

дальнейшим разрушением по границе раздела. Разрушение произошло несколько выше границы раздела, за счет чего на поверхности подложки сохранился тонкий слой напыленного материала, соизмеримый с высотой двух-трех деформированных частиц.

Зоны прочного соединения материала покрытия и основы с УФО составляют большую часть границы, что, скорее всего, связано с интенсификацией химического взаимодействия напыляемых частиц и материала подложки за счет выхода на поверхность подложки большего количества дефектов. Не менее важным для формирования очагов схватывания является наличие вершин шероховатости на обработанной ультразвуковым инструментом поверхности основы. Выступы шероховатости при осаждении расплавленных частиц нагреваются в большей степени и фактически свариваются с кристаллизующимися частицами, формируя очаги схватывания. Это подтверждает фотография подложки в области отрыва покрытия по границе раздела (рис. 3б). Как уже отмечалось выше, порядок расположения очагов схватывания соответствует расположению выступов шероховатости.

На возрастание адгезионной прочности, в случае подготовки поверхности УФО, наряду с увеличением площади очагов схватывания влияет и наличие напряженного состояния подложки. Предварительное создание на поверхности сжимающих напряжений способствует эффективной компенсации растягивающих напряжений покрытия. Этим и может быть объяснено то, что на большей площади образца разрушение происходит не по границе раздела покрытие – основа, а несколько выше.

На основе полученных результатов исследования можно констатировать, ультразвуковая финишная обработка поверхности дает возможность формировать на границе раздела плазменное покрытие-основа адгезионную связь и достигать уровня прочности сцепления, достаточную для решения практических задач.

Литература.

1. Siegmann S. D., Brown C. A. Investigation of substrate roughness in thermal spraying by a scale-sensitive 3-D fractal analysis method / 15th International thermal spray conference – thermal spray: meeting the challenges of the 21st century, Nice, France. – 1998. – P. 831-836.
2. Smith R. W., Novak R. Advanced and application in U.S. thermal spray technology // Powder metallurgy international. – 1991. – №3. – P. 147-156.
3. Ковалевская Ж.Г., Иванов Ю.Ф., Перевалова О.Б., Клименов В.А., Уваркин П.В. Исследование микроструктуры поверхностных слоев малоуглеродистой стали после точения и ультразвуковой финишной обработки // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114. – № 1 – С. 47-60.
4. Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н., Ковалевская Ж.Г., Кузнецов П.В. Влияние ультразвуковой пластической обработки на структурно-фазовое состояние поверхности никелида титана / Письма в ЖТФ. – 2005. – том 31. – вып. 21. – С. 24-29.
5. Klimentov V.A., Kovalevskaya Zh.G., Borozna V.Yu., Sun Zeming, Zhu Qifang Nanocrystallization surface treatment of titanium alloys // Rare metals. – 2009. – Vol. 28. Spec. Issue. – №10. – P.195-198.
6. Klimentov V.A., Ivanov Yu.F., Perevalova O.B., Senchilo Z.G. Structural and phase transformation in the Ni- and Fe- based plasma coating under the effect of high energy // Materials and manufacturing. – 1997. – Vol. 12. – №5. – P.849–861.
7. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Зайцев К.В., Толмачев А.И. Исследование адгезии покрытий, полученных высокоскоростным газопламенным напылением // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – Т. 310. – №3. – С. 57-61.
8. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Ульяницкий В.Ю., Зайцев К.В., Борозна В.Ю. Влияние ультразвуковой обработки основы на формирование покрытия при детонационном напылении // Технология машиностроения. – 2008. – №7. – С. 22-26.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER CATHODE MATERIALS OF TITANIUM – TITANIUM CARBIDE SYSTEM

*E.N. Korosteleva\*\*\*, PhD., docent, G.A. Pribytkov\*\*, PhD, prof., M.G. Krinitcyn\*, postgraduate*

*\*Tomsk Polytechnic University*

*634050, Russia, Tomsk, Lenin Avenue, 30, +7 (3822) 56-38-65*

*\*\*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS*

*634021, Russia, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4, +7 (3822) 49-25-76*

*E-mail: krinmax@gmail.com*

Titanium-based cathodes, which nowadays are used for obtaining coatings made with vacuum-arc and magnetron methods, have a complex elemental composition. According to recent studies, complication of the cathode composition is necessary because multicomponent nitride coatings based on titanium with

adding of nonmetallic elements (carbon, boron, silicon) have nanocrystalline structure and as that possess outstanding hardness and durability parameters [1,2].

