

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.017

СТРУКТУРА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТА  
Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–В ПОСЛЕ АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА

© 2022 г. Н. Б. Пугачева<sup>а</sup>, \*, Т. М. Быкова<sup>а</sup>, Е. И. Сенаева<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

\*e-mail: nat@imach.uran.ru

Поступила в редакцию 09.06.2022 г.

После доработки 12.07.2022 г.

Принята к публикации 29.07.2022 г.

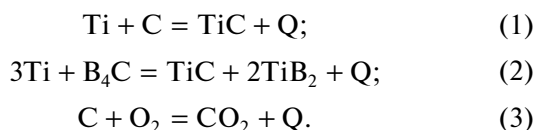
Исследованы структура, химический и фазовый составы, твердость и износостойкость композита системы Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–В, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Для формирования матрицы использовали алюминиевую бронзу Cu–8.5Al–5.0Ni–4.0Fe–1.0Si–0.2Cr. Синтез обеспечивали порошки Ti, C, V<sub>4</sub>C. Показано, что матрица композита кроме твердого раствора на основе меди содержит области эвтектического строения “Cu + (Ni,Fe)Al”, характеризующиеся микротвердостью 900 HV 0.1. Упрочняющие фазы – TiC и TiB<sub>2</sub>. Области “γ + TiC” характеризуются микротвердостью 550 HV 0.1, а области “Cu + TiB<sub>2</sub> + TiC” – 700 HV 0.1. Интегральная твердость композита составляет 62 HRC. Наиболее пластичной структурной составляющей композита являются области “γ + TiC”, характеризующиеся высокими значениями максимальной глубины внедрения индентора, полной механической работы индентирования и составляющей работы пластической деформации при индентировании (φ), ползучести при индентировании (C<sub>IT</sub>). При абразивном износе происходит срез поверхностных слоев структурных составляющих “Cu + TiC” и “Cu + (Ni,Fe)Al” с образованием гладкой поверхности. Шероховатость поверхности образцов не превышает 2.8 мкм.

**Ключевые слова:** композиты, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, карбиды, бориды, интерметаллиды, плотность, твердость, износостойкость

**DOI:** 10.31857/S0015323022100254

ВВЕДЕНИЕ

Выбор химического состава металлической матрицы композитов, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), определяет область их применения [1, 2]. Так для получения композитов с высокими показателями жаростойкости целесообразно использовать никель–кобальтовую матрицу [3]. При необходимости обеспечить хорошую тепло- и электропроводность используют медь или сплавы на ее основе [4–6]. При этом высокая прочность и износостойкость композитов обеспечивается образованием упрочняющих фаз – частиц TiC, TiB<sub>2</sub>, Ni<sub>3</sub>Ti, NiAl и т.д. Большинство из этих химических соединений образуются непосредственно на стадии горения во время протекания экзотермических реакций, повышающих температуру порошковой смеси вплоть до температур плавления её составляющих. Основными экзотермическими реакциями являются:



Использование в качестве матрицы СВС-композитов меди перспективно для деталей и элементов конструкций электротехнического и теплообменного назначения. Относительно невысокая температура плавления меди (1083°C) [7] позволяет обеспечить высокую сплошность формируемой структуры композита. Научный и практический интерес представляет использование алюминиевой бронзы для формирования металлической матрицы СВС-композитов. Преимуществом бронзы перед чистой медью является расширение диапазона эксплуатационных свойств. Так, в алюминиевых бронзах содержание алюминия в количестве от 5 до 10 вес. % позволяет существенно повысить коррозионную стойкость, в том числе и при повышенных температурах, за счет стабильного образования плотной защитной окисной пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Кроме того, в процессе вторичного структурообразования композита возможно выделение частиц интерметаллидов, которые оказывают дополнительное упрочняющее действие, повышая твердость и износостойкость. При этом появляется возможность уменьшить количество упрочняющих фаз, образующихся на стадии горения по реакциям (1), (2), с

целью повышения конструкционной прочности композита без потерь его основных функциональных свойств. С этой точки зрения актуальным является проведение исследований химического и фазового составов монолитных СВС-композитов с бронзовой матрицей, а также анализ влияния структуры на механизмы деградации и разрушения при внешнем воздействии, например, абразивных частиц.

Для оценки физико-механических свойств сплавов и композитов успешно используют метод инструментального индентирования, который позволяет непрерывно регистрировать кривую “нагрузка на индентор – глубина внедрения индентора” и получать количественные характеристики материала и его структурных составляющих (например, твердость, модуль Юнга, показатель ползучести и др.) [8, 9]. Кроме того, в ранее выполненных исследованиях показано, что кривые нагружения при индентировании коррелируют с зависимостями деформационного упрочнения для структурных составляющих [10–12]. Выполнен целый комплекс исследований, показавший влияние микромеханических свойств структурных составляющих на локализацию пластической деформации при внешнем механическом нагружении [13, 14]. Известно [15], что разрушение поверхностных слоев при трении определяется упруго-пластической деформацией структурных составляющих сплава или композита. В этой связи изучение микромеханических свойств структурных составляющих композитов позволит установить механизмы деградации и разрушения при абразивном износе.

