

PACSnumbers: 62.20.Qp, 68.55.-a, 81.05.Mh, 81.05.Ni, 81.20.Vj, 81.40.Pq, 81.65.Lp, 81.70.Jb

## **Формирование структуры и свойства композиционных покрытий TiB<sub>2</sub>–TiC–сталь, полученных совмещением электродуговой наплавки и СВС**

Д. Л. Луцак, П. М. Присяжнюк, М. О. Карпаш, В. М. Пылыпив\*,  
В. О. Кцюбинський\*

*Ивано-Франковский национальный технический университет нефти и газа,  
ул. Карпатская, 15,  
76019 Ивано-Франковск, Украина*

*\*ГВУЗ «Прикарпатский национальный университет им. Василия Стефаника»,  
ул. Шевченко, 57,  
76018 Ивано-Франковск, Украина*

Исследованы особенности формирования структуры, фазовый состав и износостойкость композиционных покрытий, полученных совмещением электродуговой наплавки и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с использованием порошкового электрода, содержащего смесь Ti и В<sub>4</sub>С. Покрытия состоят из стальной матрицы, эвтектики Fe + TiC и равномерно распределённых армирующих частиц TiB<sub>2</sub> и TiC, которые существенно различаются размерами и формой. Высокая твёрдость (84–85 HRA) и износостойкость покрытий в условиях трения скольжения по монолитному абразиву обусловлены повышенным содержанием ( $\cong 50\%$  об.) упрочняющих фаз и особенностями их морфологии.

**Ключевые слова:** самораспространяющийся высокотемпературный синтез, наплавка, порошковый электрод, TiB<sub>2</sub>–TiC-покрытия, композиты,

Corresponding author Dmytro Lyubomyrovych Lutsak  
E-mail: d.l.lutsak@gmail.com

*Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas,  
15 Karpatska Str., 76019 Ivano-Frankivsk, Ukraine  
\*Vasyl Stefanyk Precarpathian National University,  
57 Shevchenko Str., 76018 Ivano-Frankivsk, Ukraine*

Please cite this article as: D. L. Lutsak, P. M. Prysyzhnyuk, M. O. Karpash, V. M. Pylypiv, and V. O. Kotsyubynsky, Formation of Structure and Properties of Composite Coatings TiB<sub>2</sub>–TiC–Steel Obtained by Overlapping of Electric-Arc Surfacing and Self-Propagating High-Temperature Synthesis, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 38, No. 9: 1265–1278 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.07.1265.

абразивная износостойкость.

Досліджено особливості формування структури, фазовий склад і зносостійкість композиційних покриттів, одержаних суміщенням електродугового натоплювання та самопоширюваної високотемпературної синтези (СВС) з використанням порошкової електроди, що містить суміш Ti та  $B_4C$ . Покриття складаються зі сталеві матриці, евтектики Fe + TiC і рівномірно розташованих армувальних частинок  $TiB_2$  та TiC, які істотно відрізняються за розмірами та формою. Висока твердість (84–85 HRA) та зносостійкість покриттів в умовах тертя ковзання по монолітному абразиву зумовлені підвищеним вмістом ( $\cong 50\%$  об.) зміцнювальних фаз та особливостями їх морфології.

**Ключові слова:** самопоширювана високотемпературна синтеза, натоплювання, порошкова електрода,  $TiB_2$ -TiC-покриття, композити, абразивна зносостійкість.

The features of structure formation, phase constitution, and wear resistance of composite coatings obtained by combining of arc surfacing with self-propagating high-temperature synthesis (SHS) with using powder electrode containing a mixture of Ti and  $B_4C$  are investigated. The coatings consist of a steel matrix, eutectic Fe + TiC, and uniform distributed reinforcing particles of  $TiB_2$  and TiC, which vary significantly in size and form. High hardness (of 84–85 HRA) and high wear resistance of coatings in sliding friction over monolithic abrasive are caused by high content (of  $\cong 50\%$  vol.) of strengthening phases and features of its morphology.

**Key words:** self-propagating high-temperature synthesis, surfacing, powder electrode,  $TiB_2$ -TiC-coatings, composites, abrasive wear resistance.

*(Получено 6 июня 2016 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Исследования в области разработки наплавочных безвольфрамовых материалов на основе железа для повышения абразивной износостойкости стальных поверхностей главным образом сконцентрированы на системах, содержащих карбиды и бориды переходных металлов IV–VI группы периодической системы элементов [1]. Одной из наиболее часто используемых систем является Fe–Cr–C с незначительными добавками Ti, Nb, Mo и V [2–5], наплавленный слой при этом практически полностью состоит из эвтектик на основе  $(Cr, Fe)_7C_3 + \alpha\text{-Fe}$  и  $(Cr, Fe)_{23}C_6 + \alpha\text{-Fe}$ , которые характеризуются скелетообразной грубодисперсной каркасной структурой с низкой трещиностойкостью. Кроме этого твердость карбидов Cr (16–18 ГПа) [6] одна из самых низких среди карбидов переходных металлов, а растворение Fe в карбидах Cr при наплавке дополнительно её снижает [7]. Поэтому для обеспечения необходимой износостойкости

наплавки концентрация карбидных фаз в поверхностном слое должна быть высокой ( $\cong 90\%$  об.), а это крайне негативно отображается на его пластичности. Твёрдость тугоплавких соединений титана TiC ( $\cong 30$  ГПа) и TiB<sub>2</sub> (32 ГПа) значительно выше, а их растворимость в Fe не превышает  $\cong 1\%$  масс. [8], что делает их перспективными материалами для создания износостойких покрытий с выраженной гетерофазной структурой.