Earlier we have obtained and investigated dense cathode materials Ti-Si sintered of powder mixtures of titanium and titanium silicide [3]. These cathodes contained 10- 25 at.% of silicon which is the most used composition for cathodes. In present paper the results of investigation of cathode materials made with sintering of powder mixtures of titanium and titanium carbide with total content of carbon up to 30 at.% are presented.

Powder mixtures were prepared with different titanium powders: TPP-8 with fraction size less than 160  $\mu\text{m}$  and TPS with fraction size less than 40  $\mu\text{m}$ . Powder of titanium carbide has a fraction size about 2  $\mu\text{m}$ . Morphology of original powders is shown on Fig.1.

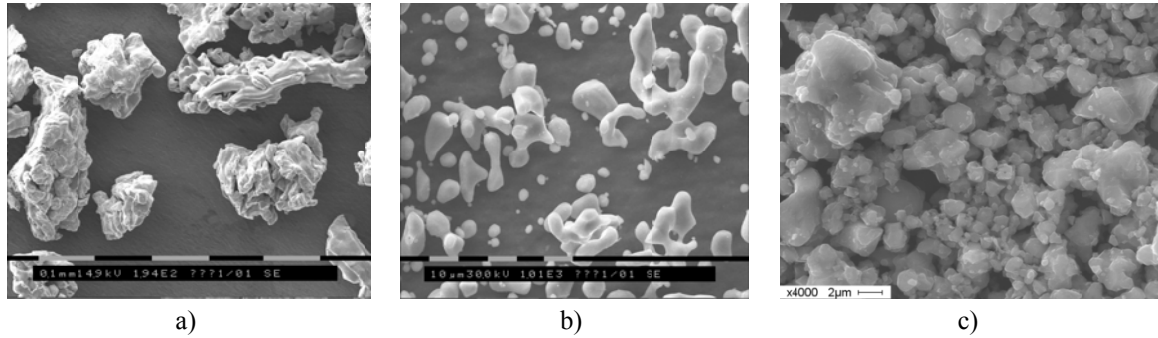


Fig. 1. Morphology of original powders: a) TPP-8 titanium; b) TPS titanium; c) TiC

Three different compositions were investigated: 10 at.% of carbon (12,5 vol.% of TiC), 20 at.% of carbon (27,7 vol.% of TiC) and 30 at.% of carbon (46,3 vol.% of TiC). The powders were pressed to get cylindrical samples with diameter and height of about 10 mm and with initial porosity from 22 to 32 % depending on carbide containment in powder mixture. Then the samples were sintered in the vacuum furnace at 1300°C with variation of time from 30 to 240 minutes. Porosity before and after sintering was calculated according to mass and volume measurements of samples. Theoretical density values of titanium (4,51  $\text{gr}/\text{cm}^3$ ) and titanium carbide (4,92  $\text{gr}/\text{cm}^3$ ) were taken from reference book [4].

Shrinkage of samples after sintering was observed in every sample at any concentration of carbon. Shrinkage in compositions with TPS is more intensive. Final porosity is achieved after 120 minutes and accounts 5% for compositions with 10 and 20 at.% of C, and 10% for compositions with 30 at.% of C (Fig. 2a). In compositions with TPP-8, the more TiC sample contains, the higher porosity is (Fig. 2b), which is about 1,5 times higher than porosity of samples with the same concentration of C but with TPS titanium.

Dependency of porosity on duration of sintering can be precisely described with power function (correlation coefficient is more than 0,99) (1).

