

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. А. Артемьев, В. П. Кулевич, О. М. Чукова*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ  
МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты испытаний на износ СМИК системы титан – железо, полученных по технологии, включающей сварку взрывом и последующую высокотемпературную термообработку, при воздействии абразива на металло-интерметаллидные слои под углом 0, 45 и 90°. Показано, что более равномерное изнашивание наблюдается при воздействии абразива на слоистую структуру СМИК под углом 45°. При такой схеме износа обеспечиваются и наилучшие показатели износостойкости, превышающие соответствующие значения для стали 08кп и титана VT1-0 и имеющие тенденцию к повышению с ростом температуры испытаний: +7 % при 200 °С; +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С.

*Ключевые слова:* износостойкость, интерметаллиды, система Ti-Fe, сварка взрывом, термообработка, диффузия.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. V. Pronichev, A. A. Artem'ev, V. P. Kulevich, O. M. Chukova*

**STUDY OF WEAR RESISTANCE OF LAYERED METAL-INTERMETALLIDE  
COMPOSITES OF THE TI – FE SYSTEM**

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of wear tests for the SMIC of the titanium - iron system, obtained by the technology, including explosion welding and subsequent high-temperature heat treatment, when the abrasive is exposed to the metal-intermetallic layers at an angle of 0, 45 and 90°. It is shown that more uniform wear is observed when an abrasive is applied to the layered structure of SMIC at an angle of 45°. With such a wear pattern, the best indicators of wear resistance are provided, exceeding the corresponding values for 08kp steel and VT1-0 titanium, and having a tendency to increase with increasing test temperature: +7% at 200 °C; +13% at 400 °C and +17% at 600 °C.

*Keywords:* wear resistance, intermetallic compounds, Ti – Fe system, explosion welding, heat treatment, diffusion.

**Введение**

В слоистых металло-интерметаллидных композитах (СМИК) [1–4] системы титан–железо реализация принципа Шарпи [5] обеспечивается чередованием высокотвердых тонких интерметаллидных слоев и мягких – стальных [4, 6].

Исследования по определению износостойкости СМИК этой системы выполняли только в условиях перпендикулярного воздействия абразива по отношению к чередующимся металлическим (Fe) и интерметаллидным (Fe-Ti) слоям [1], а вопросы влияния расположения слоев от-

носительно воздействия частиц абразива не рассматривались. Поэтому в настоящей работе износостойкость СМИК системы Ti-Fe (при нормальной и повышенных до 600 °С температурах) оценивали при воздействии абразива не только перпендикулярно, но и под углом 45 и 90° относительно чередующихся металлических и интерметаллидных слоев.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на девятислойных образцах VT1-0+сталь 08кп (титановые слои – снаружи). Полученные результаты сопоставля-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Артемьев А. А., Кулевич В. П., Чукова О. М., 2021.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

ли с данными по изнашиванию стали 08кп после нормализации и титанового сплава ВТ1-0 в состоянии поставки.

Девятислойный композит с толщинами слоев титана и стали 2 мм был получен методом сварки взрывом на режиме, обеспечивающем его трансверсальную прочность 360–500 МПа. Его последующую прокатку выполняли на двухвалковом стане ДУО при 700 °С до толщины 3,5 мм с обжатием за один проход 8–12 %. После прокатки толщина слоев титана составила 0,42–0,46 мм, толщина стали 08кп – 0,30–0,35 мм. Термообработка титано-стальных

композитов (рис. 1, а) в вакуумной печи СВШЛ 0,6–2/16 при 1000 °С в течении 10 ч привела к формированию на месте титановых слоев диффузионной зоны (ДЗ), состоящей из трех прослоек (TiFe<sub>2</sub>: 70–66 ат. % Fe и 30–34 ат. % Ti; TiFe: 50 ат. % Fe и 50 ат. % Ti; Ti<sub>2,3</sub>Fe: 33 ат. % Fe и 67 ат. % Ti) твердостью 6–7,8 ГПа и повышению твердости стальных слоев (5 % Ti и 95 % Fe) до 2,5–2,9 ГПа (рис. 1, б, в, г). Толщина стальных слоев в результате преимущественного диффузионного потока в титан уменьшилась до 0,25–0,28 мм. Объемная доля интерметаллидов составила 70 % [1, 4].