Цель работы – установить химический и фазовый составы монолитных СВС-композитов системы Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B, определить их плотность, твердость, микромеханические свойства и характер разрушения при абразивном износе.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследованный композит получен методом СВС в режиме безгазового твердофазного горения. Для формирования матрицы композита использовали порошок бронзы Cu–8.5Al–5.0Ni–4.0Fe–1.0Si–0.2Cr. В качестве термореагирующих компонентов (ТРК), обеспечивающих протекание экзотермических реакций (1), (2) и (3), были выбраны порошки Ti, C и B<sub>4</sub>C. Расчет процентного содержания ТРК в составе исходной смеси производили из условия осуществления реакций (1) и (2) в стехиометрических пропорциях. Доля ТРК в исходной смеси составляла 30%, в соответствии с результатами, обсужденными ранее в работе [16]. Исходные порошки перемешивали в шаровой мельнице, затем засыпали в стальную трубу, вы-

полняющую одновременно роль реактора открытого типа и внешней оболочки заготовки [17–19]. Затем заготовку помещали в электрическую печь и нагревали до температуры начала экзотермических реакций (1020°C). Сразу после завершения процесса синтеза заготовки подвергали горячему компактированию – прессованию на гидравлическом прессе при температуре 900°C под нагрузкой 250 МПа.

Микроструктуру, химический и фазовый составы полученного композита исследовали на поперечных срезах полученных заготовок с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной и волнодисперсионной приставками фирмы OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в K<sub>α</sub>-излучении хрома.

Твердость композита измеряли на твердомере TP 5006 методом Роквелла по шкале HRC. Плотность определяли методом гидростатического взвешивания образцов на воздухе и в дистиллированной воде плотностью 998 кг/м<sup>3</sup>. Взвешивание проводили на аналитических весах Ohas Pioneer PA 214. Плотность композита определяли по формуле:

$$\rho = \frac{m}{m - m_B} \rho_B, \quad (4)$$

где  $m$  – масса образца на воздухе,  $m_B$  – масса образца в воде,  $\rho_B$  – плотность дистиллированной воды. Погрешность составляла не более 0.2% от измеряемой величины.

Микромеханические свойства композита определяли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 8.748 – 2011 (ИСО 14577–1: 2002) [20]. Инструментальное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0.980 Н, времени нагружения 20 с, выдержке при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с. Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10 измерениям рассчитывали с доверительной вероятностью  $p = 0.95$ . По результатам индентирования определяли следующие показатели микромеханических свойств: микротвердость по Виккерсу ( $HV$ ), контактный модуль упругости ( $E^*$ ), составляющую работы пластической деформации при индентировании ( $\Phi$ ), ползучесть при индентировании ( $C_{IT}$ ), показатель упругого восстановления ( $R_e$ ) и показатель доли упругой деформации в общей деформации при индентировании  $H_{IT}/E^*$ , где  $H_{IT}$  – значение твердости вдавливания при максимальной на-

грузке. Расчеты показателей  $\varphi$ ,  $C_{IT}$  и  $R_e$  проводили по следующим формулам:

$$\varphi = (1 - We/Wt) \times 100\%; \quad (5)$$

$$C_{IT} = \frac{h_{\max} - h_1}{h_1} \times 100\%; \quad (6)$$

$$R_e = \frac{h_{\max} - h_p}{h_{\max}} \times 100\%; \quad (7)$$

где  $We$  – работа упругой деформации при индентировании,  $Wt$  – полная механическая работа при индентировании, определяемая площадью под кривой нагружения,  $h_1$  – глубина внедрения индентора, соответствующая начальной точке горизонтального участка на кривой нагружения,  $h_p$  – глубина отпечатка после снятия нагрузки,  $h_{\max}$  – максимальная глубина внедрения индентора. Показатель  $R_e$ , как и  $H_{IT}/E^*$  предложено считать [21, 22] характеристиками доли упругой деформации в общей деформации при индентировании. Соотношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  авторы [23] предлагают использовать для характеристики сопротивления материала пластической деформации после начала течения, а также износостойкости структурных составляющих.

Испытания на износостойкость при трении о закрепленные абразивные частицы проводили на лабораторной установке по методике, описанной в работах [24–26]. В качестве абразива использовали электрокорунд  $Al_2O_3$  зернистостью 160 мкм и твердостью 2000  $HV$  и карбид кремния  $SiC$  зернистостью 200 мкм и твердостью 3000  $HV$ . Образцы для испытаний имели размеры  $7 \times 7 \times 20$  мм. Скольжение торцевых поверхностей образцов после предварительной притирки на машине трения проходило со средней скоростью 0.175 м/с при нагрузке 49 Н, которую задавали с помощью поверенных грузов, поперечное смещение образца на один двойной ход составило 0.8 мм, путь трения 18 м. Износостойкость образцов оценивали по относительному изменению массы ( $\Delta m_{отн}$ ), которую рассчитывали по формуле:

$$\Delta m_{отн} = (m_0 - m_1)/m_0, \quad (8)$$

где  $m_0$  – начальная масса образца,  $m_1$  – масса образца после испытаний. Кроме того, рассчитывали значения коэффициента трения ( $f$ ) по формуле (9) и относительный износ ( $\varepsilon$ ) по формуле (10):

$$f = F_{тр}/N; \quad (9)$$

$$\varepsilon = \Delta m/\Delta m_{эт}, \quad (10)$$

где  $F_{тр}$  – сила трения, которую регистрировали с помощью внешнего модуля “ZET 2XX” с программным обеспечением ZETLab,  $N$  – сила нормального давления,  $\Delta m$  – потеря массы образца ( $\Delta m = m_0 - m_1$ ),  $\Delta m_{эт}$  – потеря массы эталона (в каче-

