

ISSN 1561-2430 (Print)  
 ISSN 2524-2415 (Online)  
 УДК 538.9+539.23  
<https://doi.org/10.29235/1561-2430-2019-55-3-366-374>

Поступила в редакцию 28.06.2018  
 Received 28.06.2018

**В. А. Кукареко<sup>1</sup>, А. В. Кушнеров<sup>1</sup>, Ф. Ф. Комаров<sup>2</sup>, С. В. Константинов<sup>2</sup>,  
 В. Е. Стрельницкий<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

<sup>2</sup>Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко  
 Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь

<sup>3</sup>Харьковский физико-технический институт, Харьков, Украина

### МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПОКРЫТИЙ Cr–N И Ti–Cr–N, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ

**Аннотация.** Исследовано структурно-фазовое состояние, изучены механические свойства методом наноиндентирования по методике Оливера и Фарра и определена нагрузка, при которой происходит отслаивание покрытий Cr–N и Ti–Cr–N, сформированных методом вакуумно-дугового осаждения на подложках из стали 12X18H10T и сплава Zr2,5%Nb. Установлено, что покрытие Ti–Cr–N имеет однофазную структуру (Ti,Cr)N с гранцентрированной кубической кристаллической решеткой (ГЦК), а покрытие Cr–N состоит из нитрида хрома CrN (ГЦК). Показано, что покрытие Ti–Cr–N обладает большей твердостью и вязкостью, чем покрытие Cr–N. Вследствие легированности атомами Ti, покрытие Ti–Cr–N имеет более высокую нагрузку отслаивания по сравнению с покрытием Cr–N. При этом у покрытия Ti–Cr–N нагрузка отслаивания от подложки из сплава Zr2,5%Nb в ≈2 раза большая, чем от подложки из стали 12X18H10T, в то время как покрытие Cr–N, напротив, выдерживает большие нагрузки до отслаивания от подложки из стали 12X18H10T, чем от сплава Zr2,5%Nb.

**Ключевые слова:** покрытия Cr–N и Ti–Cr–N, фазовый состав, скретч-тестирование, микротвердость, адгезия

**Для цитирования.** Механические свойства и структурное состояние покрытий Cr–N и Ti–Cr–N, сформированных методом вакуумно-дугового осаждения / В. А. Кукареко [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук. – 2019. – Т. 55, № 3. – С. 366–374. <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2019-55-3-366-374>

**V. A. Kukareko<sup>1</sup>, A. V. Kushnerou<sup>1</sup>, F. F. Komarov<sup>2</sup>, S. V. Konstantinov<sup>2</sup>, V. E. Strel'nitskij<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

<sup>2</sup>A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, Minsk, Belarus

<sup>3</sup>Kharkov Institute of Physics and Technology, Kharkov, Ukraine

### MECHANICAL PROPERTIES AND THE STRUCTURAL CONDITION OF Cr–N AND Ti–Cr–N COATINGS FORMED BY THE VACUUM-ARCH DEPOSITION METHOD

**Abstract.** With the development of nuclear industry, the requirements for materials capable of operating under the conditions of ionizing radiation have increased. Such materials are nitride coatings based on titanium and chromium. In the work, using X-ray diffraction, X-ray microanalysis, nanoindentation method of Oliver and Farr, scratch testing, the structural phase state and the mechanical properties of nanostructured Cr–N and Ti–Cr–N coatings formed by vacuum-arc deposition from filtered plasma on substrates of steel 12X18H10T and alloy Zr2.5%Nb are investigated. It is established that the coating based on titanium and chromium has a single-phase structure (Ti,Cr)N with a face-centered cubic crystal lattice (FCC), and the coating based on chromium consists of chromium nitride CrN (FCC). It is shown that the Ti–Cr–N coating has greater hardness and toughness than the Cr–N coating. The Ti–Cr–N coating, due to its alloying with Ti atoms, has a higher adhesive strength as compared to the Cr–N coating. At the same time, in the Ti–Cr–N coating, the adhesive strength for a substrate made of Zr2.5%Nb alloy is ≈2 times greater than for a substrate based on steel 12X18H10, which may be associated with the formation of solid solutions between Ti and Zr elements. It is shown that on the contrary, the Cr–N coating can withstand heavy loads before tearing from a substrate based on steel 12X18H10T than from that based on a Zr2.5%Nb alloy. On the basis of the obtained data, one can say about the positive effect on the mechanical properties of titanium additive in the chromium-based coating composition.

**Keywords:** Cr–N and Ti–Cr–N coatings, phase composition, microhardness, scratch testing, adhesion

**For citation.** Kukareko V. A., Kushnerou A. V., Komarov F. F., Konstantinov S. V., Strel'nitskij V. E. Mechanical properties and the structural condition of Cr–N and Ti–Cr–N coatings formed by the vacuum-arc deposition method. *Vestsi Natsyional'nai akademii navuk Belarusi. Seryia fizika-matematychnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series*, 2019, vol. 55, no. 3, pp. 366–374 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2019-55-3-366-374>