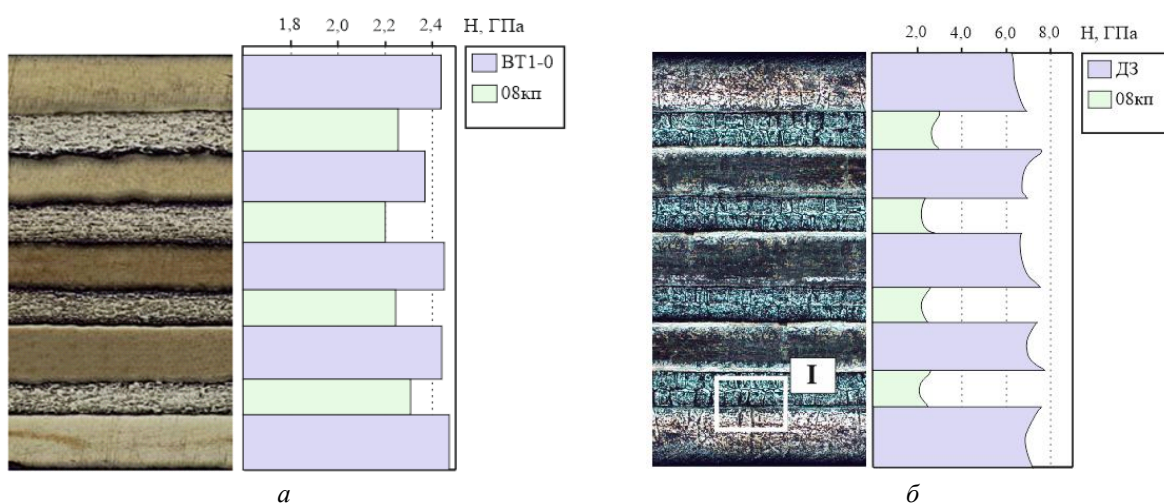


Рис. 1. Структура и микротвердость девятислойного титано-стального композита системы ВТ1-0 + сталь 08 кп в поперечном сечении: а – после сварки и прокатки ( $\times 50$ ); б – после термообработки при 1000 °С в течение 10 ч ( $\times 50$ )

Замеры твердости выполняли на приборе ТК-2М, микротвердости – на микротвердомере ПМТ-3М. Анализ микроструктуры осуществляли на микроскопе Olympus ВХ61, микрорентгеноспектральный анализ – на сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

При испытании образцов, изготовленных из СМИК системы Ti-Fe, стали 08 кп и титана ВТ1-0, на стойкость к абразивному изнашиванию в диапазоне температур 20–600 °С исполь-

зовали разработанную в ВолГГТУ лабораторную установку [7], в которой контртелом является вращающееся кольцо из стали 12Х18Н9Т с абразивными частицами на его поверхности, а неподвижный образец (рис. 2) закреплен в токоподводящем держателе. Методика эксперимента предусматривала расположение образцов в трех вариантах направления металло-интерметаллидных слоев по отношению к воздействию абразива, под углом 0°, 45° и 90° (рис. 3).