стве эталона выбран образец из стали 40X). Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле:

$$I_h = \Delta m/(\rho SL), \quad (11)$$

где  $\rho$  – плотность материала;  $S$  – геометрическая площадь контакта;  $L$  – путь трения. Удельную работу изнашивания  $W$  рассчитывали по формуле:

$$W = fNL\rho/\Delta m. \quad (12)$$

Поверхность и частицы износа после испытаний исследовали с помощью микроскопа TESCAN, шероховатость поверхности  $Ra$  определяли с помощью программного комплекса VEGA к микроскопу.

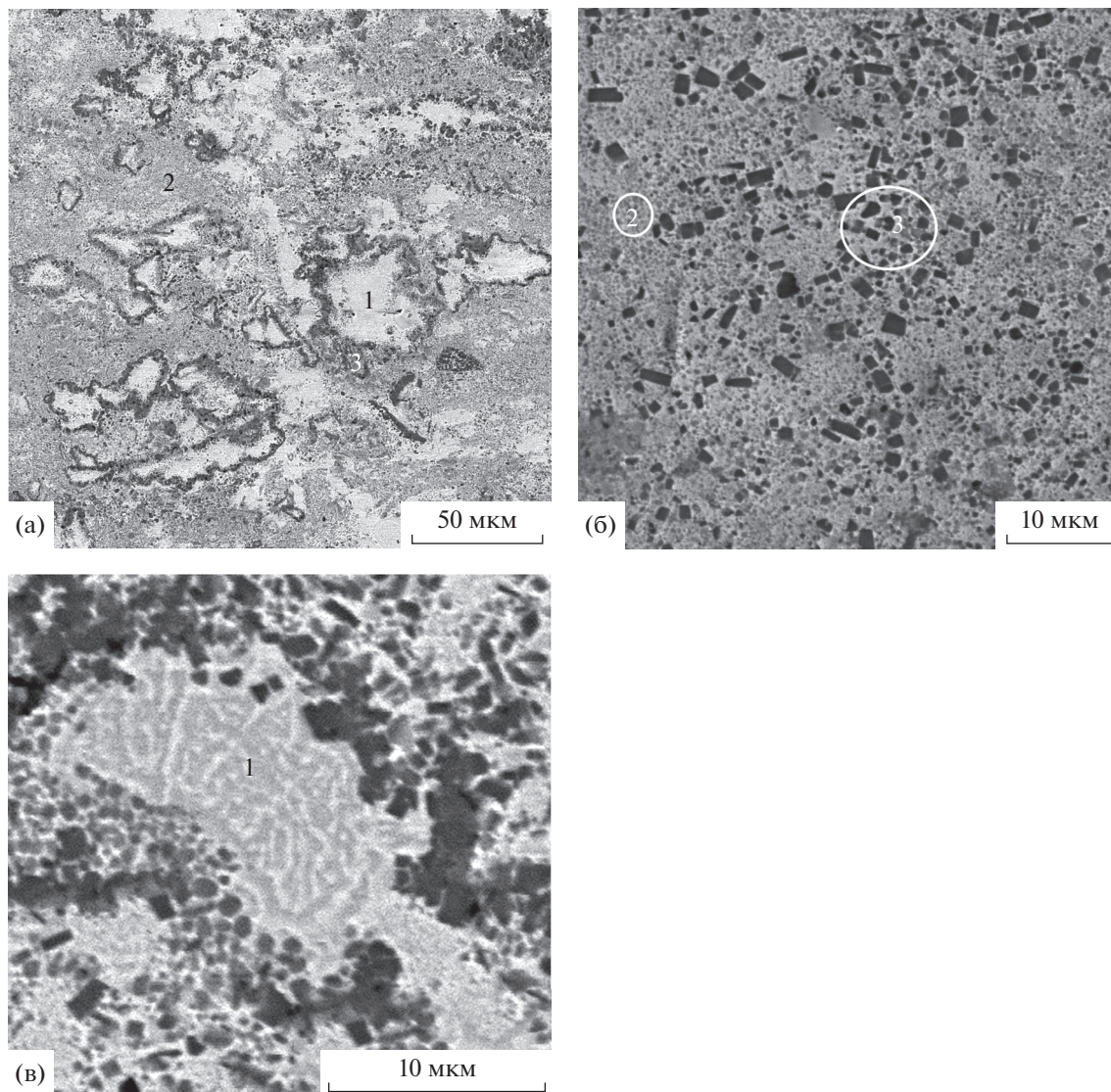
## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При использовании порошка бронзы для получения композита плавление начинается практически одновременно с синтезом. Именно поэтому поры в центральной части полученных сэндвич-пластин после горячего компактирования не были обнаружены, как и в случае композита  $Cu-Ti-C-B$ , структура которого была подробно рассмотрена авторами ранее [27]. Незначительное количество пор образовалось лишь на границе с внешней стальной оболочкой. Синтез приводит к неравномерному распределению структурных составляющих в объеме композита (рис. 1). Плотность композита составила 6.7 г/см<sup>3</sup>.

