

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ НЕПЕРЕТАЧИВАЕМЫХ ПЛАСТИН МАРКИ T15K6

© 2019 г. С.И. Богодухов, Е.С. Козик, Е.В. Свиденко

Оренбургский государственный университет (ОГУ)

*Статья поступила в редакцию 04.02.19 г., доработана 15.03.19 г., подписана в печать 18.03.19 г.*

Выполнено высокотемпературное ( $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) ионное азотирование (ИА) твердосплавных неперетачиваемых пластин марки T15K6 с учетом формирования структуры, фазового состава и толщины поверхностного покрытия, обеспечивающее повышение их стойкости при испытании резанием. Выявлено, что после такой обработки значения твердости и микротвердости увеличиваются до 15 %, однако с повышением температуры более  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  они постепенно уменьшаются до исходных. Предел прочности при изгибе после ИА возрастает на 27 %. Фрактографии изломов поверхностных слоев твердого сплава T15K6 после ионного азотирования в течение 1 и 2 ч при различных температурах свидетельствуют, что по краям излом характеризуется сильно разветвленной линейчатой структурой, а внутри материала наблюдается картина хрупкого излома. Результаты анализа микроструктур поверхностного слоя твердого сплава T15K6 после ИА показали, что с повышением температуры ионного азотирования размеры карбидов-конгломератов в поверхностном слое уменьшаются. Глубина азотированного слоя сплава T15K6 составляет от 1 до 7 мкм. Определены закономерности влияния различных временных и температурных режимов ионного азотирования на эксплуатационные характеристики изделий из титановольфрамовых твердых сплавов группы ТК. При температурах ионного азотирования 600, 700,  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  и длительности изотермической выдержки от 1 до 8 ч установлено повышение твердости, микротвердости и предела прочности при уменьшении износа в ходе резания твердосплавных неперетачиваемых пластин марки T15K6. Установлено, что с увеличением длительности ионного азотирования площади участков межзеренного разрушения увеличиваются, а внутризеренного уменьшаются. Показано, что при ионном азотировании происходят формирование пересыщенного вольфрамом твердого раствора  $(\text{Ti}_x\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$  и  $(\text{Co}_{1-x}\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$  и выделение трех- и четырехкомпонентных соединений в поверхностном слое.

**Ключевые слова:** твердосплавные неперетачиваемые пластины марки T15K6, высокотемпературное ионное азотирование, образование новых фаз, износ при резании, рентгеноструктурный анализ.

**Богодухов С.И.** — докт. техн. наук, профессор кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ (460018, г. Оренбург, пр. Победы, 13). E-mail: ogu@mailgate.ru.

**Козик Е.С.** — канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ. E-mail: ele57670823@yandex.ru.

**Свиденко Е.В.** — канд. техн. наук, преподаватель кафедры материаловедения и технологии материалов ОГУ. E-mail: tzvetkova.katia2016@yandex.ru.

**Для цитирования:** Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В. Высокотемпературное ионное азотирование твердосплавных неперетачиваемых пластин марки T15K6. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2019. No. 4. С. 30–39.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-30-39.

*Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V.*

### High-temperature ion nitriding of T15K6 indexable carbide inserts

High-temperature ( $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) ion nitriding of T15K6 indexable carbide inserts was carried out with regard to the structure formation, phase composition, surface coating thickness ensuring an increase in their durability during the cutting test. It was found that hardness and microhardness values increase to 15 % after ion nitriding, however, with a temperature increase of more than  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  they gradually decrease to their initial values. Flexural strength after ion nitriding increases by 27 %. The fractography of fractures in the T15K6 carbide surface layers after ion nitriding for 1 and 2 hours at different temperatures showed a very branched fracture structure on edges with a fragile pattern inside the material. The analysis of T15K6 carbide surface layer microstructures after ion nitriding showed that as the ion nitriding temperature increases, the size of conglomerate carbides in the surface layer decreases. The depth of the T15K6 nitrided layer is 1 to 7  $\mu\text{m}$ . Certain regularities of the effect of various ion nitriding time and temperature conditions on the performance

characteristics of products made of TK group titanium-tungsten alloys are determined. At 600, 700, 800 °C ion nitriding temperatures and 1 to 8 hours isothermal exposure time, the increase in hardness, microhardness and tensile strength with lower wear was found when cutting T15K6 indexable carbide inserts. It is determined that as the ion nitriding time increases, intergranular destruction areas expand, while the intragranular areas shrink. In case of ion nitriding, a solid solution  $(\text{Ti}_x\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$  and  $(\text{Co}_{1-x}\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$  supersaturated with tungsten is formed and three and four component compounds are released in the surface layer.

**Keywords:** T15K6 indexable carbide inserts, high-temperature ion nitriding, formation of new phases, wear during cutting, X-ray analysis.

**Bogodukhov S.I.** — Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department of materials science and technology materials, Orenburg State University (OSU) (460018, Russia, Orenburg, Pobeda ave., 13). E-mail: ogu@mailgate.ru.

**Kozik E.S.** — Cand. Sci. (Tech.), Associate professor, Department of materials science and technology materials, OSU. E-mail: ele57670823@yandex.ru.

**Shvidenko E.V.** — Cand. Sci. (Tech.), Lecturer, Department of materials science and technology materials, OSU. E-mail: tzvetkova.katia2016@yandex.

**Citation:** Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Shvidenko E.V. High-temperature ion nitriding of T15K6 indexable carbide inserts. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2019. No. 4. P. 30–39 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-4-30-39.