**Введение.** Развитие атомной промышленности, ядерной энергетики и космической техники требует разработки радиационно-стойких материалов и электронного оборудования, способных работать в условиях воздействия ионизирующих излучений. Вместе с тем кардинальное изменение эксплуатационных свойств, применяемых массивных конструкционных материалов является крайне сложным и зачастую дорогостоящим проектом. Использование защитных покрытий позволяет объединить свойства подложки и самого покрытия и получить поверхностную слоистую композицию, обладающую характеристиками, которые не могут быть достигнуты при применении одного материала. Повышенной стойкостью к ионизирующим излучениям обладают нитридные керамики и, в частности, нитриды переходных металлов [1]. Такими материалами являются покрытия из нитридов титана, хрома, алюминия или их композитов, которые имеют улучшенные характеристики (повышенные твердость, износостойкость, коррозионную и термическую устойчивость) благодаря формированию в них нанокристаллической структуры [2–3]. Перспективным способом получения наноструктурных покрытий выступают методы вакуумно-дугового осаждения из фильтрованной плазмы [4–5]. Основным критерием качества покрытий считается адгезия материала к подложке. Так, фактором, в большой степени определяющим эксплуатационные свойства, является адгезионная способность покрытия [6]. Для оценки адгезионных свойств между покрытием и подложкой применяется метод склерометрии [7]. Величину адгезии характеризуют критической нагрузкой, при которой происходит отслоение покрытия. Целью настоящей работы является исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий Cr–N и Ti–Cr–N, нанесенных на различные подложки.

**Материалы и методы исследования.** Объектом исследования являются образцы покрытий Cr–N и Ti–Cr–N, сформированные методом сепарируемого вакуумно-дугового осаждения на подложках из стали 12X18H10T и сплава Zr2,5%Nb. Толщина покрытий составляет 2,5–5,6 мкм.

Исследования элементного состава сформированных покрытий Cr–N, Ti–Cr–N осуществлялись методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) с помощью специализированной приставки к сканирующему электронному микроскопу Hitachi SU3400. Ускоряющая электроны разность потенциалов варьировалась в диапазоне 5–15 кэВ. Элементный анализ покрытий приведен в табл. 1.

Таблица 1. Элементный состав сформированных покрытий по результатам РСМА, ат.%

Table 1. Elemental composition of the formed coatings according to the EPMA results, at.%

Покрытие/элемент	Ti	Cr	N
Cr–N	–	50 ± 1	50 ± 3
Ti–Cr–N	25 ± 2	25 ± 1	50 ± 3

Исследование структурно-фазового состояния покрытий Cr–N и Ti–Cr–N осуществлялось на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом ( $CoK_{\alpha}$ ) излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Расшифровка рентгенограмм выполнялась при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2.

Измерения микротвердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan 20 методом восстановленного отпечатка по ГОСТ 9450-76<sup>1</sup> при нагрузке на индентор  $P = 25$  г.

Измерения механических свойств покрытий производились также методом наноиндентирования по методике Оливера и Фарра [8, 9] с помощью прибора Nano Hardness Tester (NHT2) компании CSM Instruments (Швейцария) с алмазным индентором Берковича. Измерения и построение кривых нагрузки-разгрузки осуществлялись при максимальной нагрузке на индентор 0,05–0,1 Н. Коэффициент Пуассона для исследуемых покрытий Cr–N, Ti–Cr–N принимался равным  $\nu = 0,3$  в соответствии с [10–12]. Также для расчета прочих механических свойств, в том числе ударной вязкости покрытий, была применена методика Лейланда – Мэтьюса и Мусила [2, 13].

<sup>1</sup> Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников: ГОСТ 9450-76. М.: Изд-во стандартов, 1978. 56 с.

Для определения нагрузки разрушения покрытий Cr–N и Ti–Cr–N от подложки проводились испытания методом скретч-тестирования на трибометре MFT-5000. К поверхности образца с покрытием подводился индентор Роквелла – алмазный наконечник с радиусом при вершине 20 мкм и углом 120°. Далее индентор перемещался по испытываемой поверхности на расстояние 7 мм и одновременно прикладывалась постепенно увеличивающаяся нагрузка в пределах от 0 до 98 Н. В итоге на поверхности формировалась канавка (царапина) переменной глубины. Скорость нагружения индентора и скорость царапания (перемещения индентора с увеличивающейся нагрузкой) составляла 14 Н/мин и 1 мм/мин соответственно. Регистрация коэффициента трения и нагрузки разрушения проводилась с помощью программного обеспечения MFT, поставляемого вместе с трибометром MFT-5000.

**Результаты и их обсуждение.** На основании элементного анализа методом РСМА (см. табл. 1) сформированных покрытий установлено образование стехиометрических нитридов CrN и (Ti,Cr)N. Кислород в покрытиях не регистрируется или находится на уровне ошибки измерения, что свидетельствует о высоком качестве сформированных слоев.

Рентгеновские дифрактограммы покрытий Cr–N и Ti–Cr–N, нанесенных на подложки из стали 12X18H10T и сплава Zr2,5%Nb, представлены на рис. 1.