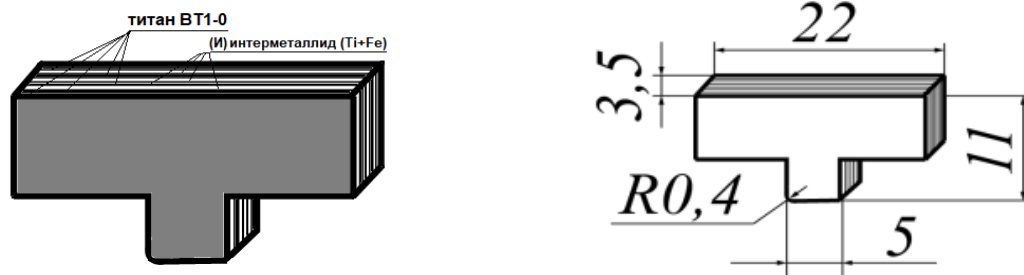


Рис. 2. Образец из СМИК системы Ti-Fe для испытаний на изнашивание

Нагревание контртела осуществляли с помощью расположенного под ним электрического нагревателя сопротивления, а образца – током от сварочного источника. Температуру контртела до начала испытания и образца в процессе испытания регистрировали с помощью хромель-копелевых термопар, подключенных к аналого-цифровому преобразователю LA-20USB. Визуализацию сигнала (термоэдс) с преобразователя в виде термического цикла осуществляли в программе PowerGraph 3.3 Professional. Температуру контртела в процессе испытания измеряли с помощью инфракрасного пирометра С-20.4. На торцах образцов (рис. 2) были сформированы площадки, через которые осуществляли их фиксацию и подвод тока от держателя. На передней кромке рабочего участка формировали скругление радиусом 0,4 мм, позволяющее абразивным частицам проникать под образец. В качестве абразива использовали

порошок электрокорунда белого 25А (ГОСТ 28818–90) со средним размером частиц 160 мкм. Перед применением порошок сушили в печи для удаления влаги, повторное использование абразива не допускалось. Путь трения составлял 40 м, скорость движения образца относительно контртела – 0,12 м/с, давление на образец – 1 МПа.

В качестве критерия износостойкости материалов использовали потерю объема испытуемых образцов после их истирания:

$$\Delta V = \Delta m / \rho,$$

где  $\Delta m$  – потеря массы образцов после испытаний, измеренная на аналитических весах Shinko HTR-220CE с точностью до 0,1 мг;  $\rho$  – плотность материалов, вычисленная гидростатическим методом.

Экспериментальные данные обрабатывали с использованием специализированных пакетов прикладных программ.

