

## Анотація

*Тітков Є.П.* Структура та фазовий склад зносостійких покриттів, отриманих методом детонаційного напилення. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 Матеріалознавство. – Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ – 2022.

Дисертаційна робота присвячена вивченню структури та фазового складу зносостійких покриттів, отриманих методом багатокамерного детонаційного напилення, та їх впливу на властивості міцності та тріщиностійкості.

Об'єктом дослідження є зносостійкі покриття, отримані з порошків систем  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ti/Al}$ ,  $\text{ZrSiO}_4$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ ,  $\text{Ni-Cr-Si-B}$  та  $\text{WC-Co-Cr}$  методом багатокамерного детонаційного напилення.

Автором проаналізовано методи газотермічного напилення покриттів, розглянуто особливості структуроутворення зносостійких покриттів при напиленні газотермічними методами та особливості процесу багатокамерного детонаційного напилення покриттів.

Проведено металографічний, дюрOMETричний та рентгеноструктурний фазовий аналіз покриттів. На основі даних отриманих, вищезазначеними методами, для кожної групи покриттів обиралася пара покриттів для подальшого дослідження методом трансмісійної електронної мікроскопії.

Дослідженнями встановлено, що при відповідній зміні режимів багатокамерного детонаційного напилення (співвідношення окиснювача до пального газу, витрати порошку, довжина ствола) змінюються: об'ємна частка пор, фазовий склад, мікротвердість, розподіл дисперсних фаз, параметри зеренної, субзеренної та дислокаційної структур.

Встановлено, що товщина досліджуваних покриттів становила до 450 мкм, об'ємна частка пор не перевищувала 3%. При цьому, підвищення температури горіння газової суміші шляхом зміни її складу сприяє підвищенню пористості покриттів, що містять фази карбідів.

У покриттях з вихідного порошку  $\text{Al}_2\text{O}_3$  з додаванням 5%  $\text{Ti}$  або  $\text{Al}$ , напилених, відповідно, на  $\text{Ti}$  та  $\text{Al}$  підкладки, приблизно однаковий вміст основних фазових складових  $\gamma$ -  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (67...69%) та  $\alpha$ -  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (18...15%), решта –  $\text{AlTi}_3$  та  $\text{Al}$  відповідно. Покриття  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Ti}$  (підкладка  $\text{Ti}$ ) характеризується більшими значеннями інтегральної мікротвердості (9660...13770 МПа), подрібненням зеренної (на 10...15%) та субзеренної структури (до 100...400 нм), наявністю частинок фаз (розміром 10...100 нм) та мінімальними градієнтами щільності дислокацій (від  $\rho \sim 5...6 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$  до  $\rho \sim 6...7 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

При напиленні  $\text{ZrSiO}_4$ , на різні підкладки (титанову і алюмінієву) фазовий склад покриттів однаковий ( $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$ , залишковий  $\text{ZrSiO}_4$ ), співвідношення фазових складових практично не змінюється. При напиленні на алюмінієву підкладку з підшаром зменшується в 1,2 рази розмір зеренної структури при збільшенні мікротвердості в середньому на 24%, розмір часток фазових виділень ( $\text{ZrO}_2$ ) однаковий (20...100 нм) при рівномірному їх розподілі у матриці, градієнти дислокаційної щільності що формуються в матеріалі покриття є незначними (від  $\rho \sim 5...6 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$  до  $\rho \sim 4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

У процесі напилення порошку  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  при зменшенні витрат повітря (від 1,24...1,5  $\text{м}^3/\text{год}$  до 0,84...1,09  $\text{м}^3/\text{год}$ ) і, відповідно, збільшенню витрат пропан-бутану за рахунок більш високої температури відбувається зміна співвідношення фазових складових: збільшується (від 32% до 49%) кількість  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  при зниженні частки ( $\text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3$ ) (от 40 % до 26 %), зменшується пористість, збільшується (у середньому на 18%) мікротвердість, подрібнюється структура та субструктура (у 1,2 рази) та розмір частинок фаз, градієнти дислокаційної щільності в матеріалі покриття є незначними (від  $\rho \sim 2 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$  до  $\rho \sim 5...6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