## Введение

Твердые титановольфрамовые сплавы обладают рядом ценных свойств:

- высокие значения пределов прочности (при сжатии до 6000 Н/мм<sup>2</sup>, при изгибе от 1000 до 2000 Н/мм<sup>2</sup>);
- повышенные твердость (от 80 до 92 HRA) и сопротивление изнашиванию;
- теплостойкость в пределах от 800 до 1000 °C;
- устойчивость к воздействию кислот и щелочей.

Эксплуатационные характеристики твердосплавных пластин зависят от технологии их производства, используемой изготовителями, и варьируются в широких пределах. Вопросам химико-термической обработки (цементации, азотирования, карбонитрации, нитроцементации, цианирования) твердых сплавов в научно-технической литературе уделено много внимания [1–21], однако есть вопросы и сложности в их техническом решении. Повышение прочности и износостойкости твердосплавного инструмента может быть обеспечено нанесением покрытий из нитридов, полученных осаждением из газовой фазы, физическим осаждением в вакууме и диффузионным насыщением. Градиентное изменение концентрации элементов покрытия ведет к изменению структуры и эксплуатационных свойств поверхности двухкарбидных твердых сплавов. Актуальными остаются вопросы формирования диффузионных слоев и их влияния на интенсивность изнашивания твердых сплавов.

Целью работы являлось определение влияния температуры и длительности ионного азотирования

твердого сплава марки T15K6 на элементный и фазовый составы, а также физико-механические и режущие свойства поверхностного слоя.

## Методика исследований

В качестве объекта изучения выбраны 4-гранные неперетачиваемые пластины и штабики из сплава T15K6 состава, мас. %: 15TiC–79WC–6Co. Ионное азотирование (ИА) проводили в вакуумной печи НГВ 6/6-1. Температуру диссоциатора аммиака  $850 \pm 10$  °C контролировали хромель-алюмелевой термопарой. Для очистки детали подавали напряжение 300–400 В, вызывая тлеющий разряд, и по мере очистки постепенно увеличивали его до 500 В. Время очистки составляло 1 ч. Детали нагревали до температуры изотермической выдержки в течение 3–4 ч, затем их охлаждали, не снимая разряд, до 280 °C в течение 1 ч. Ориентировочно время цикла (без изотермической выдержки) составляло 8 ч.

Схема процесса ионного азотирования приведена на рис. 1. При протекании процесса ИА более 3 ч, для исключения формирования обезуглероженной зоны, на подложку перед установкой твердосплавных пластин насыпали слой древесного угля толщиной от 1 до 2 мм.

Ионное азотирование твердосплавных пластин осуществляли при температурах газовой фазы 600 °C ( $\tau = 1$  ч), 650 °C (1 ч), 700 °C (1 и 2 ч), 800 °C (2–8 ч).

Глубину азотированного слоя твердого сплава T15K6 определяли с использованием электронного микроскопа JEOL JCM-6000.

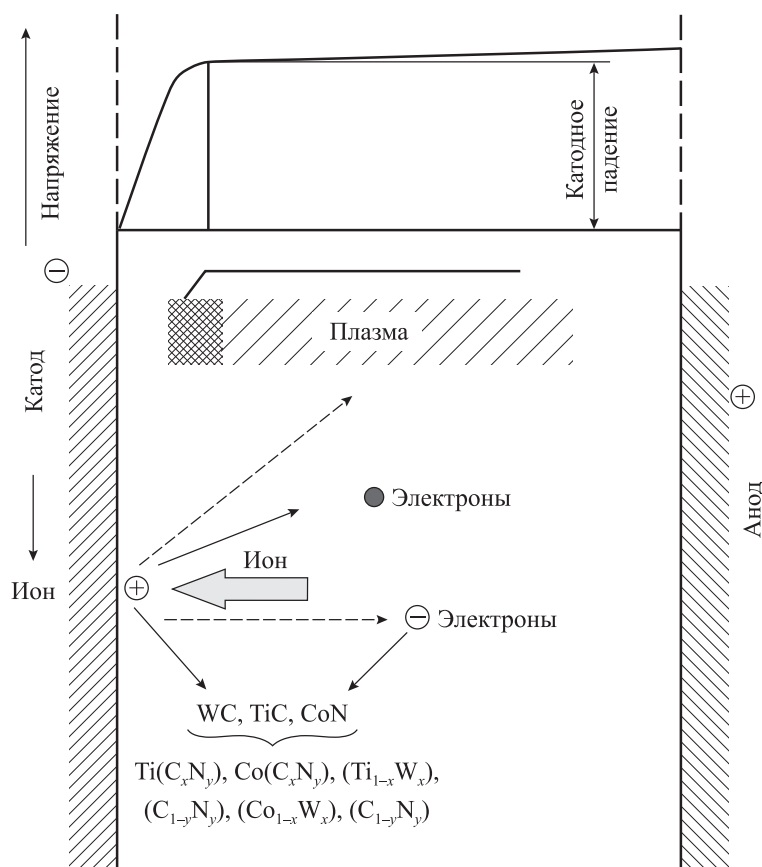


Рис. 1. Схема процессов на поверхности катода и анода при ионном азотировании

Твердость измеряли по методу Виккерса на твердомере HVS-10 с погрешностью  $\pm 5 \text{ Н/мм}^2$ . Определение микротвердости приповерхностного слоя до и после упрочнения проводили с помощью микротвердомера PMT-3 при нагрузке 100 г с погрешностью  $\pm 5 \text{ Н/мм}^2$ , а предел прочности — с погрешностью  $\pm 2 \%$ . Структуру исходных материалов до и после термообработки изучали на металлографическом микровизоре  $\mu\text{VIZO-MET-221}$  при увеличениях  $500\times$  и  $1000\times$ , а также на растровом электронном микроскопе Jeol JCM-6000 ( $1000\times$ — $3000\times$ ).