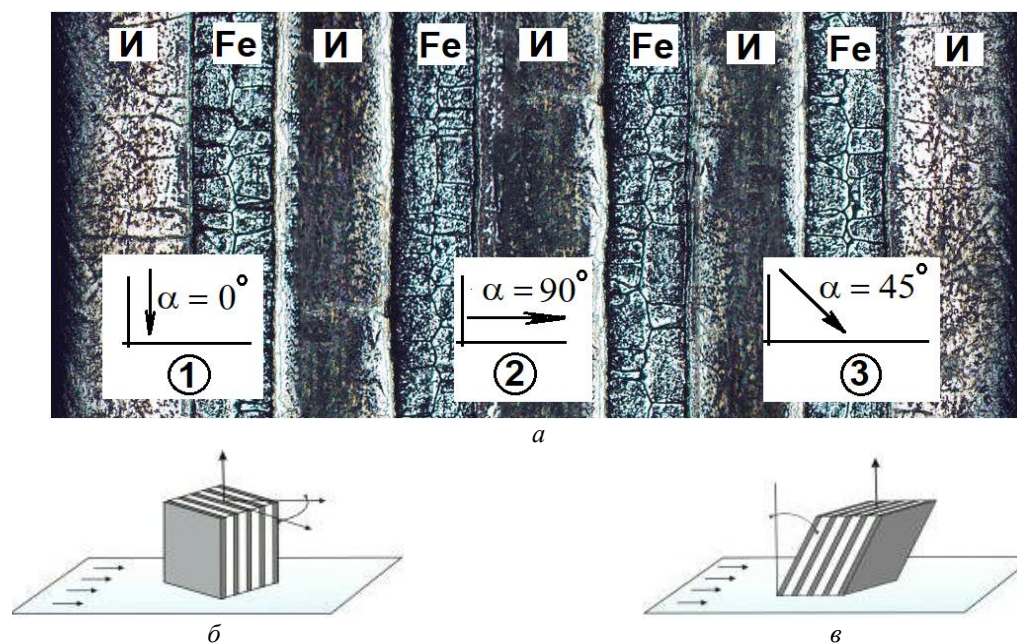


Рис. 3. Схема направления воздействия абразива по отношению к слоистой металло-интерметаллидной структуре (а): 0° (1); 90° (2) и 45° (3) и схема расположения образцов по отношению к плоскости трения – по нормали (б) и под углом  $\beta$  к нормали (в)

### Результаты и их обсуждение

Анализ истираемой поверхности выявил небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей, которые носят локальный характер и располагаются преимущественно в слоях, расположенных ближе к внешнему периметру образца (рис. 4, 5). Появления микро-

трещин на границе металло-интерметаллидных слоев, распространяющихся вглубь образца, и расслаиваний не обнаружено во всем температурном диапазоне испытаний. Причем, с ростом температуры испытания процесс выкрашивания минимизируется, а шероховатость самой истираемой поверхности снижается.