У покриттях системи  $\text{Ni-Cr-Si-B}$  зміна співвідношення довжини гармати до діаметру її стволу від  $l/d = 330/16 \text{ мм}$  до  $330/20 \text{ мм}$  призводить до формування максимальної частки ламелей при збільшенні мікротвердості (на 10%), мінімальної пористості (<1,0%), найменших градієнтів щільності дислокацій (від  $(3...4) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) та розмірів. Безградієнтний розподіл щільності дислокацій при формуванні подрібненої структури запобігає утворенню концентраторів

локальних внутрішніх напружень та зон локалізації деформації в отриманих покриттях.

Збільшення витрат порошків (від 940 г/год до 2500 г/год) при співвідношенні довжини гармати до діаметру її стволу  $l/d = 330/18$  мм дозволяє отримати покриття системи WC-Co-Cr з високими щільністю і твердістю при збереженні WC (до 70%) фази та високими експлуатаційними характеристиками. Це також забезпечується диспергуванням субструктури (0,3...0,6 мкм) та розмірів частинок фаз WC (до 0,2...0,5 мкм) та до  $W_2C$  (до 15...20 нм).

Експериментальна база даних, отриманих методами світлової, скануючої та трансмісійної електронної мікроскопії, дозволила провести аналітичні оцінки структурного зміцнення детонаційних покриттів. Це дало можливість оцінити диференційований внесок структурних параметрів в зміну загального рівня зміцнення.

Встановлено, що в усіх досліджуваних покриттях, найбільший внесок у загальну міцність матеріалу вносить дисперсне зміцнення за рахунок зміцнюючих частинок, рівномірно розподілених в матриці. Суттєвий вплив також мають зеренне, субзеренне і дислокаційне зміцнення. В той-же час, твердорозчинне зміцнення та зміцнення за рахунок опору ґратки не мають суттєвого впливу на загальний рівень міцності досліджуваного матеріалу покриттів.

Показано, що максимальні показники рівня дисперсійного зміцнення будуть забезпечуватися формуванням дисперсних фаз у матеріалі покриттів. Найбільший внесок дисперсійного зміцнення (до 60%) в загальний рівень  $\Sigma\Delta\sigma_T$  спостерігається у покриттях:  $Al_2O_3+5\%Al$  або 5% Ti,  $ZrSiO_4$  з підшаром Co-Cr-Al-Y; Ni-Cr-Si-B; WC-Co-Cr.

Субструктурне зміцнення (до 30% від  $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) при максимальному його рівні характерне для всіх напилених на рекомендованих режимах покриттів. Однак найбільший показник рівня дисперсійного зміцнення буде забезпечуватися формуванням субструктури у матеріалі покриттів  $Cr_3C_2-NiCr$ . Внесок субструктурного зміцнення у покриттях  $Cr_3C_2-NiCr$  в загальний рівень  $\Sigma\Delta\sigma_T$  до 50%.

Дислокаційне зміцнення (до 30% від  $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) при максимальному його рівні характерне для покриттів:  $\text{Al}_2\text{O}_3+5\%\text{Al}$  або  $5\%\text{Ti}$ ;  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ ;  $\text{Ni-Cr-Si-B}$ ;  $\text{WC-Co-Cr}$ , напилених на рекомендованих режимах отримання покриттів.

У результаті експериментально-аналітичними оцінками встановлено, що максимальний рівень зміцнення та тріщиностійкості покриттів, напилених на рекомендованих режимах забезпечується за рахунок дрібнозернистої структури при рівномірному розподілі зміцнюючих фаз та дислокаційної щільності. Наявність субструктури розміром  $0,1 \dots 0,6$  мкм та наночастинок зміцнюючих фаз розміром  $10 \dots 120$  нм, рівномірно розподілених по об'єму структури сприяє підвищенню їх міцності.