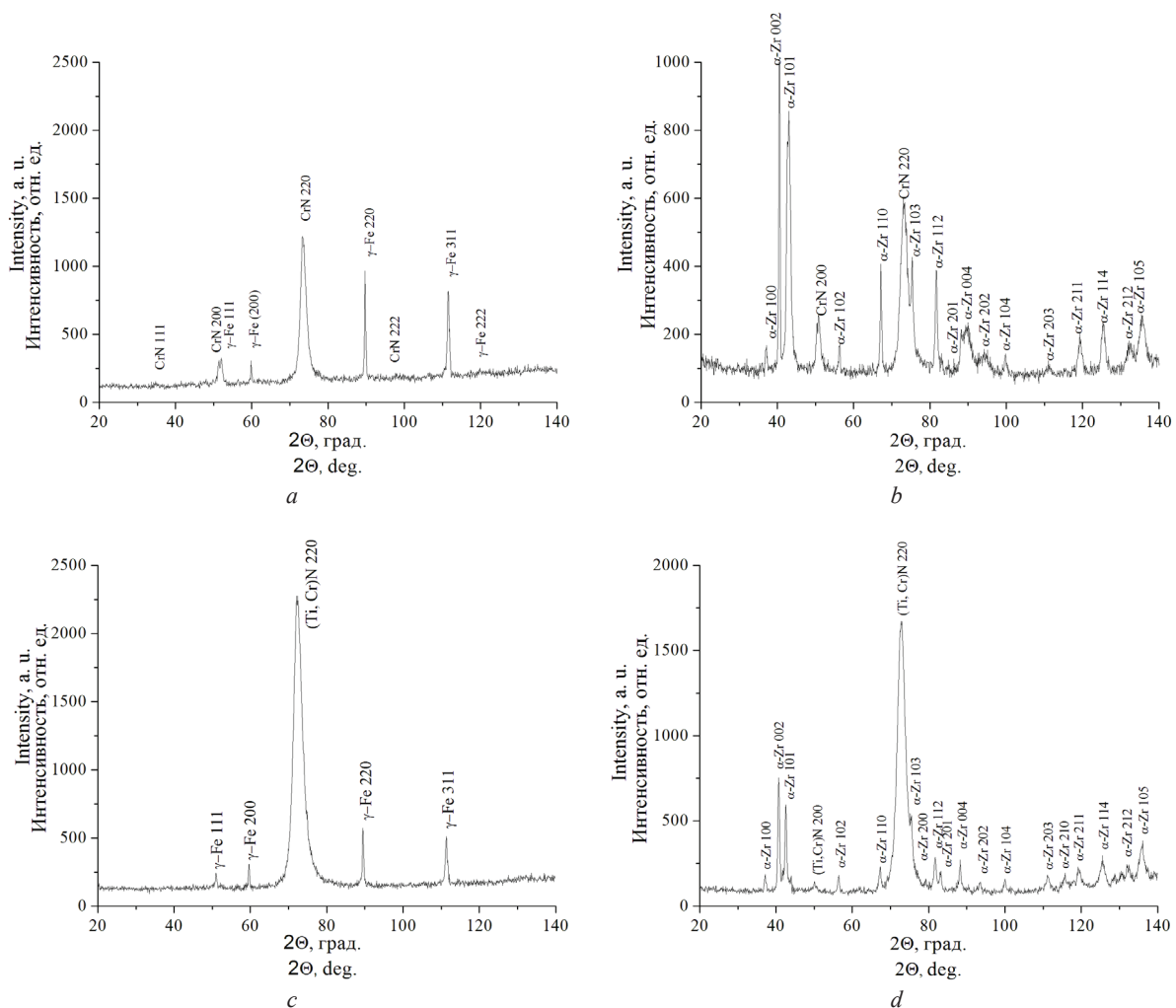


Рис. 1. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ( $\text{CoK}_\alpha$ ) от поверхностного слоя покрытия Cr–N, осажденного на сталь 12X18H10T (a) и сплав Zr2,5%Nb (b), и покрытия Ti–Cr–N, осажденного на сталь 12X18H10T (c) и сплав Zr2,5%Nb (d)

Fig. 1. Fragments of X-ray diffractograms ( $\text{CoK}_\alpha$ ) from the surface layer of Cr–N coating deposited on steel 12X18H10T (a) and on Zr2.5%Nb (b) alloy and Ti–Cr–N coating deposited on steel 12X18H10T (c) and Zr2.5%Nb alloy (d)

При исследовании покрытия Cr–N установлено, что оно имеет однофазную структуру и состоит из фазы CrN с гранцентрированной кубической решеткой типа NaCl. Параметр кристаллической решетки фазы CrN для покрытия Cr–N, нанесенного на сталь 12X18H10T, составляет  $a = 0,4225$  нм, а для того же покрытия, нанесенного на сплав Zr2,5%Nb, параметр решетки фазы CrN –  $a = 0,4222$  нм. Микротвердость покрытия Cr–N достигает 1900–2000 HV<sub>0,025</sub>. В покрытии Ti–Cr–N присутствует нитридная фаза (Ti,Cr)N с кристаллической решеткой типа NaCl. Значения параметров кристаллической решетки фазы (Ti,Cr)N покрытия Ti–Cr–N, нанесенного на сталь 12X18H10T и сплав Zr2,5%Nb, составляют  $a = 0,4270$  нм и  $a = 0,4263$  нм соответственно. Покрытие Ti–Cr–N имеет ярко выраженную текстурированность типа (110). Дифракционные линии от нитридных фаз имеют большое физическое уширение, что свидетельствует о высокой концентрации дефектов кристаллической решетки в покрытиях и дисперсности их структуры. Микротвердость покрытия Ti–Cr–N составила 3000–3300 HV<sub>0,025</sub>. На дифрактограммах исследуемых покрытий присутствуют дифракционные линии фаз  $\alpha$ -Zr и  $\gamma$ -Fe от подложек.

Кроме измерения твердости покрытий методом восстановленного отпечатка, по ГОСТ 9450-76 были также проведены исследования механических свойств методом наноиндентирования на приборе Nano Hardness Tester (NHT2) компании CSM Instruments (Швейцария) с алмазным индентором Берковича и обработкой результатов по методике Оливера и Фарра [8, 9].

На рис. 2 и 3 представлены кривые нагрузки-разгрузки, построенные по результатам наноиндентирования, а также фотографии поверхности исследуемых покрытий Cr–N и Ti–Cr–N соответственно. Рассчитанные по методике Оливера и Фарра [8, 9], величины твердости покрытий составили 19,2 ГПа для Cr–N и 35,7 ГПа для Ti–Cr–N, что хорошо согласуется с результатами измерения микротвердости по Виккерсу. Модуль упругости покрытий составил 193 и 291 ГПа для покрытий Cr–N и Ti–Cr–N соответственно. Жесткость покрытий Cr–N и Ti–Cr–N имеет сопоставимые значения, составляющие 0,34 и 0,49 Н/мкм соответственно. Кривые нагрузки-разгрузки являются гладкими, резкие изменения глубины проникновения индентора с изменением нагрузки отсутствуют, что свидетельствует об однородном по механическим параметрам характере покрытий. Также не наблюдается микрорастрескивания покрытия под нагрузкой-разгрузкой индентора, что говорит о преимущественно вязком характере разрушения покрытий под нагрузкой.