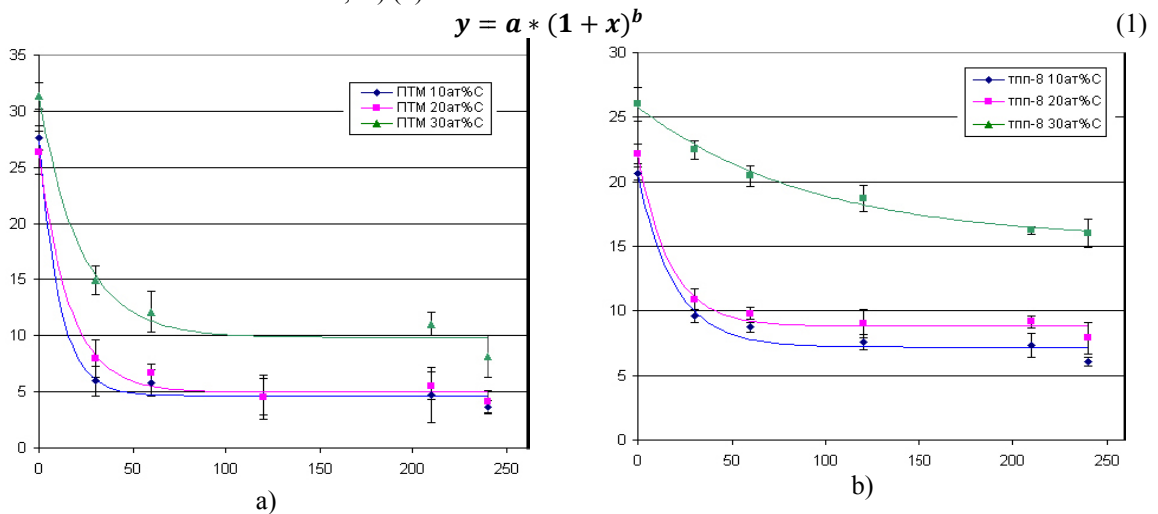


Fig. 2. Dependency of porosity on sintering duration at 1300°C for powder mixtures Ti + TiC with different carbon concentration

This correlation dependency corresponds to Ivensen V.A. [5] kinetic equation (2)

$$V = V_0(qm\tau + 1)^{-1/m}, \quad (2)$$

$V$  – volume of pores after time  $\tau$ ;  $V_0$  – initial volume of pores;  $q$  and  $m$  – kinetic parameters ( $q$  – constant characterizing the relative speed of pores volume shrinkage at the beginning of isothermal exposure;  $m$  – constant characterizing relative speed of imperfection reduction and shrinkage of pores volume during a time).

According to X-ray diffraction analysis all sintered samples have only two phases:  $\alpha$ -Ti and TiC (Fig. 3). Lattice parameters of titanium equal the tabulated values for  $\alpha$ -Ti. Calculated lattice parameter of titanium carbide in samples after long sintering (240 min) equals 0,4301 nm. This figure is considerably less than lattice parameter of stoichiometric TiC (0,4326 nm). Obtained lattice parameter corresponds to non-stoichiometric TiC with formula  $\text{TiC}_{0,5}$  according to work [6]. Thereby stoichiometric titanium carbide becomes a non-stoichiometric one after long high-temperature sintering due to rearrangement of titanium and carbon between the phases. According to G. Samsonov, this process translates the system in more stable thermodynamically state [7].

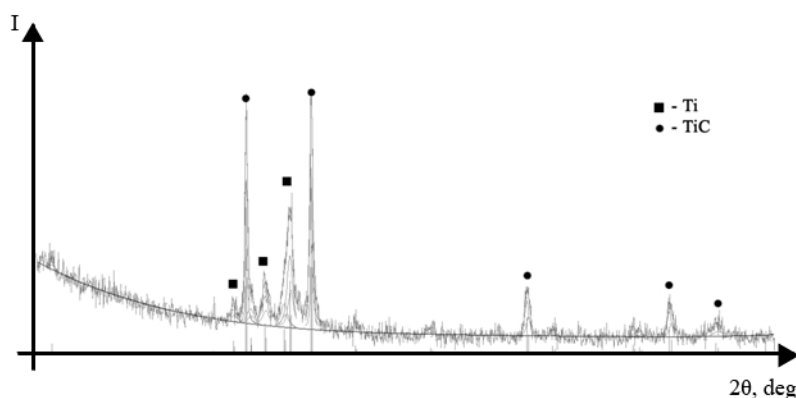


Fig. 3. X-ray picture of sintered Ti+TiC material

Representative microstructures of sintered composites are shown on Fig. 4. On these microsections we can see light grains of carbide against dark background. These are TiC grains on titanium matrix. In composites made of TPP-8 we can see lamellar structure of titanium matrix (Fig. 4 c,d) which is very common for different titanium alloys.

Average grain sizes were measured with random secants method (Tab. 1). It was shown that the grain size increases two times after changing the duration of sintering from 30 to 240 minutes, and does not changes considerably after increasing of carbon containment from 10 to 20 at.%. Analyzing these results we can say that the reason of grain size increasing lies not in the process of coalescence of interconnecting particles, but in the processes of dissolution and precipitation.