Аналіз розрахункових даних, щодо локальних внутрішніх напружень з урахуванням характеру дислокаційної структури та реальних даних про щільність дислокації показав, що забезпеченню тріщиностійкості покриттів, напилених на рекомендованих режимах сприяє відсутність протяжних структурних зон дислокаційних скупчень - концентраторів локальних внутрішніх напружень при рівномірному розподілі щільності дислокацій.

Напилення покриттів на режимах, що дозволяють отримати покриття з більш оптимальним структурно-фазовим складом призводять до формування покриттів з низькими рівнями локальних внутрішніх напружень, відносно теоретичної міцності матеріалу матриці, та за відсутності їх різких градієнтів. При цьому, в покриттях  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ , спостерігаються високі рівні локальних локальних внутрішніх напружень, що майже досягають міцності матеріалу, які відсутні при використанні режиму з меншою температурою горіння пальної суміші. Це можна пояснити тим, зміна складу пальної суміші в бік підвищення температури її горіння, відбувається перегрів частинок карбіду  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  з їх наступним розпадом та утворенням навколо цих частинок полів нанорозмірних частинок нижчого карбіду  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  та оксиду  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Ці ділянки перешкоджають механізму дисперсного зміцнення та являються місцями скупчення дислокацій, що в свою чергу є передумовою для зародження тріщин.

Проведено експериментальні триботехнічні дослідження покриттів  $\text{WC-Co-Cr}$ , які показали високі показники зносостійкості матеріалу покриттів, що

підтверджує висновки аналізу структури та фазового складу та дані аналітичних розрахунків властивостей міцності та рівнів локальних внутрішніх напружень.

**Ключові слова:** багатоканальне детонаційне напилення, зносостійкі покриття, мікроструктура, фазовий склад, мікротвердість, субструктура, структурне зміцнення, локальні внутрішні напруження.

## ABSTRACT

*Titkov Ye.* Structure and phase composition of wear resistant coatings obtained by multi-chamber detonation spraying. – Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

The dissertation on competition of a scientific degree of the doctor of philosophy on a specialty 132 “Materials science” – E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv – 2021.

The dissertation is devoted to the study of the structure and phase composition of wear-resistant coatings obtained by multi-chamber detonation spraying and their influence on the properties of strength and crack resistance.

The object of the research is wear-resistant coatings obtained from powders of the  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ti/Al}$ ,  $\text{ZrSiO}_4$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ ,  $\text{Ni-Cr-Si-B}$  and  $\text{WC-Co-Cr}$  system by the multi-chamber detonation sputtering method.

The author analyzed the methods of thermal spraying of coatings, noted the peculiarities of the structure formation of wear-resistant coatings obtained by thermal spraying methods and the peculiarities of the process of multi-chamber detonation spraying.

Metallographic, durometric and X-ray structural phase analysis of coatings was carried out. Based on the data obtained by the above-mentioned methods, a pair of coatings was selected for each group of coatings for further investigation by the method of transmission electron microscopy.

Research has established that with a corresponding change in the modes of multi-chamber detonation spraying (the ratio of oxidizer to fuel gas, powder consumption, gun length), the following changes occur: volume fraction of pores, phase composition,

microhardness, distribution of dispersed phases, parameters of grain, subgrain and dislocation structure.

It was established that the thickness of the investigated coatings was up to 450  $\mu\text{m}$ , the volume fraction of pores did not exceed 3%. At the same time, increasing the combustion temperature of the gas mixture by changing its composition increases the porosity of the coatings, which contain phases of carbides.

In the coating from the original powder of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  with the addition of 5% Ti or Al, sprayed, respectively, on Ti and Al substrates, the content of the main phase components  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  (67...69%) and  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  (18...15%) is approximately the same the rest are  $\text{AlTi}_3$  and Al, respectively. The  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 5% Ti coating (Ti substrate) is characterized by higher integral microhardness values (9660...13770 MPa), smaller grain (by 10...15%) and subgrain size (up to 100...400 nm), the presence of dispersed particles (size 10...100 nm) and minimum dislocation density gradients (from  $5...6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  to  $6...7 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ ).