Следует отметить, что измеренная твердость покрытия Cr–N хорошо коррелирует с литературными данными [14]. Как видно из результатов измерений, величина твердости покрытия Ti–Cr–N на 86 % превосходит величину твердости покрытия Cr–N. Это является следствием зернограничного и твердорастворного упрочнения при формировании комплексного твердого раствора замещения (Ti,Cr)N с ГЦК-решеткой типа NaCl при добавке титана (вследствие существенного различия атомных радиусов Ti ( $R_{Ti} = 0,0147$  нм) и Cr ( $R_{Cr} = 0,0125$  нм) [15]).

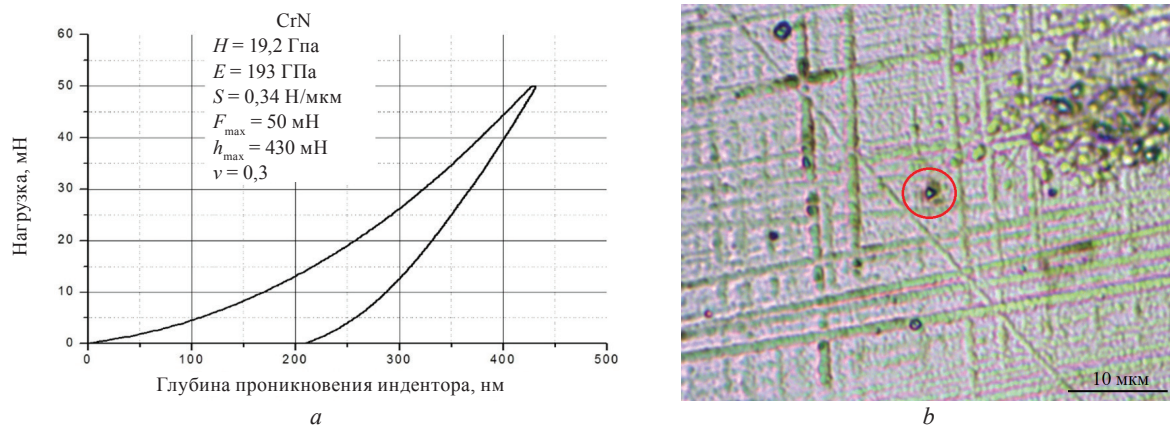


Рис. 2. Кривая нагрузки-разгрузки, полученная наноиндентированием (а), и изображение поверхности (b) покрытия Cr–N

Fig. 2. Load-unloading curve obtained by nanoindentation (a) and surface image (b) of the Cr–N coating

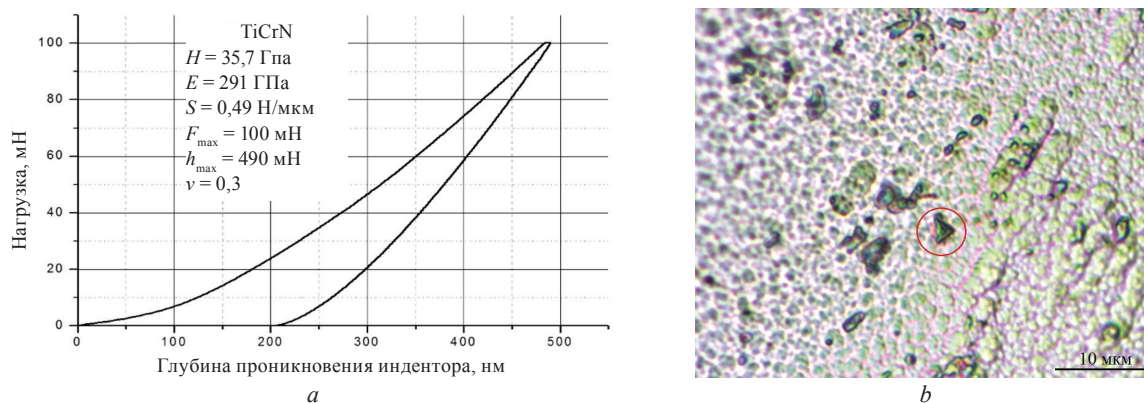


Рис. 3. Кривая нагрузки-разгрузки, полученная наноиндентированием (а), и изображение поверхности (b) покрытия Ti–Cr–N

Fig. 3. Load-unloading curve obtained by nanoindentation (a) and surface image (b) of the Ti–Cr–N coating

Как было показано в работе [13], а также [2], характер износа и разрушения покрытий под нагрузкой обычно определяется отношением  $H/E^*$ , где  $H$  и  $E^*$  – микротвердость и эффективный модуль Юнга соответственно;  $E^* = E/(1 - \nu^2)$ , где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона. Отношение  $H/E^*$  характеризует величину упругого восстановления при разгрузке индентора при микро- и наноиндентировании. В этой связи высокое значение отношения  $H/E^*$  является для покрытия желательным. Твердые покрытия, удовлетворяющие отношению  $H/E^* > 0,1$ , демонстрируют более высокий предел упругости и распределяют приложенную нагрузку на большую площадь, что приводит к повышению вязкости [2]. Такие покрытия являются одновременно твердыми и вязкими [16].