Пластины в исходном состоянии и после ионного азотирования подвергали испытаниям на износ при резании на токарно-винторезном станке модели 1А616 путем торцевого точения заготовок из сталей марок Ст 45 и 40ХН с феррит-перлитной структурой и твердостью 156—197 НВ и 167—207 НВ соответственно, имеющих наружный диаметр 160 мм и отверстие  $\varnothing 20$  мм. Параметры режима резания были следующими: частота вращения заготовки  $n = 355 \text{ об/мин}$ ; глубина резания  $t = 1 \text{ мм}$ ; подача  $S = 0,1 \text{ мм/об}$ . Результат изнашивания оп-

ределяли по изменению высоты пластин. После проведения цикла испытаний резанием (5 и 10 проходов) проводили измерения износа по передней ( $h_{\text{пп}}$ ) и задней ( $h_{\text{зп}}$ ) поверхностям.

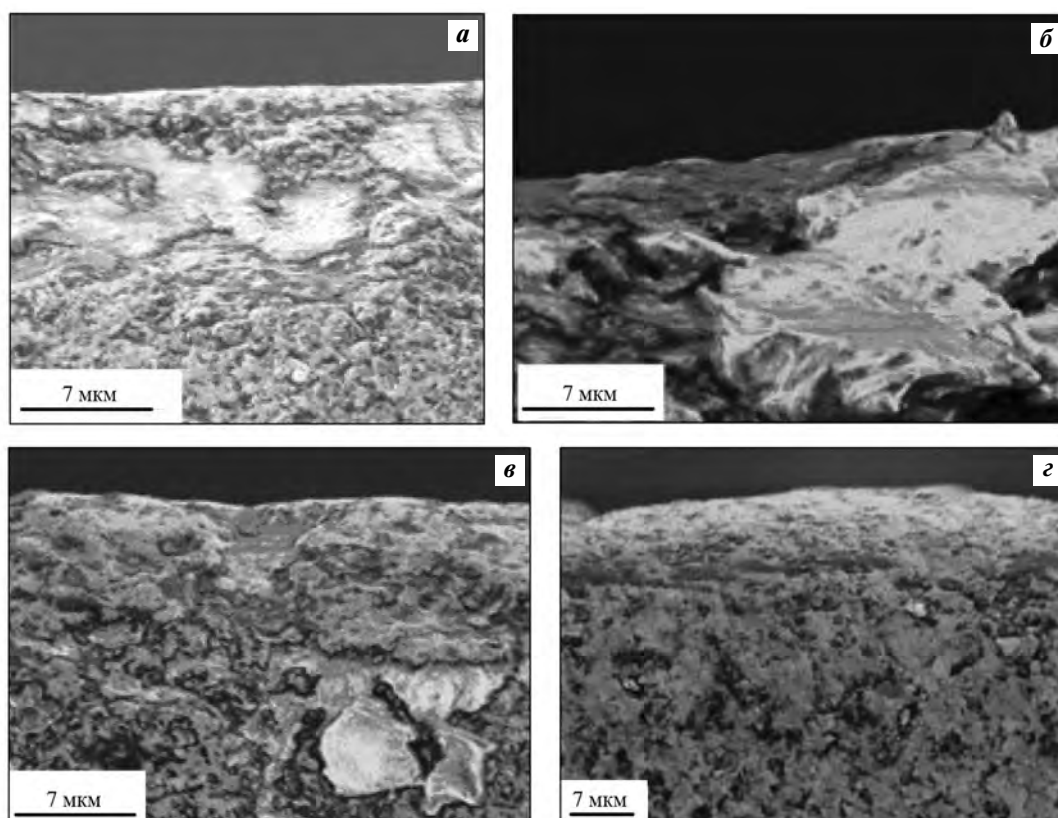
Послойный рентгеноструктурный анализ (РСА) осуществляли с помощью рентгеновских дифрактометров ДРОН-4-07 и ДРОН-8 с большими возможностями разрешения ( $\text{CoK}_\alpha$ -излучение). Подготовка поверхности образцов для исследования заключалась в следующем. Для удаления поверхностного слоя, полученного при спекании, образцы шлифовали на абразивном круге из зеленого карбида кремния и на шлифовальном круге из карбида кремния марки 62С 315СМ1К. Затем подготовленную поверхность шлифа подвергали электролитической полировке в смеси ортофосфорной (60 мл) и серной (10 мл) кислот. Для сплава Т15К6 применяли травление раствором красной кровяной соли ( $\text{K}_3[\text{Fe}(\text{CN})_6]$ ), едкого калия (КОН) в дистиллированной воде в соотношении 1:1:10. Время травления составляло от 10 до 30 с. При этом также выявляли карбидную фазу.

## Результаты и их обсуждение

Механические характеристики приповерхностного слоя после ионного азотирования приведены в табл. 1. Видно, что значения твердости и микротвердости увеличиваются после ИА до 15 %, однако с повышением температуры более 600 °С они постепенно уменьшаются до исходных. Предел прочности при изгибе после ИА возрастает на 27 %.

Результаты испытаний при резании твердого сплава Т15К6 представлены в табл. 2. Наименьший износ наблюдался при резании по передней поверхности после ИА длительностью 2 ч при  $t = 800$  °С: его величина была в 3 раза меньше по сравнению с исходным состоянием твердого сплава.

