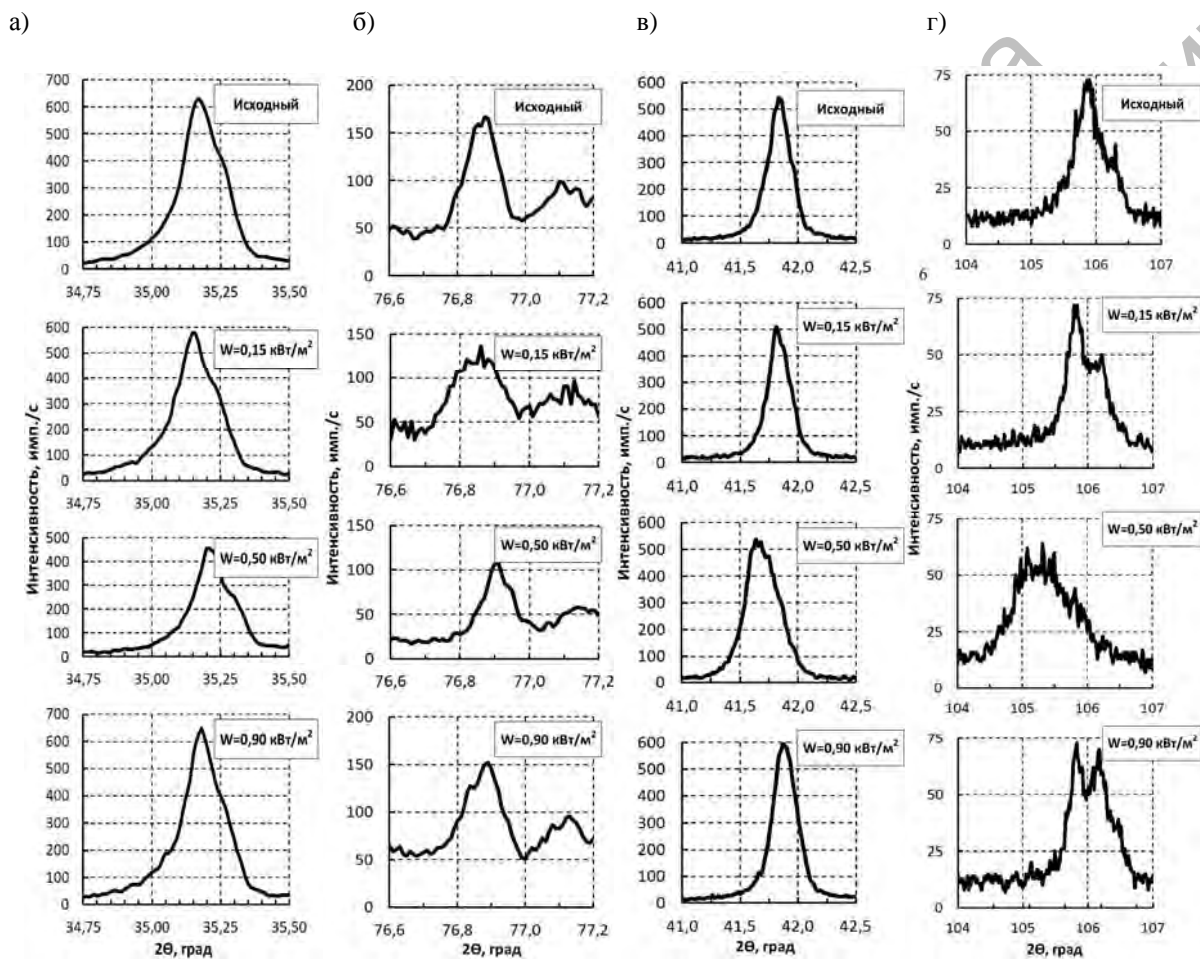


Рис. 6. Вид профиля линий исходного образца режущей керамики ВСК-60 и образцов, подвергну-  
тых обработке с различными удельными мощностями горения тлеющего разряда: а – (1 0 4) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; б – (1 0 10)  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; в – (2 0 0) TiC; г – (4 2 0) TiC

Как следует из рис. 6 и табл. 2, для разных кристаллографических направлений значения параметров тонкой структуры разнятся, параметры микронапряженного состояния как для Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, так и для TiC изменяются в зависимости от энергетических характе-

ристик тлеющего разряда. Так, в исходном состоянии величина относительной среднеквадратичной микродеформации  $\langle E^2 \rangle^{1/2}$  для Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> составляет  $(1,77...2,57) \cdot 10^{-4}$ , а для TiC –  $(4,12...11,12) \cdot 10^{-4}$ .