Для расчета отношения  $H/E^*$  для покрытий Cr–N и Ti–Cr–N коэффициент Пуассона был выбран равным 0,3 [10–12]. Отношение  $H/E^*$  для покрытия Ti–Cr–N, нанесенного методом сепарируемого вакуумно-дугового осаждения на подложку из нержавеющей стали 12X18H10T и сплав Zr2,5%Nb, составило 0,112, а для покрытия Cr–N, нанесенного при тех же режимах на ту же подложку, – 0,091. По критерию Мусила [2] покрытие Ti–Cr–N можно отнести к твердым и ударно-вязким.

Приведенные результаты исследований твердости покрытий указывают на то, что добавка титана к покрытию Cr–N положительно сказывается на его механических свойствах.

На рис. 4 показаны царапины, которые были получены при скретч-тестировании покрытий Cr–N и Ti–Cr–N. Можно видеть, что при достижении определенной нагрузки вдавливания алмазного индентора происходит отслаивание покрытия от подложки, сопровождающееся появлением характерных следов в виде сколов на микрофотографиях царапин.

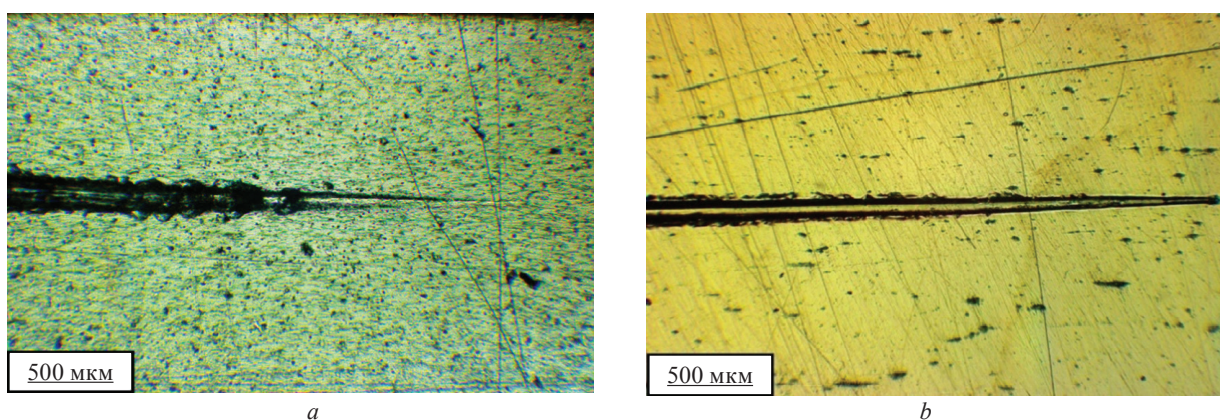


Рис. 4. Внешний вид царапин, полученных в результате скретч-тестирования покрытия Cr–N на подложке Zr2,5%Nb (а) и покрытия Ti–Cr–N на подложке 12X18H10T (b)

Fig. 4. Appearance of the scratches obtained due to the scratch-testing of the Cr–N coating on the Zr2.5%Nb-based substrate (a) and the Ti–Cr–N coating on the steel 12X18H10T-based substrate (b)

Графические зависимости коэффициента трения, нагрузки вдавливания и акустической эмиссии от времени испытания покрытий представлены на рис. 5. По результатам регистрации акустической эмиссии определена нагрузка разрушения (отслаивания) покрытия, которая фиксируется по первым всплескам акустической эмиссии. Для покрытия Cr–N, нанесенного на подложку 12X18H10T, значение нагрузки разрушения составляет 15 Н, а для случая Cr–N, нанесенного на подложку Zr2,5%Nb, – 13 Н. В случае покрытия Ti–Cr–N, сформированного на подложке 12X18H10T, величина нагрузки отслаивания достигает 20–22 Н, а для покрытия Ti–Cr–N, нанесенного на подложку Zr2,5%Nb, величина нагрузки разрушения возрастает до 36–38 Н.

Коэффициент трения в момент отслаивания покрытия Cr–N от подложки составляет  $f = 0,17–0,30$ , а для покрытий Ti–Cr–N –  $f = 0,20–0,21$ . При дальнейшем увеличении нагрузки вдавливания наблюдается увеличение коэффициента трения. При нагрузке  $\geq 50$  Н происходит углубление алмазного индентора в подложку и значение коэффициента трения достигает уровня  $\approx 0,45$  для подложки из стали 12X18H10T и  $\approx 0,50$  для сплава Zr2,5%Nb. Значения коэффициента трения в момент отслаивания покрытия, нагрузки отслаивания и физического уширения линии 220 покрытий Cr–N и Ti–Cr–N представлены в табл. 2.

Таблица 2. Значения коэффициента трения ( $f$ ), нагрузки отслаивания ( $L_c$ ) и физического уширения линии 220 ( $\beta_{220}$ ) покрытий Cr–N и Ti–Cr–N

Table 2. Values of the friction coefficient ( $f$ ), the tearing load ( $L_c$ ) and the physical broadening of line 220 ( $\beta_{220}$ ) of Cr–N and Ti–Cr–N coatings

Покрытие	Подложка	Параметры		
		$f$	$L_c$ , Н	$\beta_{220}$
Cr–N	12X18H10T	0,17	15	38,4
	Zr2,5%Nb	0,30	13	55,1
Ti–Cr–N	12X18H10T	0,20	21	59,1
	Zr2,5%Nb	0,21	38	54,9