Как и при формировании композита системы  $Cu-Ti-C-B$  [27], металлическая матрица композита  $Cu-Ti-Al-Ni-Fe-C-B$  состоит из твердого раствора на основе меди, а отличительной особенностью является образование областей характерного эвтектического строения (обозначена цифрой 1 на рис. 1). По данным фазового рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов в композите кроме  $Cu$ ,  $TiC$  и  $TiB_2$  зафиксировано присутствие интерметаллида  $NiAl$  (рис. 2, 3). Области эвтектического строения состоят из механической смеси твердого раствора на основе меди и частиц интерметаллида  $(Ni, Fe)Al$  (рис. 1в), поэтому в них наблюдали повышенное содержание алюминия, никеля и железа (рис. 3, табл. 1).

Частицы упрочняющей фазы  $TiC$  достаточно равномерно распределены в твердом растворе на основе меди и образуют структурную составляющую “ $Cu + TiC$ ” (обозначена цифрой 2 на рис. 1). Частицы  $TiC$  серого цвета имеют глобулярную форму и размеры до 1 мкм (рис. 1б).

Частицы черного цвета правильной огранки соответствуют по химическому составу соединению  $TiB_2$ . Размер этих частиц от 0.5 до 3.0 мкм, они неравномерно распределены по объему композита (рис. 1в). Вблизи частиц  $TiB_2$  всегда нахо-



**Рис. 1.** СЭМ-изображение микроструктуры композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B: 1 – области эвтектического строения Cu + (Ni,Fe)Al; 2 – области Cu + TiC; 3 – области Cu + TiC + TiB<sub>2</sub>; а – общий вид; б – частицы TiC и TiB<sub>2</sub>; в – области эвтектического строения.

дятся более мелкие частицы карбида титана TiC, поэтому они образуют структурную составляющую “Cu + TiB<sub>2</sub> + TiC” (обозначена цифрой 3 на рис. 1). Химический состав структурных составляющих исследованного композита приведен в табл. 1.

**Таблица 1.** Химический состав структурных составляющих композита, отмеченных на рис. 1 и 3, ат. %

№	Cu	Ti	Al	Ni	Fe	C	B
1	Баланс	3.9	18.0	18.3	15.1	6.8	7.8
2		31.8	6.0	4.4	3.6	21.0	0
3		15.6	3.4	2.2	1.2	24.1	32.7
4		2.8	17.3	16.4	12.5	6.2	9.0

Области эвтектического строения содержат достаточно крупные однородные частицы или прослойки (обозначены цифрой 4 на рис. 3). По химическому составу они представляют собой интерметаллид (Ni,Fe)Al, но также содержат некоторое количество бора и углерода.

Каждая структурная составляющая исследованного композита характеризуется своими микромеханическими свойствами. Наиболее мягкая и пластичная структурная составляющая – механическая смесь “Cu + TiC”. Микротвердость для нее составляет в среднем 550 HV0.1, а кривая нагружения сдвинута в крайне правое положение (рис. 4). Смесь “Cu + TiC” характеризуется максимальными значениями  $h_{\max}$ ,  $W_t$ ,  $\varphi$ ,  $C_{IT}$  (табл. 2).

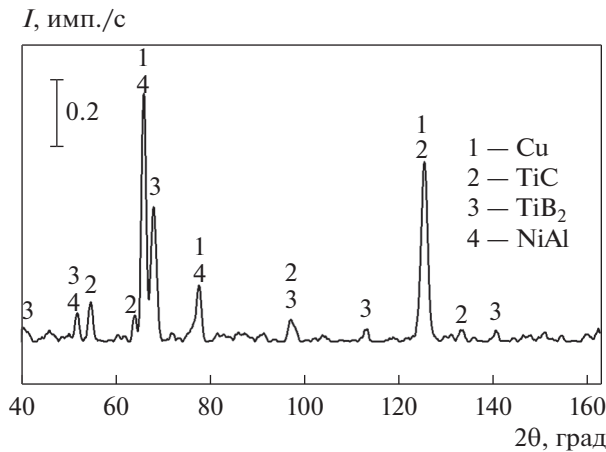


Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B.

Микротвердость участков “Cu + TiB<sub>2</sub> + TiB” (таких, как участок 3 на рис. 1) в среднем составляют 700 HV<sub>0.1</sub>, а участков эвтектического строения – 900 HV<sub>0.1</sub>. Общая твердость композита составила 62 HRC.