Для получения покрытий, упрочнённых частицами TiC и TiB<sub>2</sub>, в качестве исходных компонентов используют реакцию смесь порошков Fe-Ti-B<sub>4</sub>C [9], которую с помощью пластификатора наносят на обрабатываемую поверхность и подвергают воздействию электрической дуги [10], плазменной струи [11] или лазерного излучения [12]. При этом в порошковой шихте инициируется и развивается реакция горения по механизму самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), приводящая к формированию и росту частиц TiC и TiB<sub>2</sub>, которые при контакте могут устанавливать между собой когерентную связь на границе раздела. Когерентная связь различных решёток приводит к резкому повышению, как твёрдости, так и сопротивления пластической деформации. Однако перечисленные методы высокоэнергетической обработки предварительно нанесённых на поверхность реакционных смесей имеют ряд недостатков: ограниченная толщина упрочнённого слоя (до 1 мм); необходимость специальной подготовки упрочняемой поверхности; потребность в специальном оборудовании. Указанных недостатков лишён метод электродуговой наплавки порошковым электродом (ПЭ), содержащим реакцию смесь [13], который отличается высокой экономичностью и универсальностью, поскольку позволяет наносить покрытия в несколько проходов толщиной до 5 мм на поверхности сложной формы в разных пространственных положениях с использованием традиционных источников тока.

Цель данной работы — исследование особенностей формирования структуры и износостойкости композиционных покрытий (КП) на стальных поверхностях, полученных путём совмещения электродуговой наплавки и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с использованием ПЭ со стальной оболочкой, содержащего реакцию смесь Ti + B<sub>4</sub>C.

## 2. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходных материалов для получения шихты использовали порошок титана марки ПТС-1 ТУ 14-22-57-92 и карбид бора (марка 2B ISO 9001:2008) со средним размером частиц 17 и 22,8 мкм соответственно. Массовое содержание компонентов в исходной шихте составляло 72,2% Ti и 27,8% B<sub>4</sub>C в соответствии со

стехиометрическим соотношением, при котором в присутствии жидкого железа происходит СВС-реакция [10, 14]:



Перед взвешиванием компоненты просушивали в сушильном шкафу типа СНОЛ на протяжении 120 мин при температуре 120°C. Смешивание проводилось в гравитационном барабанном смесителе с наклонной осью вращения. Наплавочный материал изготавливали на лабораторном стенде в виде ПЭ (рис. 1) с металлической оболочкой из стали 08кп ГОСТ 3559-75.

Коэффициент заполнения ПЭ порошковой смесью ( $K_f$ ) определяли по формуле:

$$K_f = G_p / G_e, \quad (2)$$

где  $G_p$  — масса шихты, а  $G_e$  — масса электрода.

Контроль значения  $K_f$  проводился путём последовательного взвешивания не менее трёх мерных отрезков электрода; при исследованиях его значение составляло 25%, что соответствует массовому содержанию элементов в электроде: 75,1% Fe, 18% Ti, 5,3% V, 1,6% C. Наплавка проводилась на сталь 45 ГОСТ 1050-88 в ручном режиме с использованием сварочного выпрямителя ВДУ-506. Режимы наплавки: вольтамперная характеристика — падающая, ток 160–170 А, напряжение 30–32 В, полярность — обратная.

Структуру покрытий исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЕМ) и микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) с помощью электронного микроскопа Zeiss EVO 40XVP, системой рентгеновского микроанализа INCA Energy и детектором фазового контраста CZ BSD. Для цифрового анализа снимков структуры использовали программное обеспечение Image-Pro Plus 6.1; последующую статистическую обработку данных выполняли с помощью программы OriginPro. Рентгеновский фазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в фильтрованном

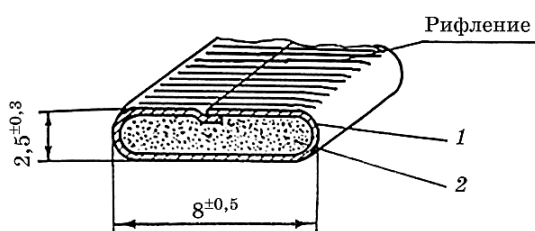


Рис. 1. Схема ПЭ с реакционной смесью.