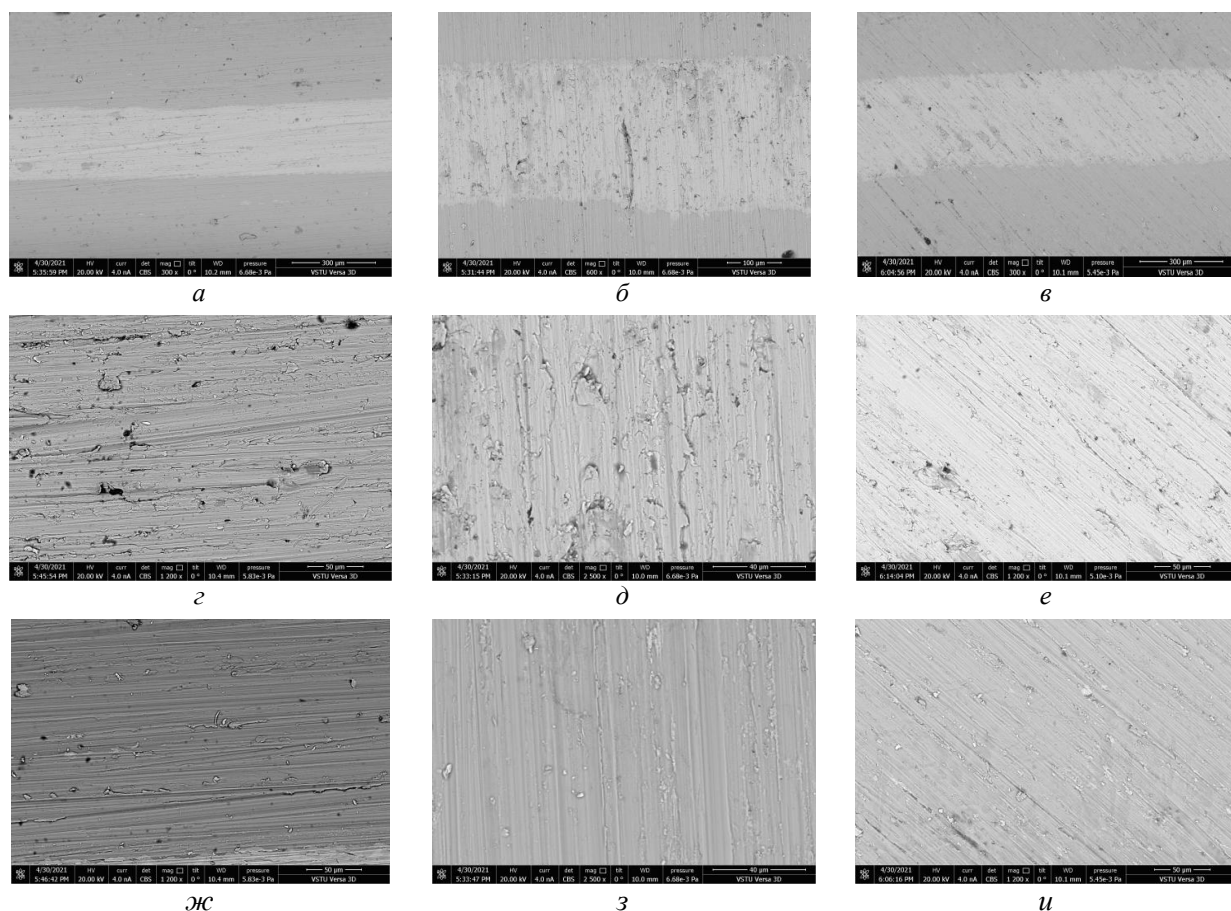


Рис. 4. СЭМ изображение микроstructures СММК системы Ti-Fe в режиме обратно отраженных электронов после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев –  $0^\circ$  (а, г, ж);  $90^\circ$  (б, д, з);  $45^\circ$  (в, е, и). Поверхность износа: слоев Fe – г, д, е; интерметаллидных (Ti+Fe) слоев – ж, з, и. Увеличение:  $\times 300$  (а, в);  $\times 600$  (б);  $\times 1200$  (г, ж, е, и);  $\times 2500$  (д, з).

При одинаковой температуре поверхность образцов, истираемых под углом  $0^\circ$  (воздействие абразива параллельно слоям), визуально имела меньшую шероховатость (рис. 4 (а, г, ж) и 5 (а, г, ж)), что можно объяснить отсутствием пересечения границ слоев частицами абразива и отделившимися частицами интерметаллидов.

Тем не менее, эти частицы абразива могут закрепляться на границах интерметаллидно-стальной слою, особенно в микропустотах, образовавшихся из-за выкрашивания тонкой прослойки карбида титана (TiC), которая изначально была сформирована по границе слоев титана и стали при термообработке (рис. 6, а).

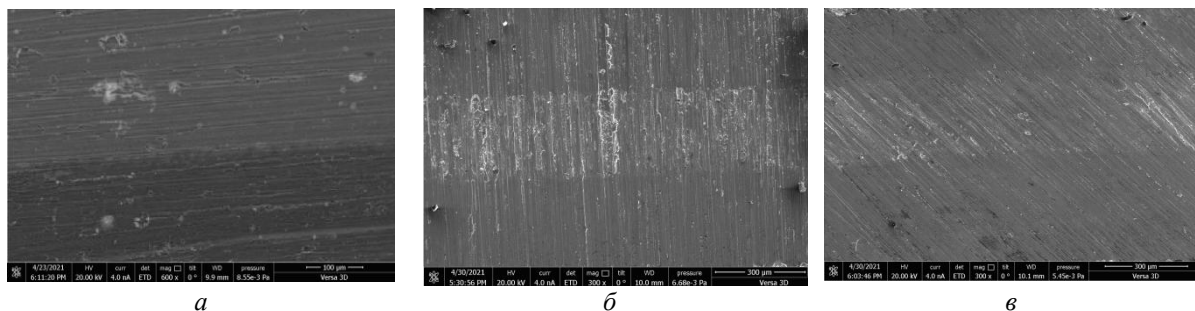


Рис. 5. СЭМ изображение микроstructures СММК системы Ti-Fe в режиме съемки во вторичных электронах после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев –  $0^\circ$  (а, г, ж);  $90^\circ$  (б, д, з);  $45^\circ$  (в, е, и). Поверхность износа: слоев Fe – г, д, е; интерметаллидных (Ti+Fe) слоев – ж, з, и. Увеличение:  $\times 300$  (б, в);  $\times 600$  (а);  $\times 1200$  (г, ж, е, и);  $\times 2500$  (д, з) (см. также с. 25)