Таким образом, покрытие Ti–Cr–N, нанесенное на сплав Zr2,5%Nb, имеет большую нагрузку разрушения, чем это же покрытие, нанесенное на подложку из стали 12X18H10T. Указанное явление связано, по нашему мнению, с тем, что титан и цирконий – элементы одной IVB подгруппы Периодической системы химических элементов, что говорит об их химическом родстве, обусловленном подобием строения электронных оболочек. Последнее является условием для образования непрерывных твердых растворов [17], что приводит к увеличению сил связи между покрытием Ti–Cr–N и сплавом Zr2,5%Nb и возрастанию адгезионной прочности покрытия. Покрытие Cr–N на стали 12X18H10T характеризуется меньшей адгезионной прочностью, чем Ti–Cr–N на этой же стали, о чем свидетельствует меньшая нагрузка разрушения покрытия, составляющая 15 Н. При этом нагрузка разрушения покрытия Cr–N на сплаве Zr2,5%Nb наименьшая – 13 Н. Указанное явление, по нашему мнению, может быть связано с тем, что в составе Fe–Cr–Ni стальной подложки (12X18H10T) и покрытия Cr–N присутствуют атомы хрома, что может способствовать образованию более прочной связи между покрытием и подложкой.

**Заключение.** Исследовано структурно-фазовое состояние и механические свойства вакуумно-дуговых покрытий Cr–N и Ti–Cr–N, сформированных на подложке из сплава Zr2,5%Nb и на стали 12X18H10T. Установлено, что покрытие на основе хрома состоит из фазы CrN, а покрытие на основе титана и хрома – из фазы (Ti,Cr)N, имеющих гранцентрированную кубическую решетку типа NaCl. Выявлено, что покрытие Ti–Cr–N демонстрирует большую твердость, чем покрытие Cr–N, а также большую величину отношения твердости к модулю упругости ( $H/E^*$ ), что указывает на его повышенную вязкость. Показано, что исследуемое покрытие Ti–Cr–N имеет большую нагрузку отслаивания по сравнению с покрытием Cr–N на разных подложках, что свидетельствует о его лучших адгезионных свойствах, чем покрытия Cr–N. Установлено, что покрытие Cr–N имеет более высокую нагрузку отслаивания от стали 12X18H10T, чем от сплава Zr2,5%Nb. Сделано заключение, что повышенная адгезионная прочность между покрытием Ti–Cr–N и подложкой из сплава Zr2,5%Nb связана с возможностью образования непрерывных твердых растворов между Ti и Zr.