Фрактографии изломов поверхностных слоев твердого сплава Т15К6 после ионного азотирования в течение 1 и 2 ч при различных температурах (рис. 2) показали, что по краям излом характери-



**Рис. 2.** Фрактография изломов в поверхностном слое твердого сплава Т15К6 после ионного азотирования в течение 1 ч при  $t = 600$  °С (а), 650 °С (б) и 700 °С (в), а также 2 ч при 800 °С (г)

Таблица 1

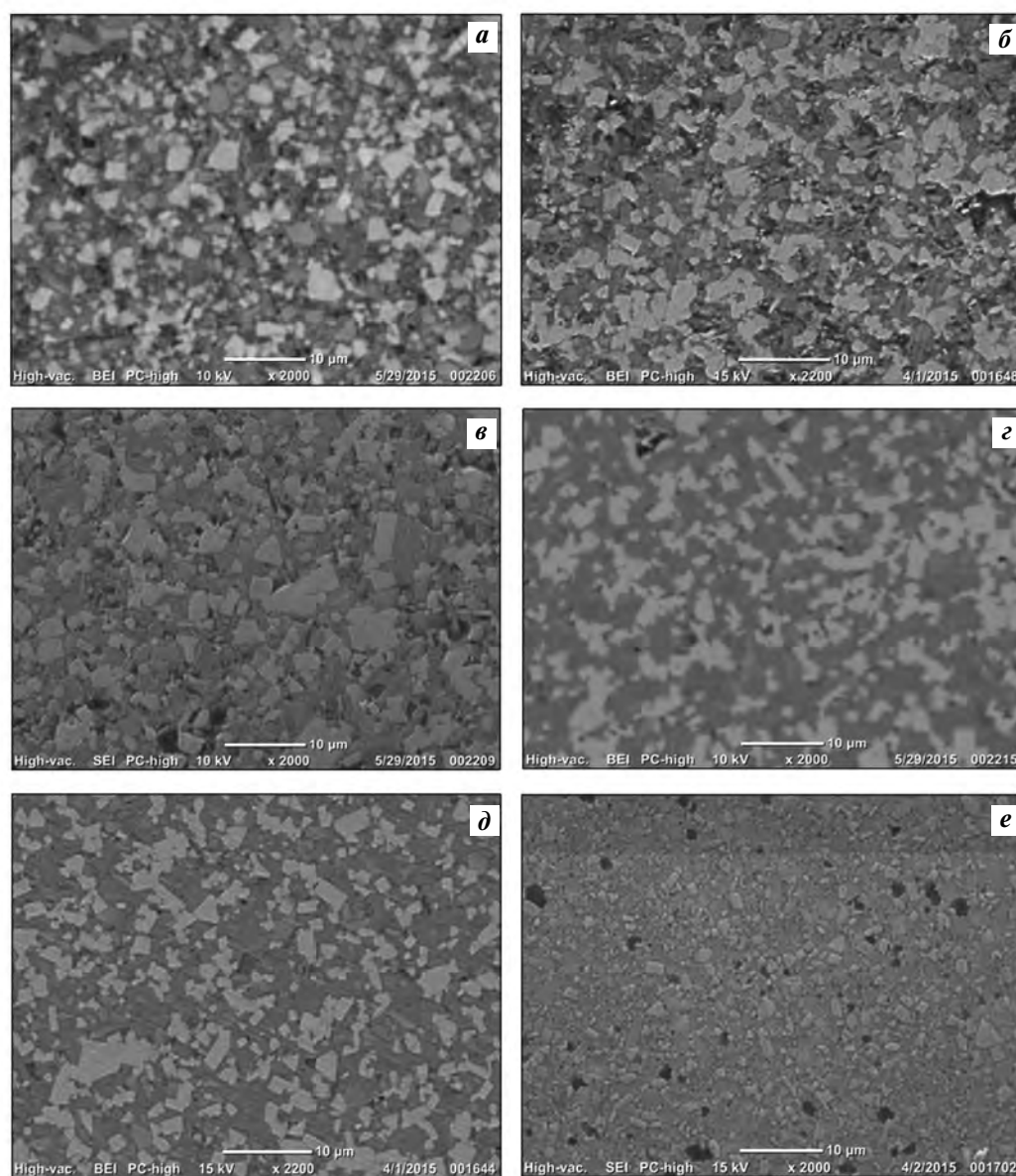
**Механические свойства сплава Т15К6 в зависимости от температуры ионного азотирования**

$t$ , °С	$\tau$ , ч	$HV_{30}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$HV_{0,1}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{изг}$ , Н/мм <sup>2</sup>
Исх.	—	1350–1400	15500	1270
600	1	1620	16400	1400
650	1	1620	16700	1420
700	1	1570	16100	1510
700	2	1520	15800	1550
800	2	1500	15500	1540
	4	1480	15300	1510
	8	1460	15000	1480

Таблица 2

**Величина износа твердого сплава Т15К6 в зависимости от температуры ионного азотирования**

Образец	$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	Число проходов по Ст 45/40ХН			
			5		10	
			$h_{\text{пп}}, \text{мм}$	$h_{\text{зп}}, \text{мм}$	$h_{\text{пп}}, \text{мм}$	$h_{\text{зп}}, \text{мм}$
Исходный	—	—	0,5/0,6	0,16/0,18	0,6/0,7	0,2/0,25
После ионного азотирования	600	1	0,3/0,4	0,12/0,15	0,58/0,6	0,18/0,2
	650	1	0,28/0,3	0,1/0,13	0,3/0,33	0,12/0,16
	700	1	0,22/0,25	0,08/0,1	0,26/0,3	0,1/0,14
	700	2	0,18/0,2	0,04/0,06	0,2/0,3	0,08/0,1
	800	2	0,14/0,16	0,02/0,22	0,18/0,2	0,06/0,08