Табл. 2. Параметры тонкой кристаллической структуры составляющих минералокерамики ВОК-60

Образец	Составляющая	(hkl)	Размер ОКР (D <sub>эфф.</sub> по Селякову), нм	ОСМД (по Селякову), ( $\langle E^2 \rangle^{1/2}$ ) · 10 <sup>-4</sup>	Плотность дислокаций × 10 <sup>9</sup> , 1/см <sup>2</sup>	Интегральная ширина линии β <sub>1/2</sub> , град
Исходный	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	(1 0 4)	962 ± 16,977			
		(1 0 10)		2,15 ± 0,42	5,02	0,0489
	TiC	(2 0 0)	584 ± 20,192			
		(4 2 0)		7,62 ± 3,5	14,01	0,2893
W = 0,15 кВт/м <sup>2</sup>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	(1 0 4)	521 ± 16,997			
		(1 0 10)		13,25 ± 6,27	21,54	0,3020
	TiC	(2 0 0)	325 ± 18,66			
		(4 2 0)		1,36 ± 0,27	2,43	0,0523
W = 0,50 кВт/м <sup>2</sup>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	(1 0 4)	474 ± 15,772			
		(1 0 10)		1,14 ± 0,16	42,96	0,2621
	TiC	(2 0 0)	639 ± 18,669			
		(4 2 0)		6,66 ± 2,88	9,22	0,2539
W = 0,90 кВт/м <sup>2</sup>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	(1 0 4)	564 ± 15,771			
		(1 0 10)		7,46 ± 2,68	12,86	0,1715
	TiC	(2 0 0)	1123 ± 17,441			
		(4 2 0)		13,04 ± 7,61	31,58	0,4959

Обработка образцов тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,15 кВт/м<sup>2</sup> приводит к значительному росту плотности дислокаций в Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с  $5,02 \cdot 10^9$  до  $21,54 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup>, а размер ОКР уменьшается до 503...538 нм по сравнению с исходным состоянием (945...979 нм), что объясняется измельчением структуры материала.

При обработке с данной энергией в TiC наблюдается значительное снижение плотности дислокаций с  $14,01 \cdot 10^9$  до  $2,43 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup>, размер ОКР уменьшается до 306...344 нм по сравнению с исходным состоянием (564...604 нм), что может свидетельствовать об формировании блочно-фрагментированной структуры.

Похожая тенденция наблюдается и при обработке образцов тлеющим разрядом с удельной мощностью горения 0,5 кВт/м<sup>2</sup> с той лишь разницей, что размер ОКР TiC и плотность дислока-

ций незначительно изменяются по сравнению с исходным состоянием, что может свидетельствовать о том, что тлеющий разряд с указанным энергетическим параметром не оказывает значительного воздействия на карбид титана.

Обработка минералокерамики разрядом с удельной мощностью горения 0,9 кВт/м<sup>2</sup> также приводит к росту плотности дислокаций в Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до  $12,86 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> и уменьшению размера ОКР до 546...580 нм, что свидетельствует об измельчении структуры материала. Значительный рост размера ОКР (до 1105...1143 нм) и плотности дислокаций (до  $31,58 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup>) в карбиде титана может объясняться протеканием в нем кристаллизационных процессов.



### Заключение

Обработка режущей минералокерамики ВОК-60 в тлеющем разряде с различными энергетическими характеристиками приводит к формированию блочно-фрагментированной структуры карбидной фазы, твердого раствора карбида алюминия  $Al_4C_3$ , имеющего гексагональную кристаллическую решетку, измельчению структуры оксида алюми-

ния. За счет радиационно-ускоренной диффузии происходит объемное и граничное перераспределение углерода.

Кроме этого, обработка приводит к изменению параметров кристаллической решетки карбида титана, которое может быть вызвано внедрением азота в решетку углерода, что, в свою очередь, вызывает изменение напряженного состояния карбида титана.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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 Белорус.-Рос. ун-т, патентообладатель В. М. Шеменков. – № 20091136 ; заявл. 27.07.09 ; опубли. 10.05.11. – 3 с.
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. **Горелик, С. С.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 2002. – 360 с. : ил.
4. **Шеменкова, А. Л.** Влияние тлеющего разряда на фазовый состав и микротвердость цементированной хромоникелевой стали 20ХН3А / А. Л. Шеменкова, Ф. Г. Ловшенко, В. М. Шеменков // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2014. – № 4. – С. 109–116.
5. **Протасова, Н. А.** Рентгенодифрактометрическое исследование тонкой структуры монокристаллических лопаток из никелевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук. / Н. А. Протасова. – М., 1993. – 193 л.

*Статья сдана в редакцию 30 июня 2015 года*

**Алла Леонидовна Шеменкова**, инженер, ОАО «Могилевлифтмаш».

**Федор Григорьевич Ловшенко**, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет. Тел. +375-296-25-21-26.

**Владимир Михайлович Шеменков**, канд. техн. наук, доц., Белорусско-Российский университет. Тел. +375-447-40-06-64.

**Alla Leonidovna Shemenkova**, engineer, JSC Mogilevliftmash.

**Fedor Grigoryevich Lovshenko**, DSc (Engineering), Prof., Belarusian-Russian University. Phone: +375-296-25-21-26.

**Vladimir Mikhailovich Shemenkov**, PhD (Engineering), Associate Prof., Belarusian-Russian University. Phone: +375-447-40-06-64.