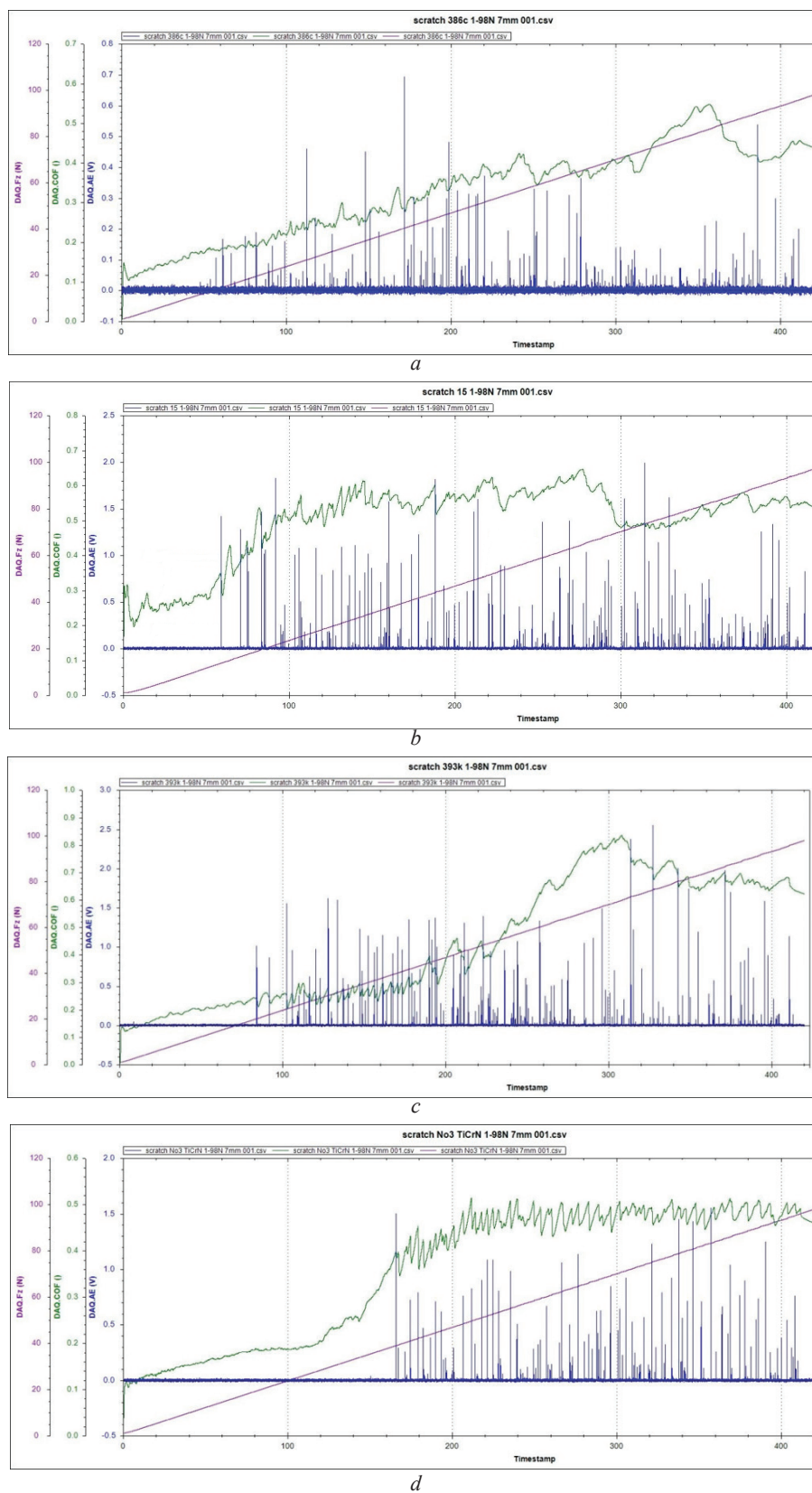


Рис. 5. Зависимость акустической эмиссии, коэффициента трения и нагрузки на индентор от времени испытаний для покрытий: Cr–N на подложках 12X18H10T (*a*) и Zr<sub>2</sub>,5%Nb (*b*); Ti–Cr–N на подложках 12X18H10T (*c*) и Zr<sub>2</sub>,5%Nb (*d*)

Fig. 5. Dependence of acoustic emission, friction coefficient, load on the indenter on the testing time for coatings: Cr–N based on the substrates of steel 12X18H10T (*a*) and Zr<sub>2</sub>.5%Nb alloy (*b*); Ti–Cr–N based on the substrates of steel 12X18H10T (*c*) and Zr<sub>2</sub>.5%Nb alloy (*d*)

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Kawai, M. Present status of study on development of materials resistant to radiation and beam impact / M. Kawai [et al.]. – *J. Nucl. Mater.* – 2008. – Vol. 377, № 1. – P. 21–27. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.02.060>
2. Musil, J. Hard nanocomposite coatings: Thermal stability, oxidation resistance and toughness / J. Musil // *Surf. Coat. Technol.* – 2012. – Vol. 207. – P. 50–65. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.073>
3. Gleiter, H. Nanocrystalline materials / H. Gleiter // *Progress in Materials Science.* – 1989. – Vol. 33, № 4. – P. 223–315. [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(89\)90001-7](https://doi.org/10.1016/0079-6425(89)90001-7)
4. Ivasishin, O. M. Nanostructured layers and coating formed by ion-plasma fluxes in titanium alloys and steels / O. M. Ivasishin, A. D. Pogrebnyak, S. N. Bratushka. – Kyiv: Akadempriodyka Publ., 2011. – 285 p. <https://doi.org/10.15407/akadempriodyka.181.286>
5. Вакуумно-плазменные покрытия на основе многоэлементных нитридов / Н. А. Азаренков [и др.] // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2013. – Т. 35, № 8. – С. 1061–1084.
6. Константинов, В. М. Адгезия покрытий Ti–N на модифицированной стальной подложке / В. М. Константинов, Г. А. Ткаченко, А. В. Ковальчук // *Металлургия: респ. межведомств. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2014. – Вып. 35. – С. 272–281.
7. Кравчук, К. С. Измерение трибологических свойств покрытий и композиционных материалов на субмикронном и нанометровом масштабах: дисс. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / К. С. Кравчук. – М., 2015. – 138 с.
8. Oliver, W. C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W. C. Oliver, G. M. Pharr // *J. Mater. Res.* – 1992. – Vol. 7, № 6. – P. 1564–1583.
9. Oliver, W. C. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology / W. C. Oliver, G. M. Pharr // *J. Mater. Res.* – 2004. – Vol. 19, № 1. – P. 3–20. <https://doi.org/10.1557/jmr.1992.1564>
10. Структура и свойства твердых и сверхтвердых нанокompозитных покрытий / А. Д. Погребняк [и др.] // *Успехи физ. наук.* – 2009. – Т. 179, № 1. – С. 1–30. <https://doi.org/10.1557/jmr.2004.0002>
11. Cavaleiro, A. Nanostructured Coatings / A. Cavaleiro, J. T. M. De Hosson. – Berlin: Springer-Verlag, 2006. – 648 p. <https://doi.org/10.3367/ufnr.0179.200901b.0035>
12. Microstructural design of hard coatings / P. H. Mayrhofer [et al.] // *Prog. Mater. Sci.* – 2006. – Vol. 51, № 8. – P. 1032–1114. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2006.02.002>
13. Leyland, A. Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings / A. Leyland, A. Matthews // *Surf. Coat. Technol.* – 2004. – Vol. 177/178. – P. 317–324. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.09.011>
14. Relation between microstructure and hardness of nano-composite CrN/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> coatings obtained using CrSi single target magnetron system / J. Morgiel [et al.] // *Vacuum.* – 2013. – Vol. 90. – P. 170–175. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.03.043>
15. Краткий справочник физико-химических величин / Н. М. Барон [и др.]. – Л.: Химия, 1983. – 232 с.
16. The effect of steel substrate pre-hardening on structural, mechanical, and tribological properties of magnetron sputtered TiN and TiAlN coatings / F. F. Komarov [et al.] // *Wear.* – 2016. – Vol. 352/353. – P. 92–101. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.02.007>
17. Федотов, А. К. Физическое материаловедение: в 3 ч. / А. К. Федотов. – Минск: Выш. шк., 2012. – Ч. 2: Фазовые превращения в металлах и сплавах. – 446 с.