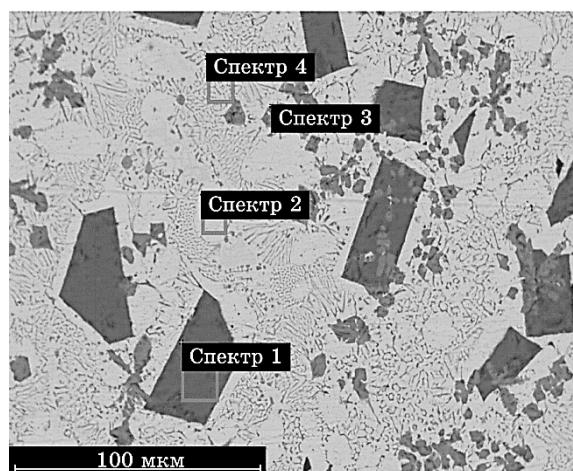
Fig. 1. Scheme of powder electrode (PE) with the reaction mixture.

CuK<sub>α</sub>-излучении.

Износостойкость покрытия определяли путём сравнения с серийными материалами на железной основе, предназначенными для наплавки деталей, работающих при интенсивном абразивном изнашивании. Определение износостойкости проводилось по потере массы (с дальнейшим пересчётом в объёмный износ) в условиях трения скольжения по монолитному абразиву, при этом использовались цилиндрические образцы диаметром 10 мм с наплавкой на торцевой поверхности. Образцы прижимались с усилием 100 Н к абразивному карбидокремниевому кругу, вращающемуся со скоростью 0,21 м/с; путь трения составлял 33 м. Для сравнительных испытаний использовали наплавки из безвольфрамовых (сормайт ЦС-1 ГОСТ 21449-75, Т590 ГОСТ 10051-75, Т620 ГОСТ 10051-75, ESAB ОК 84.80 DIN 8555, Lastek 2400 DIN 8555) и высоковольфрамовых (Lastek 210 DIN 8555, релит ЛЗ-16-8 ТУ У 322-19-008-97) электродных материалов. Их фазовый состав и плотность рассчитывали с использованием программы JMatPro.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В структуре наплавленного слоя (рис. 2) содержатся три фазы, которые различаются контрастом и, соответственно выбранному режиму микроскопических исследований, плотностью. Сопоставление результатов МРСА (табл. 1) и РФА (рис. 3) свидетельствует о

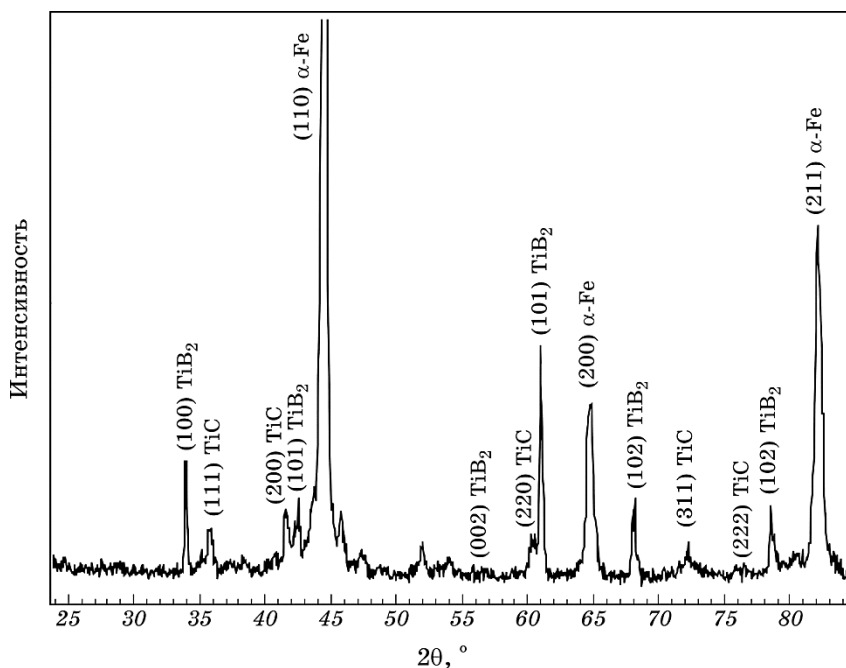


**Рис. 2.** Микроструктура наплавки ПЭ сталь-Ti-B<sub>4</sub>C и результаты МРСА (табл. 1).

**Fig. 2.** Microstructure of coating welded by PE from steel-Ti-B<sub>4</sub>C and the results of micro-Raman spectral analysis (Table 1).

**ТАБЛИЦА 1.** Результаты спектрального анализа наплавки ПЭ сталь–Ti–B<sub>4</sub>C.**TABLE 1.** The results of microoentgen spectral analysis of coating welded by PE from steel–Ti–B<sub>4</sub>C.

| Спектр | Элементный состав, % масс. |       |       |       |
|--------|----------------------------|-------|-------|-------|
|        | Ti                         | B     | C     | Fe    |
| 1      | 65,28                      | 33,92 | –     | 0,81  |
| 2      | 1,62                       | –     | 21,98 | 76,02 |
| 3      | 64,08                      | –     | 16,89 | 19,03 |
| 4      | 8,58                       | –     | 4,37  | 87,05 |

**Рис. 3.** Рентгенограмма наплавки ПЭ сталь–Ti–B<sub>4</sub>C.**Fig. 3.** X-ray diffraction pattern of coating welded by PE from steel–Ti–B<sub>4</sub>C.