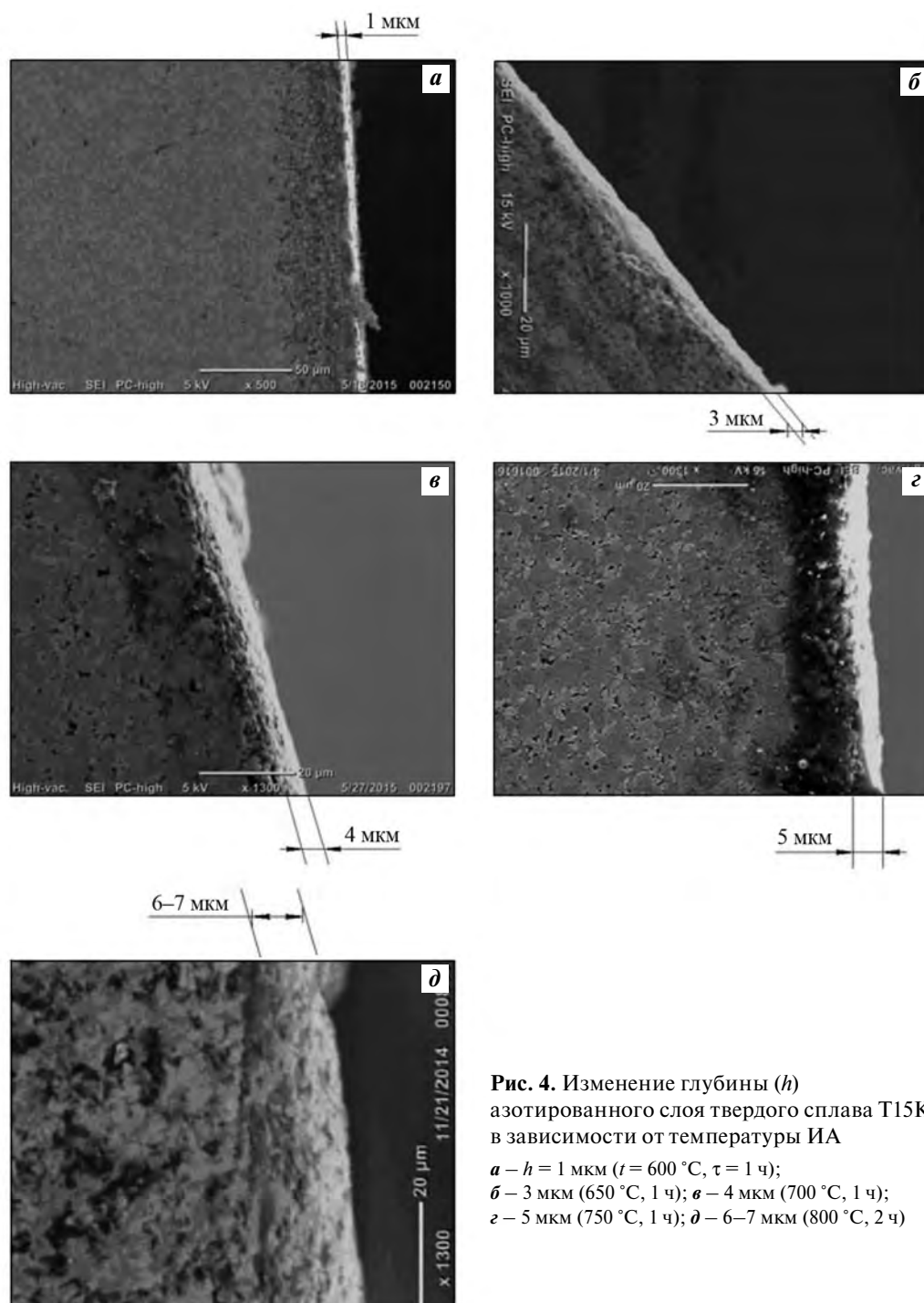
**Рис. 3.** Микроструктуры твердого сплава Т15К6 после ионного азотирования в различных режимах (×2000)*a* – исходный; *б* –  $t = 600 ^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1 \text{ ч}$ ; *в* –  $650 ^\circ\text{C}$ ,  $1 \text{ ч}$ ; *г* –  $700 ^\circ\text{C}$ ,  $1 \text{ ч}$ ; *д* –  $700 ^\circ\text{C}$ ,  $2 \text{ ч}$ ; *е* –  $800 ^\circ\text{C}$ ,  $2 \text{ ч}$

зуется сильно разветвленной линейчатой структурой, а внутри материала наблюдается картина хрупкого излома. С увеличением длительности ИА площади участков межзеренного разрушения увеличиваются, а внутризеренного уменьшаются.

Микроструктуры поверхностного слоя твердого сплава Т15К6 после ИА, полученные на микроскопе JEOL JCM-6000, представлены на рис. 3.

Видно, что с повышением температуры ионного азотирования размеры карбидов-конгломератов в поверхностном слое уменьшаются. Глубина азотированного слоя сплава Т15К6 составляет от 1 до 7 мкм (рис. 4).