Максимальное упрочнение наблюдается в зонах эвтектического строения, таких, как участок 1 на рис. 1. Диаграмма нагружения для этой области сдвинута в крайнее левое положение наименьших значений глубины внедрения индентора. Контактный модуль упругости  $E^*$ , показатели доли упругой деформации в общей деформации при

индентировании  $H_{IT}/E^*$  и  $R_c$  для этих зон также имеет максимальное значение (табл. 2). В работе [23] показано, что отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  характеризует не только сопротивление материала пластической деформации после начала течения, но и износостойкость структурной составляющей. Очевидно следует ожидать максимальную износостойкость эвтектической структурной составляющей (табл. 2).

Области “Cu + Ti<sub>2</sub>B + TiC”, обозначенные на рис. 1 цифрой 3, занимают промежуточное положение по микромеханическим свойствам между “Cu + (Ni,Fe)Al” и “Cu + TiC” (рис. 4 и табл. 2).

Результаты испытаний на абразивную износостойкость показали, что композит системы Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B характеризуется более высокими показателями трибологических свойств по сравнению с композитом системы Fe–Ti–C–B, структура которого подробно рассмотрена ранее в работе [16], и композитом системы Cu–Ti–C–B, структура которого подробно рассмотрена в работе [27], (табл. 3). Интенсивность изнашивания  $I_n$  композитов при испытаниях по карбиду кремния больше, чем по корунду, что обусловлено его большей твердостью (табл. 3). Относительное изменение массы  $\Delta m_{отн}$ , удельная работа изнашивания  $W$ , относительный износ  $\epsilon$  и коэффициент трения  $f$  немного меньше при испытаниях по корунду, чем по карбиду кремния. Шероховатость поверхности композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B минимальна по сравнению с эталоном и композитом с железной матрицей, структура ко-

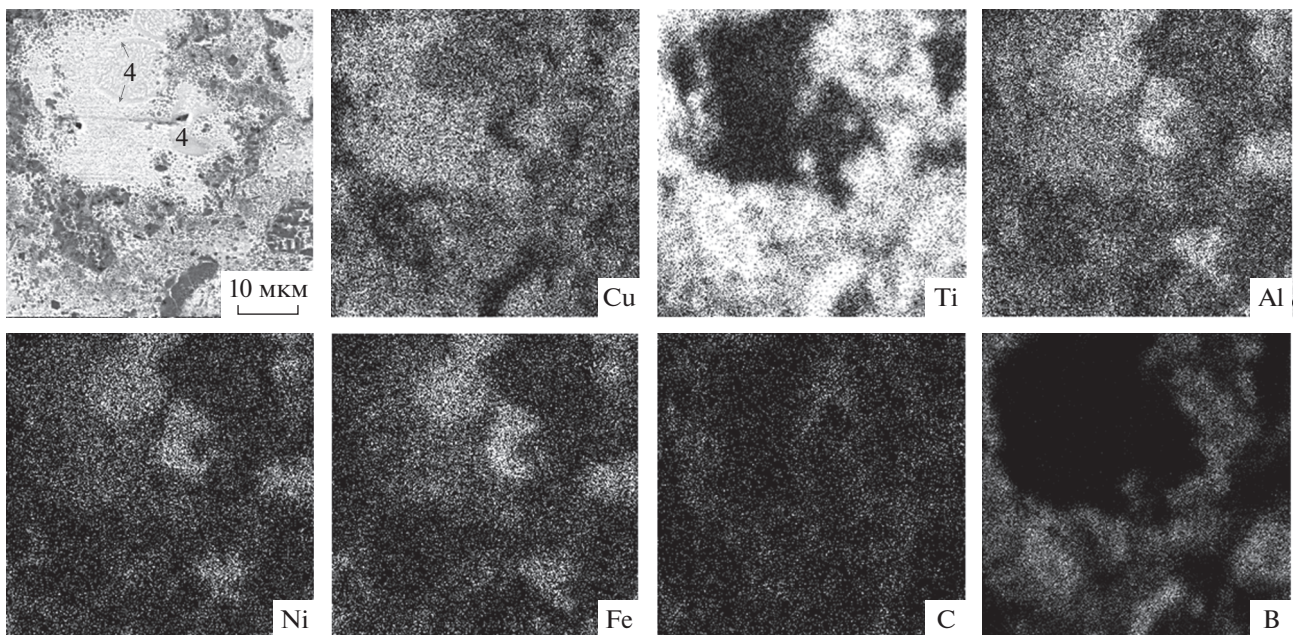
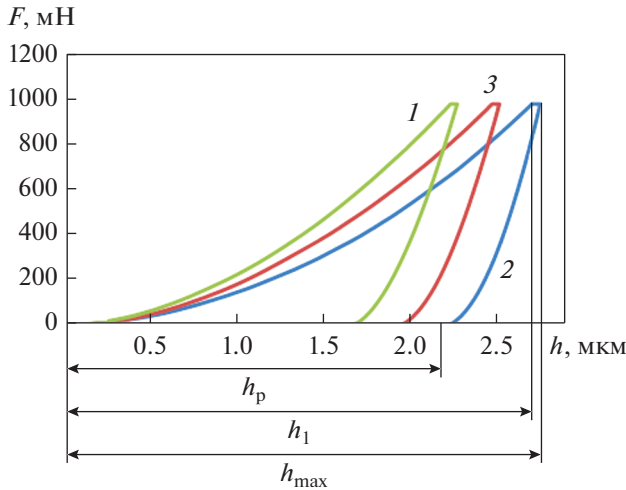


Рис. 3. СЭМ-изображение микроструктуры композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B и карты распределения химических элементов.