Spraying of  $\text{ZrSiO}_4$  on different substrates (titanium and aluminum) leads to similar phase composition of  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$  and residual  $\text{ZrSiO}_4$ . When spraying on an aluminum substrate with a sublayer, the size of the grain structure decreases by 1.2 times with an increase in microhardness by an average of 24%, the size of the  $\text{ZrO}_2$  particles is the same (20...100 nm) with their uniform distribution in the matrix. The gradients of dislocation density formed in the coating material is insignificant (from  $5...6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  to  $4 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ ).

In the process of spraying of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr powder, when the air consumption is reduced (from 1.24...1.5  $\text{m}^3/\text{h}$  to 0.84...1.09  $\text{m}^3/\text{h}$ ) and, accordingly, the propane-butane consumption increased, phase composition changes due to the higher temperature: the amount of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  increases (from 32% to 49%) with a decrease in the proportion of ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$  +  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) from 40% to 26%, porosity decreases, microhardness increases (on average by 18%), the structure and substructure sizes are reduced (by 1.2 times) as well as the size of the dispersed particles. The dislocation density gradients in the coating material are insignificant (from  $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  to  $5...6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ ).

In the process of Ni-Cr-Si-B spraying, the ratio of the gun length to its diameter was changed from  $l/d = 330/16 \text{ mm}$  to  $330/20 \text{ mm}$  which led to the formation of the

maximum share of lamella with an increase in microhardness (by 10%), minimum porosity (<1.0%), the smallest dislocation density gradients (from  $(3...4)\times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ ) and sizes. The gradient-free distribution of the density of dislocations during the structure formation prevents the formation of concentrators of local internal stresses and zones of deformation localization in the resulting coatings.

An increase in the consumption of powders (from 1260 g/h to 2500 g/h) with the ratio of the length of the gun to its diameter  $l/d = 330/18 \text{ mm}$  allows obtaining of coatings of the WC-Co-Cr system with high density and hardness while maintaining up to 70% of WC phase. This is also ensured by the dispersion of substructure (0.3...0.6  $\mu\text{m}$ ) and small particle sizes of the WC phase (up to 0.2...0.5  $\mu\text{m}$ ) and  $\text{W}_2\text{C}$  (up to 15...20 nm).

The experimental data obtained by the methods of light, scanning and transmission electron microscopy made it possible to carry out analytical evaluations of the structural strengthening of multi-chamber detonation sprayed coatings. This allowed to evaluate the differential contribution of structural parameters to the change in the overall level of strengthening.

It was found that in all the studied coatings, the largest contribution to the overall strength of the material is dispersed strengthening due to strengthening particles uniformly distributed in the matrix. Grain, subgrain, and dislocation strengthening also have a significant impact. At the same time, solid-solution strengthening and strengthening due to lattice friction do not have a significant effect on the overall strength level of the investigated coating material.

It is shown that the maximum indicators of the level of dispersion strengthening is provided by the formation of dispersed phases in the coating material. The largest contribution of dispersion strengthening (up to 60%) to the total level of  $\Sigma\Delta\sigma_T$  is observed in coatings:  $\text{Al}_2\text{O}_3+5\% \text{Al}$  or 5% Ti,  $\text{ZrSiO}_4$  with a Co-Cr-Al-Y sublayer; Ni-Cr-Si-B; WC-Co-Cr.

Substructural strengthening (up to 30% of  $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) at its maximum level is characteristic of all coatings sprayed on the recommended modes. However, the greatest indicator of the level of dispersion strengthening will be provided by the formation of the substructure in the material of the  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  coatings. The

contribution of substructural strengthening in  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  coatings to the total level of  $\Sigma\Delta\sigma_T$  is up to 50%.

Dislocation strengthening (up to 30% of  $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) at its maximum level is typical for coatings:  $\text{Al}_2\text{O}_3+5\%\text{Al}$  or 5%Ti;  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ ; Ni-Cr-Si-B; WC-Co-Cr sprayed on the recommended methods of obtaining coatings.