## References

1. Kawai M., Kokawa H., Michiuchi M., Kurisihita H., Goto T., Futakawa M., Yoshiie T., Hasegawa A., Watanabe S., Yamamura T., Hara N., Kawasaki A., Kikuchi K. Present status of study on development of materials resistant to radiation and beam impact. *Journal of Nuclear Materials*, 2008, vol. 377, pp. 21–27. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.02.060>
2. Musil J. Hard nanocomposite coatings: Thermal stability, oxidation resistance and toughness. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 50–65. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.073>
3. Gleiter H. Nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*, 1989, vol. 33, pp. 223–315. [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(89\)90001-7](https://doi.org/10.1016/0079-6425(89)90001-7)
4. Ivasishin O. M., Pogrebnyak A. D., Bratushka S. N. Nanostructured layers and coating formed by ion-plasma fluxes in titanium alloys and steels. Kyiv, Akadempriodyka Publ., 2011. 285 p. <https://doi.org/10.15407/akadempriodyka.181.286>
5. Azarenkov N. A., Sobol' O. V., Bersnev V. M. Vacuum plasma coatings based on multi-element nitrides. *Metallofizika i noveishie tekhnologii = Metal Physics and Newest Technologies*, 2013, vol. 35, no. 8, pp. 1061–1084 (in Russian).
6. Konstaninov V. M., Tkachenko G. A., Koval'chuk A. V. Adhesion of Ti–N coatings on a modified steel substrate. *Metallurgiya. Respublikanskii mezhvedomstvennyi sbornik nauchnykh trudov* [Metallurgy. Republican interdepartmental collection of scientific papers]. Minsk, BNTU, 2014, no. 35, pp. 272–281 (in Russian).
7. Kravchuk K. S. *Measurement of the Tribological Properties of Coatings and Composite Materials on a Submicron and Nanometer*. Moscow, 2015. 138 p. (in Russian).
8. Oliver W. C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, no. 6, pp. 1564–1583. <https://doi.org/10.1557/jmr.1992.1564>
9. Oliver W. C., Pharr G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of Materials Research*, 2004, vol. 19, no. 1, pp. 3–20. <https://doi.org/10.1557/jmr.2004.0002>



10. Pogrebnyak A. D., Shpak A. P., Azarenkov N. A., Beresnev V. M. Structure and properties of solid and superhard nanocomposite coatings. *Uspekhi fizicheskikh nauk = Advances in the Physical Sciences*, 2009, vol. 179, no. 1, pp. 1–30. <https://doi.org/10.3367/ufnr.0179.200901b.0035>

11. Cavaleiro A., De Hosson J. T. M. *Nanostructured Coatings*. Berlin, Springer-Verlag, 2006. 648 p. <https://doi.org/10.1007/0-387-48756-5>

12. Mayrhofer P. H., Mitterer C., Hultman L., Clemens H. Microstructural design of hard coatings. *Progress in Materials Science*, 2006, vol. 51, no. 8, pp. 1032–1114. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2006.02.002>

13. Leyland A., Matthews A. Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 177–178, pp. 317–324. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.09.011>

14. Morgiel J., Grzonka J., Mania R., Zimowski S., Labar J. L., Fogarassy Z. Relation between microstructure and hardness of nano-composite CrN/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> coatings obtained using CrSi single target magnetron system. *Vacuum*, 2013, vol. 90, pp. 170–175. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.03.043>

15. Baron N. M., Ponomareva A. M., Ravdel A. A., Timofeeva Z. N. *Quick Reference Physico-Chemical Quantities*. Leningrad, Khimiya Publ., 1983. 232 p. (in Russian).

16. Komarov F. F., Konstantinov V. M., Kovalchuk A. V., Konstantinov S. V., Tkachenko H. A. The effect of steel substrate pre-hardening on structural, mechanical, and tribological properties of magnetron sputtered TiN and TiAlN coatings. *Wear*, 2016, vol. 352–353, pp. 92–101. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.02.007>

17. Fedotov A. K. *Physical Materials. Part 2. Phase Transformation in Metals and Alloys*. Minsk, Vysheishaya shkola Publ., 2012. 446 p. (in Russian).

### Информация об авторах

**Кукареко Владимир Аркадьевич** – доктор физико-математических наук, профессор, начальник центра структурных исследований и трибо-механических испытаний материалов и изделий машиностроения, Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, г. Минск, Республика Беларусь). E-mail: v\_kukareko@mail.ru

**Кушнеров Андрей Викторович** – младший научный сотрудник, Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, г. Минск, Республика Беларусь)

**Комаров Фадей Фадеевич** – член-корреспондент, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, г. Минск, Республика Беларусь). E-mail: komarovf@bsu.by

**Константинов Станислав Валерьевич** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, г. Минск, Республика Беларусь). E-mail: mymail3000@tut.by

**Стрельницкий Владимир Евгеньевич** – доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник, начальник лаборатории сверхтвердых аморфных алмазоподобных и поликристаллических алмазных покрытий отдела ионно-плазменной обработки материалов, Харьковский физико-технический институт НАН Украины (ул. Академическая, 1, 61108, г. Харьков, Украина). E-mail: strelnitskij@kipt.kharkov.ua

### Information about the authors

**Vladimir A. Kukareko** – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Center for Structural Research and Tribo-Mechanical Testing of Materials and Engineering Products, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: v\_kukareko@mail.ru

**Andrei V. Kushnerou** – Junior Researcher, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus).

**Fadei F. Komarov** – Corresponding Member, Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physics Problems of the Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: komarovf@bsu.by

**Stanislav V. Konstantinov** – Ph. D. (Physics and Mathematics), Senior Researcher of the Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physics Problems of the Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: mymail3000@tut.by

**Vladimir E. Strelnitskij** – Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Head of the Superhard Amorphous Diamond-like and Polycrystalline Diamond Coatings Laboratory of the Department of Ion-Plasma Materials Processing, Kharkov Institute of Physics and Technology of the National Academy of Sciences of Ukraine (1, Akademicheskaya Str., 61108, Kharkov, Ukraine). E-mail: strelnitskij@kipt.kharkov.ua