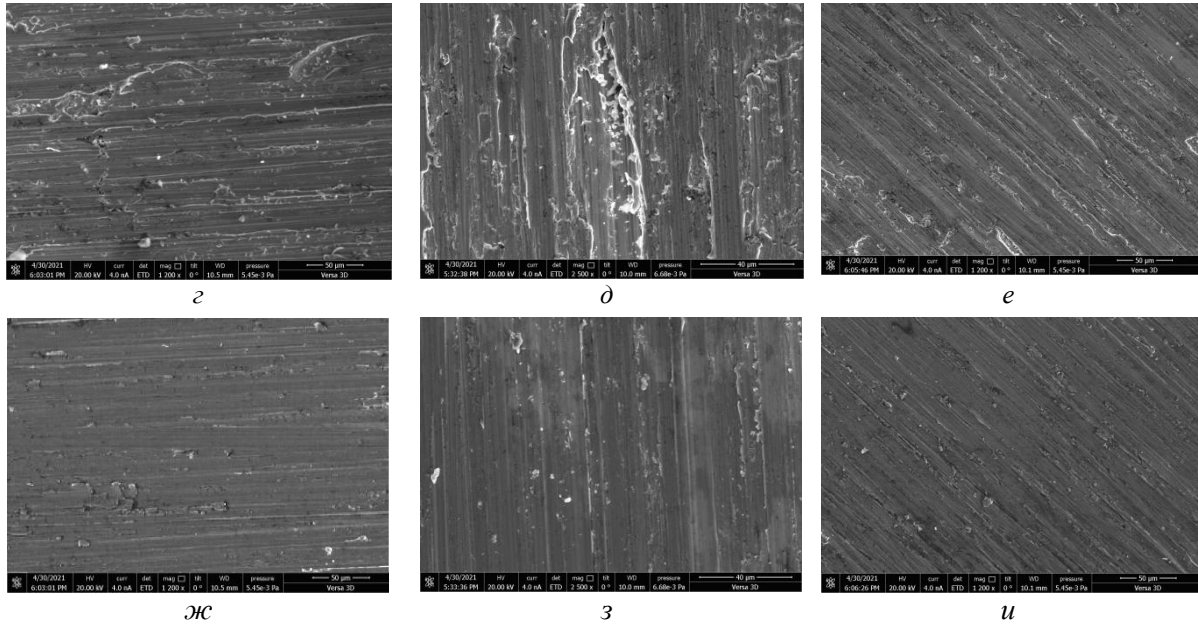


Рис. 5. Окончание

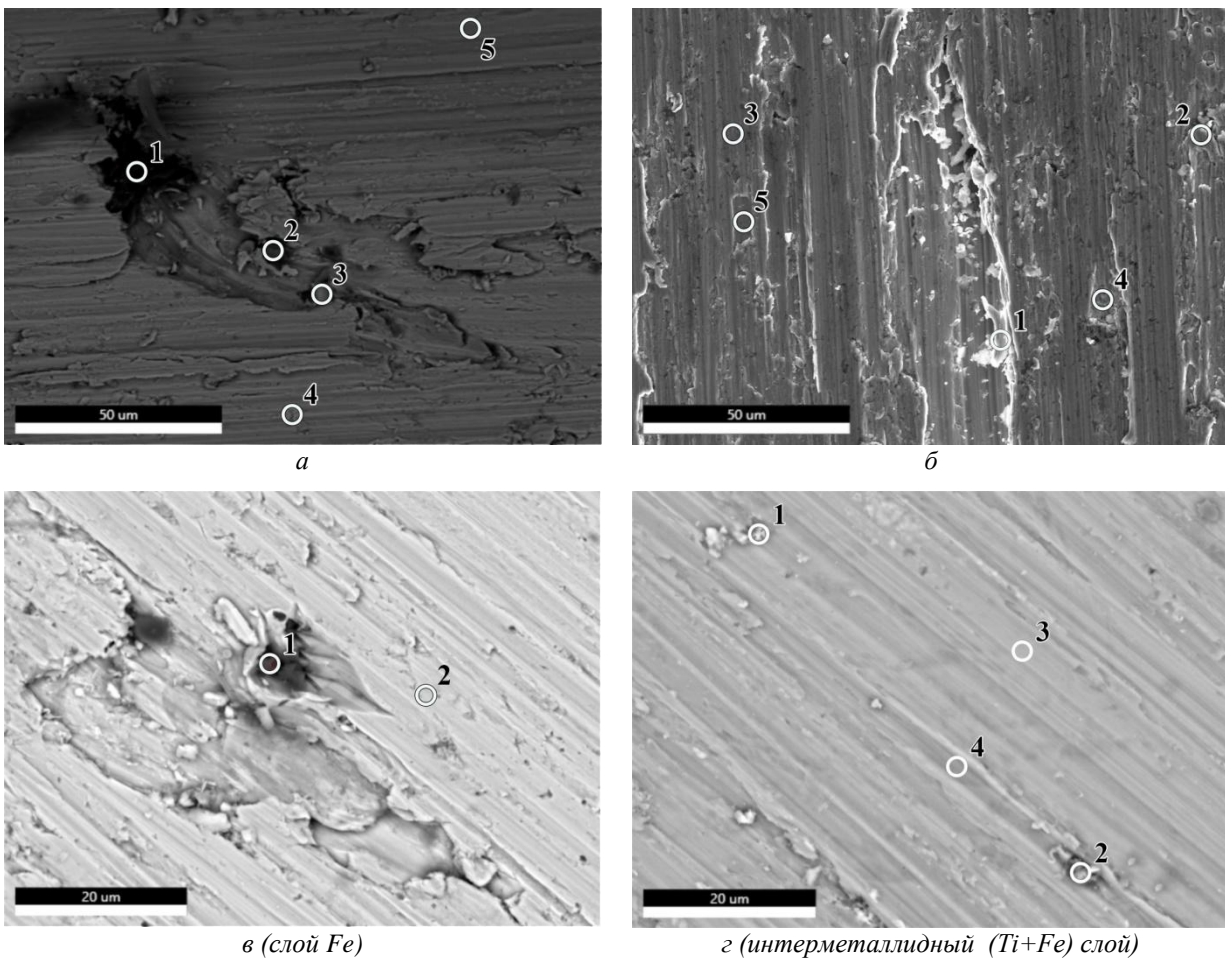


Рис. 6. Точки определения соотношения химических элементов поверхности образцов в СМЭК системы Ti-Fe после испытания на износ при температурах 20 (а), 600 (б), 400 °С (в, г) под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев 0° (а), 90° (б), 45° (в, г). Расшифровка в таблицах: 1 – для (а); 2 – для (б); 3 – для (в) и 4 – для (г), соответственно

Таблица 1

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, а)

| Элемент             | Содержание в зоне анализа, ат.% |                                  |                                  |                    |        |
|---------------------|---------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|--------------------|--------|
|                     | 1                               | 2                                | 3                                | 4                  | 5      |
| Ti                  | –                               | 34,5                             | 38,7                             | 28,9               | 5,3    |
| Fe                  | –                               | 8,4                              | 7,8                              | 71,1               | 94,7   |
| O                   | 69,0                            | –                                | –                                | –                  | –      |
| Al                  | 31,0                            | –                                | –                                | –                  | –      |
| C                   | –                               | 57,1                             | 53,5                             | –                  | –      |
| Предполагаемая фаза | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>  | TiC, (Ti <sub>2</sub> Fe – TiFe) | TiC, (Ti <sub>2</sub> Fe – TiFe) | Ti <sub>2</sub> Fe | Fe(Ti) |