As a result, experimental and analytical evaluations established that the maximum level of strengthening and crack resistance of the coatings sprayed on the recommended modes is ensured by the fine-grained structure with a uniform distribution of strengthening phases and dislocation density. The presence of a substructure with a size of 0.1...0.6  $\mu\text{m}$  and nanoparticles of strengthening phases with a size of 10...120 nm, evenly distributed throughout the volume of the coatings, helps to increase their strength.

The analysis of calculated data on local internal stresses, taking into account the nature of the dislocation structure and real data on dislocation density, showed that the lack of long structural zones of dislocation clusters - concentrators of local internal stresses with a uniform distribution of dislocation density.

Spraying of coatings in modes that allow obtaining a coating with a more optimal structural and phase composition leads to the formation of coatings with low levels of local internal stresses, relative to the theoretical strength of the matrix material, and in the absence of their sharp gradients. At the same time, high levels of local internal stresses are observed in  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  coatings, which almost reach the theoretical strength limit of the material, which are absent when using a mode with a lower combustion temperature of the fuel mixture. This can be explained by the fact that the change of the fuel mixture composition in the direction of increasing its combustion temperature, leads to overheating of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  carbide particles, with their subsequent decay and formation of fields of nanosized particles of lower  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  carbide and  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  oxide. These areas interfere with the mechanism of dispersed strengthening and are places of accumulation of dislocations, which in turn is a prerequisite for the initiation of cracks.

Experimental tribotechnical studies of WC-Co-Cr coatings showed high indicators of wear resistance of the coating material, which confirms the conclusions



of the analysis of the structure and phase composition and the data of analytical calculations of strength properties and levels of local internal stresses.

**Key words:** multi-chamber detonation spraying, wear-resistant coatings, microstructure, phase composition, microhardness, substructure, structural strengthening, local internal stresses.

**Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати  
дисертації**

*Статті у наукових фахових виданнях України:*

1. Маркашова Л.И., Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Бердникова Е.Н., Кушнарєва О.С., Половецкий Е.В., **Титков Е.П.** Влияние структуры на свойства покрытий из механических смесей порошков  $Al_2O_3$  и Al (или Ti), полученных методом многокамерного детонационного напыления. Автоматическая сварка. 2017. №9. Сс. 33-39. <https://doi.org/10.15407/as2017.09.05>
2. О. М. Бердникова, Ю. М. Тюрин, О. В. Колісниченко, О. С. Кушнарєва, Є. В. Половецкий, **Є. П. Тітков**, Л. Т. Єремєєва. Нанорозмірні структури детонаційних металокерамічних покриттів системи Ni–Cr–Fe–B–Si. Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. 2022. т. 20, № 1. Сс. 97–109. <https://doi.org/10.15407/nnn>

*Статті у науково періодичних виданнях інших держав:*

3. Markashova L., Grigorenko G., Tyurin Yu., Kolisnichenko O., Berdnikova O., Kushnarova O., **Titkov E.** New composite coatings, their structure and properties. Nano Studies, 14, 2016, Nakeri, Georgia, 2016. Pp. 231-238
4. Markashova L., Tyurin Y., Berdnikova O., Kolisnichenko O., Polovetskyi I., **Titkov Y.** Effect of Nano-Structured Factors on the Properties of the Coatings Produced by Detonation Spraying Method. In book: Pogrebnjak, A., Novosad, V. (eds) Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Singapore. 2019. Pp. 109-117. [https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3\\_11](https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_11) (Scopus)
5. Sydorets V., Berdnikova O., Polovetskyi Ye., **Titkov Ye.**, Bernatskyi A. Modern Techniques for Automated Acquiring and Processing Data of Diffraction Electron Microscopy for Nano-Materials and Single-Crystals. Materials Science Forum. 2020. vol. 992. Pp. 907-915. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.992.907> (Scopus)