том, что наиболее плотная светлая фаза (матрица) (спектр 2, рис. 2) представляет собой  $\alpha$ -Fe с параметром решётки  $a = 0,2868$  нм, который соответствует низколегированному ферриту (суммарное содержание легирующих элементов  $\leq 1,5\%$  масс.) [15].

Тёмная фаза (спектр 1, рис. 2) представлена равномерно распределёнными в матрице хаотично ориентированными и относительно

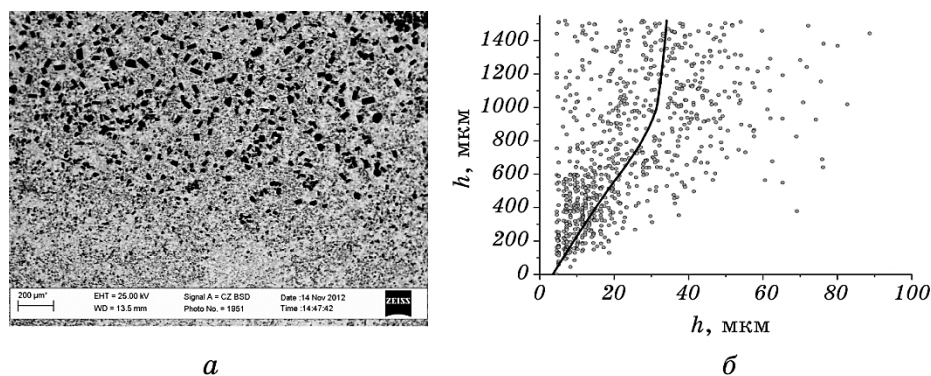
крупными зёрнами в форме шестиугольных призм. Их форма и состав наиболее близки к соединению TiB<sub>2</sub> с гексагональной решёткой.

Количество TiB<sub>2</sub> по результатам РФА составляет  $\cong 21\%$  масс., а параметры решётки ( $a = 0,3027$  нм и  $c = 0,3228$  нм) соответствуют практически полному отсутствию других растворённых в решётке TiB<sub>2</sub> элементов [16]. Зёрна TiB<sub>2</sub> окружены слоем феррита, что свидетельствует о гетерогенном зародышеобразовании и кристаллизации аустенита на гранях зёрен TiB<sub>2</sub> с последующим его превращением в феррит.

Соотношение элементов в серой фазе (спектр 3, рис. 2) и результаты РФА показывают, что указанная фаза представляет собой TiC в количестве  $\cong 10\%$  масс. и уменьшенным параметром решётки ( $a = 0,4322$  нм), который соответствует составу Ti<sub>0,73</sub>C [17]. Такой характер изменения параметров решётки отвечает образованию ограниченных растворов системе TiC-Fe [14, 18]. Структура частиц TiC существенно различается; он встречается в виде отдельных включений глобулярной, оgranённой или дендритной формы, а также в составе структурных составляющих (спектр 4, рис. 2), морфология и состав которых соответствуют квазибинарной эвтектике Fe + TiC с ориентированной стержневой структурой [19]. Кроме того, частицы TiC присутствуют в теле зёрен TiB<sub>2</sub>, а это свидетельствует о его первоочередном образовании в системе Ti-B<sub>4</sub>C при СВС в присутствии расплава стали, не смотря на то, что образование TiB<sub>2</sub> более выгодно с точки зрения термодинамики. Это существенно отличается от взаимодействия при активированном горячем прессовании смеси Ti и B<sub>4</sub>C, при котором TiC не образуется [20]. По данным [10] преимущественное формирование TiC в системе Fe-Ti-B<sub>4</sub>C при наличии жидкой фазы связано с большей диффузионной подвижностью углерода по сравнению с бором в Ti. Сформировавшиеся на первых стадиях СВС частицы TiC облегчают зарождение и рост кристаллов TiB<sub>2</sub>, т.е. исполняют также роль модификаторов при формировании более износостойкой фазы.

Таким образом, основными структурными составляющими наплавленного слоя являются: TiB<sub>2</sub> в форме шестиугольных призм, феррит, главным образом сосредоточенный вокруг зёрен TiB<sub>2</sub>, эвтектика Fe + TiC и TiC различной морфологии. При РФА также были выявлены незначительные следы цементита.

Отличительной особенностью наплавки ПЭ сталь-Ti-B<sub>4</sub>C при совмещении ЭД наплавки и СВС является наличие градиента частиц по высоте наплавленных слоёв (рис. 4, а). В областях, непосредственно примыкающих к основе, частицы TiB<sub>2</sub> имеют размеры < 10 мкм, а по мере продвижения к верху наплавки средний размер частиц увеличивается и стремится к равновесному значению для данных условий (рис. 4, б). Это вызвано различной скоростью охлаждения поверхностного слоя вследствие совокупного действия



**Рис. 4.** Структура поверхности раздела наплавки ПЭ сталь–Ti–B<sub>4</sub>C с основой (а) и характер распределения размеров частиц по высоте (б).