Определение фазового состава проводили с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-8 с большими возможностями разрешения. Рентге-



**Рис. 4.** Изменение глубины ( $h$ ) азотированного слоя твердого сплава Т15К6 в зависимости от температуры ИА

**a** –  $h = 1$  мкм ( $t = 600$  °С,  $\tau = 1$  ч);  
**б** – 3 мкм (650 °С, 1 ч); **в** – 4 мкм (700 °С, 1 ч);  
**г** – 5 мкм (750 °С, 1 ч); **д** – 6–7 мкм (800 °С, 2 ч)

Таблица 3

**Фазовый состав твердого сплава T15K6 после различных режимов ионного азотирования**

Режим ИА	Ti(C <sub>x</sub> N <sub>y</sub> )	Co(C <sub>x</sub> N <sub>y</sub> )	(Ti <sub>1-x</sub> W <sub>x</sub> )(C <sub>1-y</sub> N <sub>y</sub> )	(Co <sub>1-x</sub> W <sub>x</sub> )(C <sub>1-y</sub> N <sub>y</sub> )
600 °С, 1 ч	Ti(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	Co(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	(Ti <sub>0,4</sub> W <sub>0,6</sub> )(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	(Co <sub>0,55</sub> W <sub>0,45</sub> )(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )
650 °С, 1 ч	Ti(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	Co(C <sub>0,4</sub> N <sub>0,6</sub> )	—	(Co <sub>0,5</sub> W <sub>0,5</sub> )(C <sub>0,5</sub> N <sub>0,5</sub> )
700 °С, 1 ч	Ti(C <sub>0,9</sub> N <sub>0,1</sub> )	Co(C <sub>0,1</sub> N <sub>0,9</sub> )	—	(Co <sub>0,6</sub> W <sub>0,4</sub> )(C <sub>0,3</sub> N <sub>0,7</sub> )
700 °С, 2 ч	Ti(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	Co(C <sub>0,9</sub> N <sub>0,1</sub> )	—	(Co <sub>0,7</sub> W <sub>0,3</sub> )(C <sub>0,2</sub> N <sub>0,8</sub> )
800 °С, 2 ч	Ti(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	Co(C <sub>0,8</sub> N <sub>0,2</sub> )	—	(Co <sub>0,8</sub> W <sub>0,2</sub> )(C <sub>0,1</sub> N <sub>0,9</sub> )
800 °С, 4 ч	Ti(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	Co(C <sub>0,8</sub> N <sub>0,2</sub> )	—	(Co <sub>0,9</sub> W <sub>0,1</sub> )(C <sub>0,2</sub> N <sub>0,8</sub> )
800 °С, 8 ч	Ti(C <sub>0,9</sub> N <sub>0,1</sub> )	Co(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	(Ti <sub>0,4</sub> W <sub>0,6</sub> )(C <sub>0,6</sub> N <sub>0,4</sub> )	—
	0,6 ≤ x ≤ 0,9	0,1 ≤ x ≤ 0,9	x = 0,6	0,1 ≤ x ≤ 0,5
	0,1 ≤ y ≤ 0,4	0,1 ≤ y ≤ 0,9	y = 0,4	0,4 ≤ y ≤ 0,9

Таблица 4

**Периоды, размеры блоков и микродеформации кристаллической решетки различных фаз твердого сплава T15K6**

Режим ИА	a, нм			$\Delta a/a \cdot 10^{-3}$	D, нм
	Ti(CN)	WC	Co <sub>2</sub> (C)		
Исх.	0,4124	0,2656	0,3354	0,07	14
600 °С, 1 ч	0,4158	0,2791	0,3376	0,08	15
650 °С, 1 ч	0,4146	0,2798	0,3375	0,12	22
700 °С, 1 ч	0,4144	0,2764	0,3478	0,11	22
700 °С, 2 ч	0,4096	0,2799	0,3526	0,12	22
800 °С, 2 ч	0,4145	0,2759	0,3474	0,12	11
800 °С, 4 ч	0,4147	0,2706	0,3386	0,12	11
800 °С, 8 ч	0,4164	0,2785	0,3473	0,12	13

ноструктурным анализом азотированного сплава T15K6 установлено, что диффузионная зона состоит из внешних слоев Ti(CN) и (TiW)(CN) и слоев (CoW)(CN), Co(CN), примыкающих к основе (табл. 3). С повышением температуры и длительности ИА происходят образование фаз тройного состава и изменение индексов элементов.

Результаты расчета периода (a), микродеформаций ( $\Delta a/a$ ) и размеров блоков (D) кристаллической решетки различных фаз твердого сплава T15K6 после ионного азотирования по различным режимам приведены в табл. 4. Видно, что с ростом температуры и длительности ИА значения периода кристаллической решетки фаз Ti(CN), WC и Co<sub>2</sub>(C) увеличиваются, а размеры блоков уменьшаются.

Проведенный рентгеноструктурный анализ (РСА) поверхностного слоя твердого сплава T15K6 после ионного азотирования показал увеличение фазы WC, период кристаллической решетки которой составил  $a = 0,2706 \pm 0,01$  нм, а также изменение содержания фазы TiC (~15 %) с  $a = 0,4146 \pm 0,05$  нм. Таким образом, период кристаллической решетки для T15K6 незначительно растет. При этом дифракционные пики у WC почти в 2 раза шире, чем у TiC, что может быть вызвано неравномерным распределением азота в решетке или ее высокой насыщенностью дефектами. Формирование соединения TiC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> рентгенографически выглядит как постепенное слияние парных пиков TiC и TiN в тройные карбиды (рис. 5).