6. **Titkov Y.**, Berdnikova O., Tyurin Y., Kolisnichenko O., Polovetskiy Y., Kushnaryova O. Effect of Structure on the Properties of Composite  $\text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{NiCr}$  Coatings. In book: Pogrebnjak, A., Bondar, O. (eds) Microstructure and Properties of Micro- and Nanoscale Materials, Films, and Coatings (NAP 2019). Springer, Singapore. 2020. Springer Proceedings in Physics, vol 240. Pp. 151-159. [https://doi.org/10.1007/978-981-15-1742-6\\_14](https://doi.org/10.1007/978-981-15-1742-6_14) (Scopus)

*Матеріали, що засвідчують апробацію дисертації*

7. Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Валевиц М. Л., Богачев Д. Г., Дуда И. М., **Титков Е. П.** Структурно–фазовое состояние износостойких композиционных покрытий системы  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{–NiCr}$ , нанесенных с использованием многокамерной детонационной установки. Сборник трудов Седьмой Международной конференции 15–19 сентября 2014 г., Одесса, Украина. Сс. 37-42

8. Markashova L., Grigorenko G., Tyurin Yu., O. Kolisnichenko, Berdnikova O., Kushnarova O., **Titkov E.** New composite coatings, their structure and properties. 4th International Conference “Nanotechnologies”, October 24 – 27, 2016, Tbilisi, Georgia. Pp. 143

9. Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Бердникова Е. Н., Кушнарера О. С., **Титков Е. П.** Структура и свойства металлокерамических покрытий, полученных детонационным напылением. Сборник трудов Восьмой Международной конференции 19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина. Сс. 64-69

10. Markashova L., Berdnikova O., Kushnarova O., Polovetskiy, Y., **Titkov Y.** Structure and properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  coatings sprayed on aluminum and titanium substrates. 9th international conference of young scientists on welding and related technologies, Abstracts, 23-26 May 2017, Kyiv, Ukraine. P. 54

11. Маркашова Л.И., Тюрин Ю.Н., Бердникова Е.Н., Колисниченко О.В., Половецкий Е. В., **Титков Е.П.**, Кушнарера О.С. Особенности структуры металлокерамических покрытий, полученных детонационным напылением. IX International Scientific Symposium "Combustion and plasmochemistry – September 13 – 15, 2017, Chapter 9, Казахстан, Алматы. Pp. 127-129

12. Markashova L.I., Grigorenko G.M., Tyurin Yu.N., Berdnikova O.M., Kolisnichenko O.V., **Titkov E.P.**, Polovetskyi E.V., Kushnarova O.S. Functional metal-ceramic coatings: structure and operating properties. 14th International Conference “Self-Propagating High Temperature Synthesis”. September 25 – 28, 2017. Tbilisi, Georgia. 2017. Pp. 55-58

13. Маркашова Л. И., Григоренко Г.М., Бердникова Е. Н.,Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Половецкий Е.В., **Титков Е. П.** 6-та Міжнародна Самсонівська конференція "Матеріалознавство тугоплавких сполук та композитів". 22-24 травня, 2018. Київ, Україна. С. 124

14. Markashova L., Tyurin Y., Berdnikova O., Kolisnichenko O., Polovetskyi I., **Titkov Y.** Effect of Nano-Structured Factors on the Properties of the Coatings Produced by Detonation Spraying Method. Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP-2018) September 9-14, 2018, Zatoka, Ukraine. Sumy: Sumy state University, 2018. 03TFNMC50. ISBN 978-1-5386-5333-3

15. **Titkov Y.**, Berdnikova, O., Tyurin, Y., Kolisnichenko, O., Polovetskiy, Y., Kushnaryova, O. Effect of Structure on the Properties of Composite  $\text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{NiCr}$  Coatings. Proceedings of the 2019 IEEE 9th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP-2019) September 15–20, 2019, Odesa Ukraine. – Sumy: Sumy state University, 2019. 01TFC08. ISBN: 978-1-7281-2830-6

16. Бердникова О.М., Тюрин Ю.М., Колисниченко О.В., Кушнарєва О.С., Половецкий Є.В., **Тітков Є.П.**, Єремєєва Л.Т. Нанорозмірні структури детонаційних металокерамічних покриттів. Тези доповідей конференції «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем», травень 25-27. Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ, 2021. С. 57