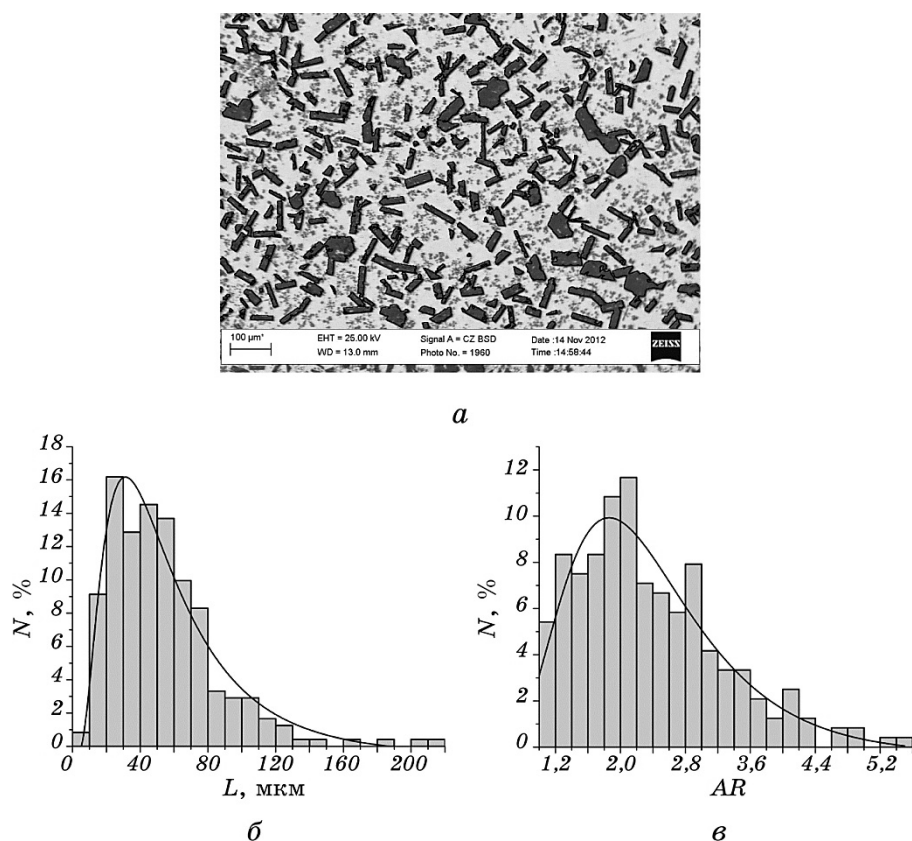
**Fig. 4.** The structure of interface region between coating welded by PE from steel–Ti–B<sub>4</sub>C and parent steel (a), and the character of particle size distribution through depth (b).

теплоты дуги и СВС-реакции. При этом частицы, находящиеся в верхних зонах наплавки, дольше контактируют с расплавом стали, что создаёт благоприятные условия для их роста по механизму растворения–осаждения. Соединение наплавленного слоя с основой характеризуется сплошностью и качественной металлургической связью, в зоне сплавления отсутствуют поры и трещины, а твёрдость поверхностного слоя находится в диапазоне 84–85 HRA.

Для установления структурных характеристик зёрен TiB<sub>2</sub> в соответствии с подходами стереометрической металлографии для изометрической структуры [21] число измеряемых пересечений зёрен плоскостью шлифа (рис. 5, а) составляло 241 (более 100). Для каждого зерна измерялись его длина (L), приблизительно соответствующая длине основания шестиугольных призм TiB<sub>2</sub>, а также соотношение длин сторон (AR). Показатель AR для сечений формы, близкой к прямоугольной, наиболее часто наблюдаемых в плоскости шлифа, даёт возможность установить степень отклонения формы зёрен от равноосной и установить высоту призм TiB<sub>2</sub>. Статистическая обработка результатов измерений проводилась с использованием логнормального закона распределения, применяемого для оценки дисперсности продуктов СВС [22]. Результаты аппроксимации (рис. 5, б) показывают, что распределение размеров частиц (L) TiB<sub>2</sub> с высокой точностью (скорректированный коэффициент детерминации ≅ 0,95) описывается логнормальным законом вида:

$$N(x) = d_0 + \frac{A}{wx\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(\ln(x/x_c))^2}{2w^2}}, \quad (3)$$





**Рис. 5.** Структура верхнего слоя КП сталь- $\text{TiB}_2$ - $\text{TiC}$  (а), характер распределения частиц  $\text{TiB}_2$  (обведены контурами) по размерам ( $L$ ) (б) и соотношению сторон ( $AR$ ) (в).