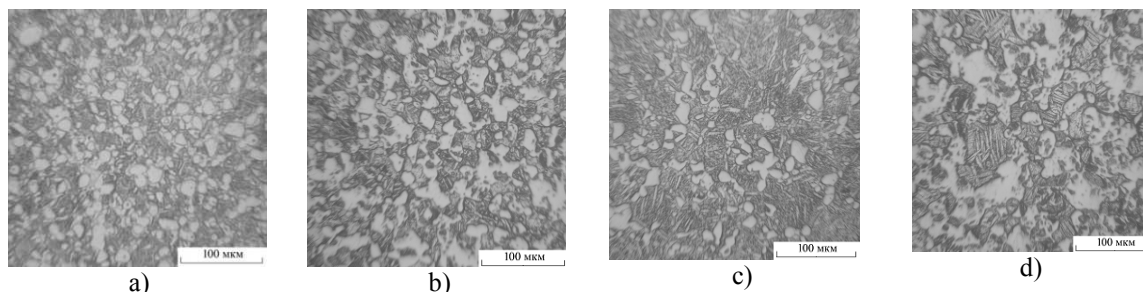


Fig. 4. Microstructure of sintered (1300°C, 240 min) composites Ti + TiC with different carbon concentration and titanium powder dispersity: a) 10% C, TPS; b) 20% C, TPS; c) 10%, TPP-8; d) 20%, TPP-8

Table 1

Average size of titanium carbide size in samples TPS+TiC with different carbon containment and sintering duration

C containment, at.%,	Volume containment TiC, vol.%,	Sintering duration, min	Average grain size, $\mu\text{m}$
10	12,5	30	7,4 $\pm$ 3,0
10	12,5	240	12,4 $\pm$ 4,5
20	27,7	30	6,2 $\pm$ 2,5
20	27,7	240	11,7 $\pm$ 4,9

## References.

1. Korotaev A.D., Borisov D.P., Moshkov V.V., Ovchinnikov S.V., Tyumentsev A.N., Pribytkov G.A. Peculiarities of structural phase and elastic stress states of superhard tin-based nanocomposite coatings. Physical Mesomechanics. 2013, Vol. 16, No. 1, pp.73-83.
2. Shtansky D.V., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Bashkova I.A., Sheveiko A.N., Levashov E.A. Multi-component nanostructured films for various tribological applications. Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 28 (2010) 32-39.
3. G.A. Pribytkov, M.I. Vagner, V.V. Korjova, E.N. Korosteljova, A.V. Gurskih, I.A. Firsina. Sintering of powder compositions titanium - silicon and titanium - titanium silicide. Powder metallurgy, 2013, № 11-12, p. 3-12.
4. Properties, obtaining and usage of refractory compounds. T.Ya. Kosolapova. Moskva: Metallurgy, 1986
5. Iverson V.A. Phenomenology of sintering and some theoretical questions. Moskva: Engineering, 1985
6. Modern instrumental materials based on refractory compounds. VINITS. Moskva: Metallurgy, 1985.
7. Samsonov G.V., Upadhaja G.Sh. Neshpor V.S. Physical methods in material science of carbides. Kiev, Naukiva dumka, 1974

## К ВОПРОСУ ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ МАКСИМАЛЬНОГО МОМЕНТА УСТРОЙСТВА БЛОКИРОВКИ ПРЕДОХРАНИТЕЛЬНОЙ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МУФТЫ

*А.В. Коперчук, к.т.н., доц., А.В. Мушин\*, к.т.н., доц.*

*Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета*

*632055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)60537,*

*E-mail: avkop@tpi.ru*

*\*Томский политехнический университет*

*634050, г. Томск проспект Ленина 30, тел. (3822) 56-46-55*

Гидродинамические муфты (гидромуфты) широко применяются в приводах различных машин. Наиболее востребованы эти конструкции в горнодобывающей промышленности. Даже современные опытные разработки, такие как геоход [1], невозможно представить без гидромуфт. При их использовании привод приобретает целый ряд положительных свойств, из которых наиболее важными являются:

- плавный разгон машин до рабочей скорости;
- предохранение приводного двигателя и механической трансмиссии от недопустимых перегрузок при резком торможении и пуске;
- стабильность и автоматичность срабатывания при заданном значении предельного момента и самовосстанавливаемость рабочего режима при устранении перегрузки [2, 3].

Существенным недостатком гидромуфт является потеря энергии на установившемся режиме из-за наличия скольжения  $S$ , т.е. отставания частоты вращения турбинного колеса  $n_2$  от частоты насосного  $n_1$ . Эта величина показывает долю потерь мощности, идущих на нагрев рабочей жидкости и деталей гидромуфты. Наличие скольжения обусловлено тем, что циркуляция жидкости, обеспечивающая передачу энергии от насосного колеса к турбинному, прекращается раньше, чем сравниваются угловые скорости насосного и турбинного колеса.

Названный недостаток можно устранить, применив устройство блокировки (УБ), замыкающее ведущий и ведомый валы после достижения определенной угловой скорости [4].

Основными недостатками большинства существующих УБ можно считать:

- сложность конструкции;