**Рис. 4.** Диаграммы нагружения структурных составляющих композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B (цифры соответствуют участкам, отмеченным на рис. 1),  $F$  – нагрузка на индентор.

того рассмотрена ранее в работе [16], и одинакова с композитом системы Cu–Ti–C–B [27].

Медная матрица, обладая более высокой по сравнению с железом пластичностью, обеспечи-

вает релаксацию внутренних напряжений, возникающих в ходе испытаний на абразивную износостойкость, и препятствует появлению микросколов и выкрашиваний при образовании частиц износа. Известно, что при абразивном износе частицы абразива представляют собой режущий клин [28]. По сути при абразивном износе происходит срезание тонкого поверхностного слоя.

Рельеф поверхности износа образцов композита характерен для вязких материалов. Области “Cu + TiC” и “Cu + (Ni,Fe)Al” легко срезаются, формируя гладкую поверхность (обозначена буквой А на рис. 5а и 5б). Более шероховатая поверхность износа соответствует областям скопления частиц TiB<sub>2</sub> (обозначена В на рис. 5а и 5б), что подтверждено микрорентгеноспектральным анализом. Трещин и сколов на поверхности износа после испытаний не обнаружено.

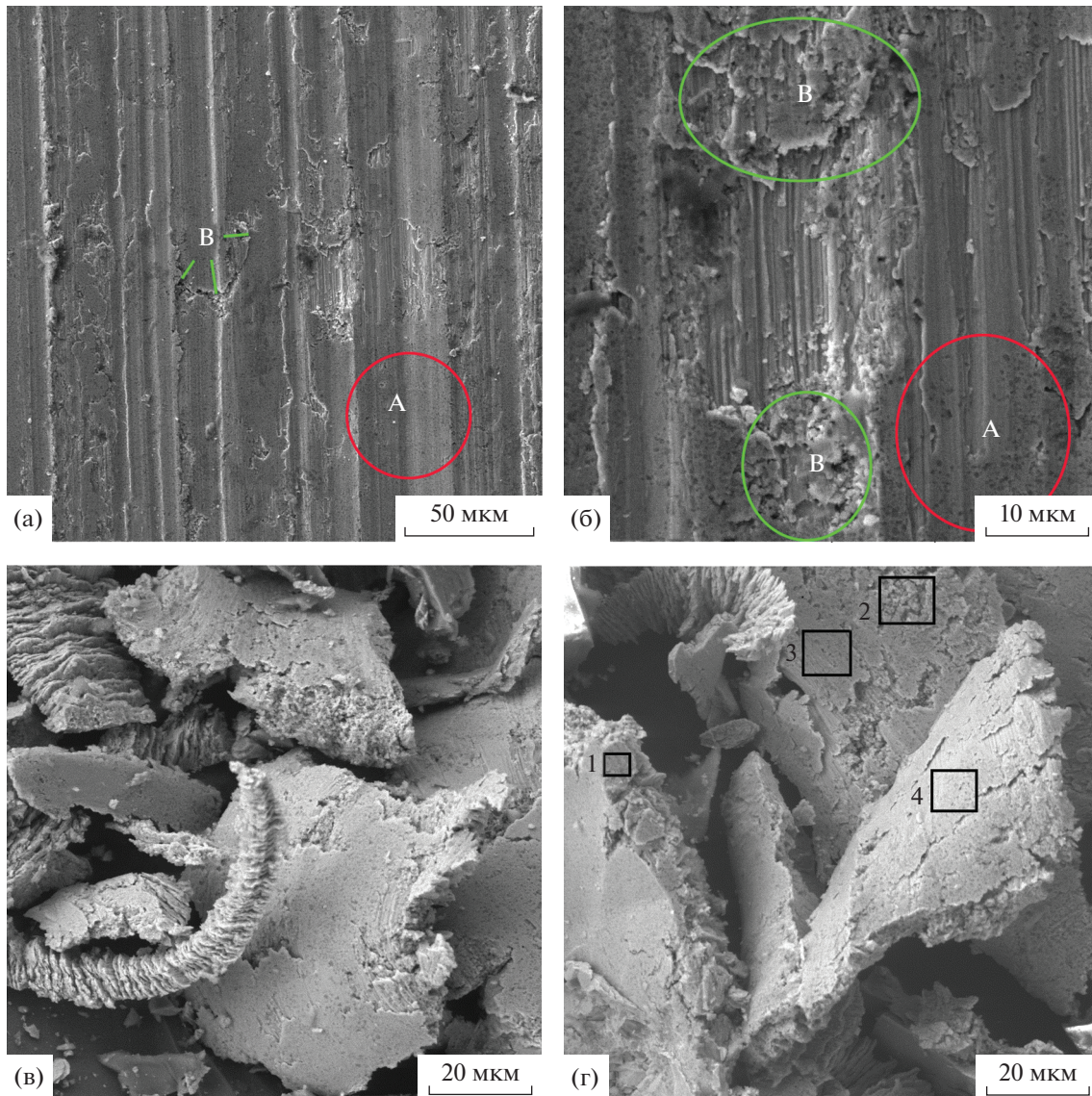
Частицы износа исследованного композита имеют форму суставчатой стружки: нижняя поверхность частиц гладкая, а верхняя имеет зазубрины (рис. 5в, 5г). Поскольку размер частиц корунда Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и карбида SiC отличается примерно в 1.25 раза, отличается и размер частиц износа композита. После испытаний по электрокорунду образуются частицы размерами от 15 × 30 × 2 мкм до 30 × 115 × 4 мкм, а после испытаний по карбиду