**Fig. 5.** Structure of top layer of composite coating deposited by PE from steel- $\text{Ti-B}_4\text{C}$  (a), the character of particle distribution (outlined by contour) by size ( $L$ ) (b) and by aspect ratio ( $AR$ ) (c).

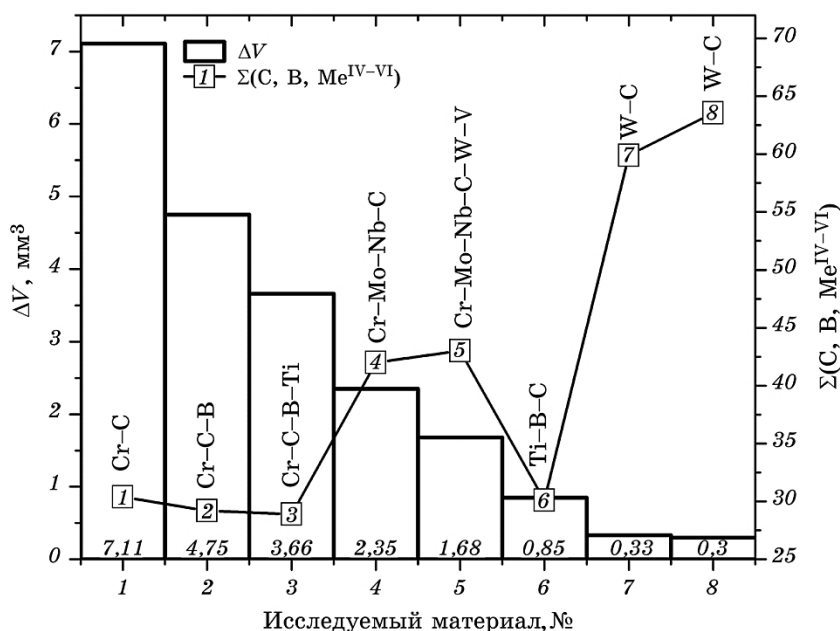
где  $w$ ,  $d_0$  и  $A$  — параметры распределения,  $N(x)$  — количество (%),  $x_c$  — среднее значение искомой величины.

Результаты измерений и статистической обработки показателя  $AR$  свидетельствуют, что его распределение также удовлетворительно аппроксимируется логнормальным законом со средним значением  $AR \cong 2,2$ . Следовательно, зёрна  $\text{TiB}_2$  представляют собою правильные шестиугольные призмы с шириной грани  $\cong 50$  мкм и высотой ребра  $\cong 23$  мкм, а их объёмное содержание  $\cong 34\%$ . Наличие огранки зёрен и непрерывность матричной фазы, разделяющей зёрна, свидетельствуют о низком значении межфазной энергии и высокой степени смачиваемости на границе стальной расплав- $\text{TiB}_2$ .

[23].

Указанные факторы способствуют повышению работы адгезии и, соответственно, прочному закреплению зёрен  $TiB_2$  в феррите.

Выявленная морфология зёрен  $TiB_2$  является благоприятной с позиции обеспечения износостойкости при абразивном изнашивании, поскольку их вытянутая огранённая форма способствует проявлению так называемого теневого эффекта [24], защищающего матрицу от режущего действия абразивных микрочастиц. Кроме этого, на стойкость против воздействия абразива позитивное влияние оказывает присутствие в структуре зёрен  $TiB_2$  относительно больших размеров [5, 2]. Значительная объёмная концентрация ( $\cong 15\%$ ) дисперсных включений  $TiC$  в феррите приводит к образованию структуры близкой по характеристикам к структурам карбидосталей [25], что предполагает повышение износостойкости матричной фазы.



**Рис. 6.** Зависимости потери массы ( $\Delta m \propto \Delta V$ ) и суммарной концентрации легирующих элементов в наплавленном слое ( $\Sigma(C, B, Me^{IV-VI})$ ) от типа применяемого наплавочного материала на основе железа: 1 — сормайт ЦС-1, 2 — Т590, 3 — Т620, 4 — ESAB ОК 84.80, 5 — Lastek 2400, 6 — ПЭ сталь  $Ti-B_4C$ , 7 — Lastek 210, 8 — релит ЛЗ-16-8.

**Fig. 6.** Dependences of the mass loss ( $\Delta m \propto \Delta V$ ) and the total concentration of alloying elements ( $\Sigma(C, B, Me^{IV-VI})$ ) in the coating on the type of Fe-based hardfacing material: 1—sormite TsS-1, 2—T590, 3—T620, 4—ESAB ОК 84.80, 5—Lastek 2400, 6—PE steel- $Ti-B_4C$ , 7—Lastek 210, 8—relit LZ-16-8.

Таким образом, рабочий слой наплавки характеризуется иерархической структурой и представляет собой композиционное покрытие с матрицей на основе карбидостали, армированной зёрнами  $TiB_2$ .