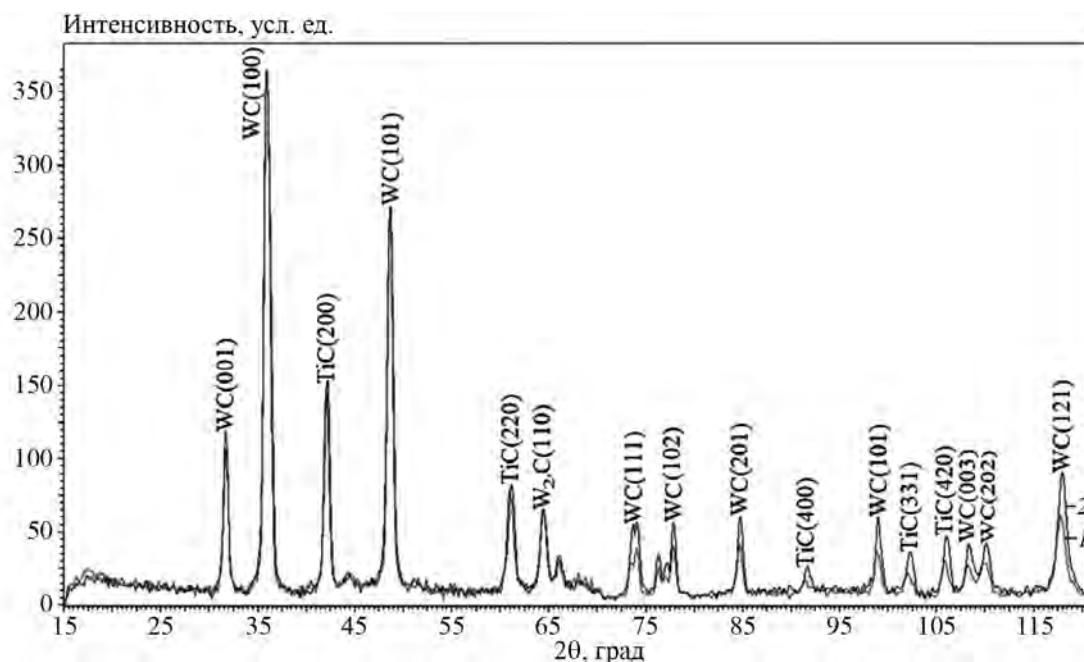


Рис. 5. Рентгенограммы твердого сплава Т14К8, полученные на дифрактометре ДРОН-4-07

1 – исходный образец, 2 – после ионного азотирования

Результаты рентгенофазового анализа твердых сплавов после ионного азотирования показали наличие триплетных пиков, что связано с образованием нескольких систем твердых растворов с одним типом кристаллической решетки, но с различными параметрами, вследствие различного содержания легирующего элемента (N).

Таким образом, при ионном азотировании происходит формирование пересыщенного вольфрамом твердого раствора  $(\text{Ti}_{1-x}\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$  и  $(\text{Co}_{1-x}\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$ , что приводит к образованию фаз тройного и двойного составов повышенной твердости в поверхностном слое сплава Т15К6. Это обеспечивает увеличение микротвердости до 13 % и уменьшение износа при резании в 2–3 раза.

## Выводы

1. Установлено, что с повышением температуры ионного азотирования с 600 до 800 °С происходит незначительное увеличение твердости и микротвердости, но при этом износ при резании снижается до 3 раз за счет активации процесса насыщения атомарным азотом и образования карбонитридов.

2. Фрактография изломов поверхностных слоев твердого сплава Т15К6 после ИА при различных температурах свидетельствует о сильно раз-

ветвленной линейчатой структуре по краям, а внутри материала наблюдается картина хрупкого излома. С увеличением длительности ионного азотирования площади участков межзеренного разрушения увеличиваются, а внутризеренного уменьшаются.

3. Исследовано влияние режимов ионного азотирования на особенности формирования структуры с образованием поверхностного слоя толщиной от 1 до 7 мкм, в котором формируется пересыщенный вольфрамом твердый раствор из 3- и 4-компонентных соединений  $(\text{Ti}_{1-x}\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$  и  $(\text{Co}_{1-x}\text{W}_x)(\text{C}_{1-y}\text{N}_y)$ , обеспечивающий понижение износа в 3 раза при высокотемпературном (800 °С) ионном азотировании твердых сплавов группы ТК.

## Литература/References

1. Zhang Li., Wang Yuan-Jie., Yu Xian-Wang., Chen Shu., Xiong Xiang-Jin. Crack propagation characteristic and toughness of functionally graded WC—CO cemented carbide. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26. No. 4. P. 295–300.
2. Шишковский И.В. Расчет тепловых полей при обработке материалов КПЭ в среде MATHCAD: Метод. указания к лаб. работам. Самара: СГУ, 2003. С. 28–35.