**Таблица 2.** Микромеханические свойства композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B

№ участка на рис. 1	$H_{IT}$ , ГПа (±0.6)	$HV, HV0.1$ (±6)	$E^*$ , ГПа (±9.4)	$W_t$ , нДж (±3.4)	$W_e$ , нДж (±0.6)	$h_{max}$ , мкм (±0.1)	$R_e$	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$	$\phi$ , %	$C_{IT}$ , %
1	9.5	900	253.0	78.5	23.1	2.3	29	0.038	0.0135	70.6	0.3
2	6.0	550	235.9	91.2	19.4	2.8	20	0.025	0.0037	78.7	0.5
3	7.4	700	238.7	85.9	21.4	2.5	24	0.031	0.0072	75.1	0.4

**Таблица 3.** Результаты испытаний на абразивную износостойкость

Тип абразива	$m_0$ , г	$m_1$ , г	$\Delta m_{отн}$ , %	$I_h$ , 10 <sup>-8</sup>	$W$ , кДж/см <sup>3</sup>	$\epsilon$	$f$	$R_a$ , мкм
40X (эталон)								
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	7.266	7.166	1.4	3.6	18.2	1	0.65	3.6
SiC		7.169	1.4	3.8	19.6	1	0.68	
Композит Fe–Ti–C–B (структура описана в работе [16])								
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	7.332	7.302	4.1	2.2	11.4	2.98	0.45	4.8
SiC		7.252	1.1	5.7	10.0	9.21	0.56	
Композит Cu–Ti–C–B [27]								
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	7.925	7.833	1.1	1.9	10.2	1.9	0.42	2.8
SiC		7.636	3.7	2.8	12.1	2.3	0.45	
Композит Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B								
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	7.978	7.925	0.7	1.2	9.7	1.0	0.43	2.8
SiC		7.884	1.2	1.5	11.3	1.9	0.53	



**Рис. 5.** Рельеф поверхности образцов после испытаний на абразивный износ (а, б) и частицы износа (в, г); а, в – испытания по  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; б, г – испытания по SiC; А – гладкая поверхность образца, образованная после срезания тонкого слоя областей “Cu + TiC” и “Cu + (Ni,Fe)Al”, В – шероховатая поверхность на участках с частицами  $\text{TiB}_2$ .

кремния минимальный размер частиц составил  $20 \times 38 \times 2$  мкм, а максимальный  $38 \times 140 \times 5$  мкм. При этом частицы толщиной менее 3 мкм имеют зазубрины с одной стороны, а у частиц толщиной

5 мкм обе стороны гладкие (рис. 5г). Химический анализ частиц износа композита показал, что трещины в частицах износа образуются в структурных составляющих композита, содержащих частицы  $\text{TiB}_2$  (табл. 4 и рис. 5г).

**Таблица 4.** Химический состав частиц износа композита, ат. %

№ участка на рис. 5 г	B	C	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu
1	0	13.4	8.1	0.5	24.1	7.6	10.2	Остальное
2	24.3	10.8	4.9	0.4	27.9	2.9	4.4	
3	0	13.1	8.9	0.4	15.5	5.9	9.3	
4	16.6	13.3	9.2	0.6	9.4	3.4	4.6	

## ВЫВОДЫ

При использовании бронзы для формирования металлической матрицы композита, полученного в результате синтеза термореактивной смеси покروشков Ti, C,  $\text{B}_4\text{C}$ , кроме твердого раствора на основе меди сформировалась эвтектическая составляющая “Cu + (Ni,Fe)Al”. Упрочняющие фазы – частицы карбида титана TiC размера-

ми до 1.0 мкм и диборида титана  $TiB_2$  размерами от 0.5 до 3.0 мкм. Плотность композита составила 6.6 г/см<sup>3</sup>. Твердость композита 62 HRC.

Наиболее пластичной структурной составляющей являются области “Cu + TiC”, характеризующиеся минимальными значениями твердости, модуля упругости ( $E^*$ ), работы упругой деформации при индентировании ( $W_c$ ) и соотношения  $H_{IT}/E^*$  и максимальными значениями показателей пластичности: глубины внедрения индентора ( $h_{max}$ ), составляющей работы пластической деформации ( $\varphi$ ) и ползучести ( $C_{IT}$ ).