Результаты определения износостойкости (рис. 6) показывают, что исследуемое покрытие значительно превосходит серийные наплавки на основе системы  $Fe-Cr-(Me^{IV-VI})-C(B)$ , где  $Me^{IV-VI}$  — переходной карбидообразующий металл IV-VI группы периодической системы элементов. При этом общее массовое содержание основных легирующих железо элементов ( $\Sigma(C, B, Me^{IV-VI})$ ) в исследуемом покрытии существенно ниже. Износостойкость наплавки с высокой концентрацией W выше по сравнению с КП сталь- $TiB_2$ -TiC в 1,4–1,5 раза. Но при этом массовая концентрация W выше, чем Ti практически в два раза, что (учитывая разность в плотности) соответствует большему в 8,5 раз объёму, наплавленному Ti-содержащим электродом.

Следовательно, покрытия сталь Ti- $B_4C$  могут быть использованы как альтернативные для высокохромистых наплавки, легированных дорогостоящими элементами (W, Mo, Nb и V), а также (из экономических соображений) для замены вольфрамовых наплавки в случае необходимости нанесения большого объёма материала.

#### 4. ВЫВОДЫ

Совмещение электродуговой наплавки и СВС порошковыми электродами со стальной оболочкой, содержащими смесь порошков Ti и  $B_4C$ , позволяет получить выраженную гетерофазную структуру наплавленного слоя, состоящую из феррита, эвтектики Fe + TiC, частиц  $TiB_2$  и TiC.

Износостойкость полученных покрытий при трении по монолитному абразиву соизмерима с наплавками, содержащими литой карбид вольфрама, и значительно превосходит серийные материалы на основе высокохромистых сплавов железа. Это объясняется высоким объёмным содержанием сверхтвёрдых частиц  $TiB_2$  ( $\cong 34\%$ ) и TiC ( $\cong 15\%$ ), а также большими размерами ( $\cong 50$  мкм) и огранённой призматической формой зёрен  $TiB_2$ .

Дальнейшие работы по повышению износостойкости исследуемых материалов целесообразно проводить в направлении легирования связки, которая является наименее износостойкой составляющей покрытия.

Полученные покрытия могут быть использованы для упрочнения деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, где стойкость серийных высокохромистых наплавки не удовлетворительна, а также, в некоторых случаях, вместо более дорогостоящих сплавов на основе литого карбида вольфрама.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. M. Roy, *Surface Engineering for Enhanced Performance Against Wear* (Wien: Springer: 2013).
2. N. Yüksel and S. Şahin, *Materials and Design*, **58**: 491 (2014).
3. C. W. Kuo, C. Fan, S. H. Wu, and W. Wu, *Materials Transactions*, **48**, No. 9: 2324 (2007).
4. Е. В. Суховая, *Сверхтвёрдые материалы*, № 5: 29 (2013).
5. R. Chotěborský, P. Hrabě, M. Müller, J. Savková, M. Jirka, and M. Navrátilová, *Research in Agricultural Engineering*, **55**, No. 3: 101 (2009).
6. Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий, *Тугоплавкие соединения: Справочник* (Москва: Металлургия: 1976).
7. F. Ye, M. Hojamberdiev, Y. Xu, L. Zhong, H. Yan, and Z. Chen, *Materials Chemistry and Physics*, **147**, No. 3: 823 (2014).
8. А. Л. Борисова, *Совместимость тугоплавких соединений с металлами и графитом: Справочник* (Киев: Наукова думка: 1985).
9. D. A. Goncharuk and G. A. Baglyuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **51**, Nos. 9–10: 547 (2013).
10. Z. T. Wang, X. H. Zhou, and G. G. Zhao, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **18**, No. 4: 831 (2008).
11. W. Xibao, W. Xiaofeng, and S. Zhongquan, *Surf. Coat. Technol.*, **192**, No. 2: 257 (2005).
12. F. Zhou, H. Y. Yang, and L. H. He, *Applied Mechanics and Materials*, **341**: 162 (2013).
13. D. L. Lutsak, P. M. Prysyzhnyuk, and M. O. Karpash, *Metallurgical and Mining Industry*, No. 2: 126 (2016).
14. А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. К. Шведова, Ю. А. Кочержинский, В. И. Нечипоренко, *Порошковая металлургия*, № 9: 47 (1980).
15. S. J. Lee and Y. K. Lee, *Scr. Mater.*, **52**, No. 10: 973 (2005).
16. R. G. Munro, *J. Research of the National Institute of Standards and Technology*, **105**, No. 5: 709 (2000).
17. Г. В. Самсонов, Г. Ш. Упадхья, В. С. Нешпор, *Физическое материаловедение карбидов* (Киев: Наукова думка: 1974).
18. Y. F. Yang, H. Y. Wang, J. G. Wang, and Q. C. Jiang, *J. American Ceramic Society*, **91**, No. 11: 3813 (2008).
19. S. Chaudhary, S. Khaple, V. S. Prasad, A. S. Rao, and R. G. Baligidad, *J. American Ceramic Society*, **68**, No. 5: 809 (2015).
20. V. V. Ivzhenko, O. N. Kaidash, G. F. Sarnavskaya, S. N. Dub, V. A. Popov, L. M. Bologova, and S. A. Lisovenko, *J. Superhard Materials*, **33**, No. 1: 34 (2011).
21. С. А. Салтыков, *Стереометрическая металлография* (Москва: Металлургия: 1976).
22. B. Cocherin, V. Gauthier, D. Vrel, and S. Dubois, *J. Crystal Growth*, **304**, No. 2: 481 (2007).
23. А. Ф. Лисовский, *Формирование структуры композиционных материалов при обработке металлическими расплавами* (Киев: Наукова думка: 2008).
24. А. И. Бельий, *Автоматическая сварка*, № 12: 20 (2010).
25. Y. A. Kryl and P. M. Prysyzhnyuk, *J. Superhard Materials*, **35**, No. 5: 292 (2013).