- Chichkovskii I.V.* Calculation of heat fields during processing of KPI materials in the MATHCAD environment. Samara: SGY, 2003. P. 28—35 (In Russ.).
3. *Colovcan V.T.* Some analytical consequences of experiment data on properties of WC—Co hard metals. *Int J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26. No. 4. P. 301—305.
4. *Guo Zhixing, Xiong Ji, Yang Mei, Jiang Cijin.* WC—TiC—Ni cemented carbide with enhanced properties. *J. Alloys and Compnd.* 2008. Vol. 465. No. 1-2. P. 157—162.
5. *Купарисов С.С., Левинский Ю.В.* Азотирование тугоплавких металлов. М.: Металлургия, 1972.  
*Kiparisov S.S., Levinskii Yu.V.* Nitriding of refractory metals. Moscow: Metallurgiya, 1972 (In Russ.).
6. *Панов В.С., Чувилин А.М.* Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: Учеб. пос. для вузов. М.: МИСиС, 2001.  
*Panov V.S., Chyvilin A.M.* Technology and properties of sintered hard alloys and their products. Moscow: MISIS, 2001 (In Russ.).
7. *Lakhotkin Yu.V.* Chemical deposition of nanostructured tungsten and tungsten-alloy coatings from gas phase. *Prot. Met. Phys. Chem.* 2008. Vol. 44. P. 319—332.
8. *Berov Z.Zh., Karamurзов B.S., Tlibekov A.Kh., Yakhutlov M.M.* Selection of a coating material for diamond grits and optimization of its thickness. *J. Superhard Mater.* 1998. Vol. 5. P. 55—61.
9. *Endler I., Leonhardt A., Scheibe H.-J., Born R.* Interlayers for diamond deposition on tool materials. *Diamond Relat. Mater.* 1996. Vol. 5. P. 299—303.
10. *De Oliveira L.J., Cabral S.C., Filgueira M.* Study hot pressed Fe-diamond composites graphitization. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 35. P. 228—234.
11. *Hell J., Chirtoc M., Eisenmenger-Sittner C., Hutter H., Kornfeind N., Kijamnajsuk P., Kitzmantel M., Neubauer E., Zellhofer K.* Characterisation of sputter deposited niobium and boron interlayer in the copper—diamond system. *Surf. Coat. Technol.* 2012. Vol. 208. P. 24—31.
12. *Qiu W.Q., Liu Z.W., He L.X., Zeng D.C., Mai Y.-W.* Improved interfacial adhesion between diamond film and copper substrate using a Cu(Cr)—diamond composite interlayer. *Mater. Lett.* 2012. Vol. 81. P. 155—157.
13. *Ma Zh., Wang J., Wu Q., Wang Ch.* Preparation of flat adherent diamond films on thin copper substrates using a nickel interlayer. *Surf. Coat. Technol.* 2002. Vol. 155. P. 96—101.
14. *Huang Y., Xiao H., Ma Zh., Wang J., Pengzhao Gao.* Effects of Cu and Cu/Ti interlayer on adhesion of diamond film. *Surf. Coat. Technol.* 2007. Vol. 202. P. 180—184.
15. *Zhang Z., Chen D.L.* Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 483. P. 148—152.
16. *Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A.* Features of the effect of nanodispersed additives on the sintering process and properties of powdered cobalt alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. No. 2. P. 120—126.
17. *Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A.* Features of the influence of nanodispersed additions on the process of and properties of the Fe—Co—Cu—Sn sintered alloy. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. No. 5. P. 414—419.
18. *Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Zaitsev A.A.* Improved mechanical and tribological properties of metal-matrix composites dispersion-strengthened by nanoparticles. *Materials.* 2010. No. 3. P. 97—109.
19. *Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Andreev V.A., Rupasov S.I., Sevast'yanov P.V.* Diamond tolls in metal bonds dispersion-strengthened with nanosized particles for cutting highly reinforced concrete. *J. Superhard Mater.* 2010. Vol. 34. No. 6. P. 423—431.
20. *Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rupasov S.I., Andreev V.A., Sevast'yanov P.V.* Designing and application of a dispersion-reinforced binder based on Cu—Ni—Fe—Sn alloy for cutting tools made of ultra-hard materials. *J. Superhard Mater.* 2012. Vol. 34. No. 4. P. 270—280.
21. *Tokova L.V., Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A., Sidorenko D.A., Andreev V.A.* Features of the influence of ZrO<sub>2</sub> and WC nanodispersed additives on the properties of metal matrix composite. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 186—190.
22. *Богодухов С.И.* Материаловедение. М.: Машиностроение, 2015.  
*Bohodukhiv S.I.* Materials Science. Moscow: Mashinostroenie, 2015 (In Russ.).
23. *Бондаренко В.А.* Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000.  
*Bondarenko V.A.* Quality assurance and improvement of characteristics of cutting tools. Moscow: Masinostroenie, 2000 (In Russ.).
24. *Либенсон Г.А.* Процессы порошковой металлургии. М.: Изд-во МИСиС, 2001. Т. 1.  
*Libenson G.A.* Powder metallurgy processes. Moscow: MISIS, 2001. Vol. 1 (In Russ.).

25. *Реченко Д.С., Попов А.Ю.* Способ обработки сверх-твердых материалов: Пат. 2440229 (РФ). 2012.  
*Redchenko D.S., Popov A.Yu.* Method for processing superhard materials: Pat. 2440229 (RF). 2012 (In Russ.).
26. *Соколов А.Г.* Способ обработки твердосплавного инструмента: Пат. 2509173 (РФ). 2014.  
*Sokolov A.G.* Method for machining carbide tools: Pat. 2509173 (RF). 2014 (In Russ.).
27. *Чеховой А.Н., Бельков О.В., Прокопова Т.И.* Способ химико-термической обработки изделий из твердого сплава и стали: Пат. 2231573 (РФ). 2004.  
*Chexovoi A.N., Belkov O.V., Prokopova T.I.* Method of chemical-thermal treatment of products from hard alloy and steel: Pat. 2231573 (RF). 2004 (In Russ.).
28. *Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.* Способ поверхностного упрочнения вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента: Пат. 2398046 (РФ). 2010.  
*Oskolkova T.N., Budovskikh E.A.* The method of surface hardening of tungsten-cobalt carbide tools: Pat. 2398046 (RF). 2010 (In Russ.).
29. *Хиндрик Э.* Пластина с покрытием для режущего инструмента для обточки сталей: Пат. 2536014 (РФ). 2014.  
*Hindrik E.* Plate with a coating for cutting tools for turning steels: Pat. 2536014 (RF). 2014 (In Russ.).
30. *Кабанов А.В., Федоров С.В., Вислагузов А.А., Павлов М.Д.* Способ упрочнения изделий из твердых сплавов: Пат. 2501865 (РФ). 2013.  
*Kabanov A.V., Fedotov S.V., Vislagysov A.A., Pavlov M.D.* Method of hardening of products from hard alloys: Pat. 2501865 (RF). 2013 (In Russ.).
31. *Савостиков В.М., Сергеев С.М., Пинжин Ю.П.* Способ комбинированной ионно-плазменной обработки изделий из сталей и твердых сплавов: Пат. 2370570 (РФ). 2009.  
*Savostikov V.M., Sergeyev S.M., Pingzhin Yu.P.* The method of combined ion-plasma treatment of products from steels and hard alloys: Pat. 2370570 (RF). 2009 (In Russ.).