При абразивном износе происходит срез поверхностных слоев структурных составляющих “Cu + TiC” и “Cu + (Ni,Fe)Al” с образованием гладкой поверхности, что приводит к снижению интенсивности изнашивания исследованного композита по сравнению с эталоном и ранее исследованным композитом с железной матрицей. Наиболее шероховатые участки поверхности износа соответствуют областям скопления частиц  $TiB_2$ . Шероховатость поверхности образцов не превышает 2.8 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-29-00188 регистрационный номер 122012600194-2.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мерджанов А.Г. Твердопламенное горение. Черноголовка: ИСМАН, 2000. 224 с.
2. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мерджанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007. 472 с.
3. Zhang X, Liu N., Rong C., Zhou J. Microstructure and mechanical properties of TiC–TiN–Zr–WC–Ni–Co cermets // *Ceramics International*. 2009. V. 35. P. 1187–1193.
4. Kim J.S., Dudina D.V., Kom J.C., Kwon Y.S., Park J.J., Rhu C.K. Properties of Cu-based nanocomposites produced by mechanically – activated self – propagating hift – temhetatire synthesis and spark – plasma sinterihg // *J. Nanosci. Nanotechnol.* 2010. V. 10. P. 252–257.
5. Yoang O.N.T., Hoang V.N., Kim J.S., Dudina D.V. Structural Investigation of TiC–Cu Nanocomposites Prepared by Dall Milling and Spark Plasma Sintering // *Metals*. 2017. V. 7. P. 123.
6. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.
7. Захаров А.М. Диаграмма состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990. 350 с.
8. Головин Ю. И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. 312 с.
9. Leyland A., Matthews A. On the Significance of the H/E Ratio in Wear Control: a Nanocomposite Coating Approach to Optimized Tribological Behavior // *Wear*. 2000. V. 246. P. 1–11.
10. Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Тропотов А.В., Солошенко А.Н. Сопротивление пластической деформации структурных составляющих сложнолегированной латуни // *ФММ*. 2001. Т. 91. № 2. С. 106–111.
11. Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Солошенко А.Н., Тропотов А.В. Исследование пластической деформации сложнолегированной латуни // *ФММ*. 2002. Т. 93. № 6. С. 91–100.
12. Smirnov S.V., Smirnova E.O. A technique for determining coefficients of the “stress–strain” diagram by nano-scratch test results // *J. Mater. Res.* 2014. V. 28. P. 1730–1736.
13. Веретенникова И.А., Пугачева Н.Б., Смирнова Е.О., Мичуров Н.С. Лазерное сварное соединение титанового сплава ВТ1-0 и стали 12Х18Н10Т с промежуточной медной вставкой // *Письма о материалах*. 2018. Т. 8. № 1. С. 42–47.
14. Smirnov S., Myasnikova M., Pugacheva N. Hierarchical simulation of plastic deformation and fracture of complexly alloyed brass // *Int. J. Damage Mech.* 2016. V. 25. P. 251–265.
15. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1983. 212 с.
16. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Сенаева Е.И., Малыгина И.Ю. Структура СВС-композитов системы Fe–Ti–C–B // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 11. С. 1174–1180.
17. Николин Б.В., Матевосян М.Б., Кочугов С.П., Пугачева Н.Б. Патент на изобретение № 2680489. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины. Приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037.
18. Pugacheva N.B., Nikolin Tu.V., Malygina I.Yu., Trushina E.B. Formation of the structure of Fe–Ni–Ti–C–B composites under self-propagating hightemperature synthesis // *AIP Conference Proceedings*. 2018. V. 2053. P. 020013. <https://doi.org/10.1063/1.5084359>
19. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Senaeva E.I. The structure and wear resistance of a Ti–Ni–Fe–C–B composite // *AIP Conference Proceedings*. 2019. V. 2176. P. 020007. <https://doi.org/10.1063/1.5135119>
20. ГОСТ Р 8.748 – 2011 (ИСО 14577 – 1: 2002). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: Стандартинформ, 2012. 32 с.
21. Petrzehik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallogr. Reports*. 2007. V. 52. P. 966–974. <https://doi.org/10.1134/S1063774507060065>
22. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation // *Appl. Phys. Lett.* 1998. V. 73. P. 614–616. <https://doi.org/10.1063/1.121873>
23. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystal-



- line hard coatings // Surf Coatings Technol. 2003. V. 174–175. P. 725–731.  
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0)
24. Макаров А.В., Кориунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А // ФММ. 2007. Т. 103. № 5. С. 536–548.
25. Makarov A.V., Gorkunov E.S., Kogan L.Kh., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Eddy-current testing of the structure, hardness and abrasive wear resistance of laser-hardened and subsequently tempered high-strength cast iron // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2015. № 6. P. 90–103.  
<https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.6.090-103>
26. Саврвэй Р.А., Скорынина П.А., Макаров А.В., Осинцева А.Л. Влияние жидкостной цементации при пониженной температуре на микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали // ФММ. 2020. Т. 121. № 10. С. 1109–1115.
27. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сеняева Е.И. Структура и свойства СВС-композита системы Cu–Ti–C–B // ФММ. 2022. Т. 123. № 1. С. 47–54.  
<https://doi.org/10.31857/S0015323022010107>
28. Хрущов М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.