## REFERENCES

1. M. Roy, *Surface Engineering for Enhanced Performance Against Wear* (Wien: Springer: 2013).
2. N. Yüksel and S. Şahin, *Materials and Design*, **58**: 491 (2014).
3. C. W. Kuo, C. Fan, S. H. Wu, and W. Wu, *Materials Transactions*, **48**, No. 9: 2324 (2007).
4. E. V. Sukhovaya, *Sverkhverdye Materialy*, No. 5: 29 (2013) (in Russian).
5. R. Chotěborský, P. Hrabě, M. Müller, J. Savková, M. Jirka, and M. Navrátilová, *Research in Agricultural Engineering*, **55**, No. 3: 101 (2009).
6. G. V. Samsonov and I. M. Vinnitskiy, *Tugoplavkie Soedineniya: Spravochnik* [High-Melting Compounds: Handbook] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
7. F. Ye, M. Hojamberdiev, Y. Xu, L. Zhong, H. Yan, and Z. Chen, *Materials Chemistry and Physics*, **147**, No. 3: 823 (2014).
8. A. L. Borisova, *Sovmestimost' Tugoplavkikh Soedineniy s Metallami i Grafitom: Spravochnik* [Compatibility of High-Melting Compounds with Metals and Graphite: Handbook] (Kiev: Naukova Dumka: 1985) (in Russian).
9. D. A. Goncharuk and G. A. Baglyuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **51**, Nos. 9–10: 547 (2013).
10. Z. T. Wang, X. H. Zhou, and G. G. Zhao, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **18**, No. 4: 831 (2008).
11. W. Xibao, W. Xiaofeng, and S. Zhongquan, *Surf. Coat. Technol.*, **192**, No. 2: 257 (2005).
12. F. Zhou, H. Y. Yang, and L. H. He, *Applied Mechanics and Materials*, **341**: 162 (2013).
13. D. L. Lutsak, P. M. Prysyzhnyuk, and M. O. Karpash, *Metallurgical and Mining Industry*, No. 2: 126 (2016).
14. A. L. Borisova, Yu. S. Borisov, L. K. Shvedova, Yu. A. Kocherzhinskiy, and V. I. Nechiporenko, *Poroshkovaya Metallurgiya*, No. 9: 47 (1980) (in Russian).
15. S. J. Lee and Y. K. Lee, *Scr. Mater.*, **52**, No. 10: 973 (2005).
16. R. G. Munro, *J. Research of the National Institute of Standards and Technology*, **105**, No. 5: 709 (2000).
17. G. V. Samsonov, G. Sh. Upadkhaya, and V. S. Neshpor, *Fizicheskoe Materialovedenie Karbidov* [Physical Materials Science of Carbides] (Kiev: Naukova Dumka: 1974) (in Russian).
18. Y. F. Yang, H. Y. Wang, J. G. Wang, and Q. C. Jiang, *J. American Ceramic Society*, **91**, No. 11: 3813 (2008).
19. S. Chaudhary, S. Khaple, V. S. Prasad, A. S. Rao, and R. G. Baligidad, *J. American Ceramic Society*, **68**, No. 5: 809 (2015).
20. V. V. Ivzhenko, O. N. Kaidash, G. F. Sarnavskaya, S. N. Dub, V. A. Popov, L. M. Bologova, and S. A. Lisovenko, *J. Superhard Materials*, **33**, No. 1: 34 (2011).
21. S. A. Saltykov, *Stereometricheskaya Metallografiya* [Stereometric Metallography] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
22. B. Cochevin, V. Gauthier, D. Vrel, and S. Dubois, *J. Crystal Growth*, **304**, No. 2: 481 (2007).
23. A. F. Lisovskiy, *Formirovanie Struktury Kompozitsionnykh Materialov pri Obrabotke Metallicheskim Rasplavami* [Structure Formation of Composite

Materials under Processing of Metal Melts] (Kyiv: Naukova Dumka: 2008)  
(in Russian).

24. A. I. Belyy, *Avtomaticeskaya Svarka*, No. 12: 20 (2010) (in Russian).
25. Y. A. Kryl and P. M. Prysyzhnyuk, *J. Superhard Materials*, 35, No. 5: 292 (2013).