Таблица 2

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, б)

| Элемент             | Содержание в зоне анализа, ат.%   |                    |      |                    |        |
|---------------------|---|--------------------|------|--------------------|--------|
|                     | 1   | 2                  | 3    | 4                  | 5      |
| Ti                  | 30,2  | 38,3               | 48,3 | 39,2               | 3,3    |
| Fe                  | 38,5  | 61,7               | 51,7 | 60,8               | 96,7   |
| O                   | 31,3  | –                  | –    | –                  | –      |
| Предполагаемая фаза | FeTiO <sub>3</sub> (или α-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiO <sub>2</sub> ) | Ti <sub>2</sub> Fe | TiFe | Ti <sub>2</sub> Fe | Fe(Ti) |

Таблица 3

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, в)

| Элемент             | Содержание в зоне анализа, ат.% |        |
|---------------------|---------------------------------|--------|
|                     | 1                               | 2      |
| Ti                  | 0,33                            | 3,7    |
| Fe                  | 0,37                            | 96,3   |
| O                   | 66,1                            | –      |
| Al                  | 33,2                            | –      |
| Предполагаемая фаза | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>  | Fe(Ti) |

Таблица 4

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, з)

| Элемент             | Содержание в зоне анализа, ат.% |      |        |       |
|---------------------|---------------------------------|------|--------|-------|
|                     | 1                               | 2    | 3      | 4     |
| Ti                  | 0,93                            | 39,5 | 4,9    | 51,6  |
| Fe                  | 1,17                            | 3,4  | 94,4   | 48,4  |
| O                   | 58,2                            | –    | 0,7    | –     |
| Al                  | 39,7                            | –    | –      | –     |
| C                   | –                               | 57,1 | –      | –     |
| Предполагаемая фаза | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>  | TiC  | Fe(Ti) | Ti-Fe |

Выкрошившиеся частицы TiC, имеющие твердость по шкале Мооса – 9,5 (не менее 30 ГПа) [8], образуют свои треки и также могут вклиниваться в слои СММК, преимущественно

в интерметаллидные, т.к. порядок их твердости более близок к последним (для интерметаллидных фаз TiFe и Ti<sub>2</sub>Fe – твердость не превышает 6,5–8,0 ГПа [9]), чем к слоям твердого раствора

на основе железа Fe(Ti) (2,5–2,9 ГПа), где их закрепление и удержание в процессе износа маловероятно. Определение химического состава вклинившихся частиц TiC с помощью атомно-силовой микроскопии, позволило установить, что в них присутствует железо (от 7,5 до 8,5 ат.%). Выявленный факт может служить косвенным подтверждением наличия ферромагнитного наноразмерного слоя на поверхности TiC, по аналогии с данными работы [10], где с помощью рентгеновского фазового анализа (РФА) авторами были идентифицированы частицы карбида титана, покрытые слоями интерметаллидов TiFe – Ti<sub>2</sub>Fe.

Поверхность образцов после испытаний под углом 90° к воздействию абразива визуально имеет более развитую шероховатость (рис. 4 (б, д, з) и 5 (б, д, з); рис. 6, б), причем с ростом температуры испытания (до 600 °С) шероховатость незначительно снижается. Анализ полученных микроструктур поверхности показал, что образовавшиеся риски (треки), имеют различную глубину и ширину.

Частицы абразива оставляют треки по всей длине их воздействия на образец (рис. 6, б). Поскольку они не разрушаются, т. к. остальные структурные составляющие СМИК имеют несопоставимо меньшую твердость, то глубина треков зависит от пройденного ими слоя. Наибольшая толщина трека получена на слоях твердого раствора на основе железа (Fe(Ti)), меньшую толщину имеют треки на слоях, состоящих из интерметаллидов (рис. 4 (б, д, з), 5 (б, д, з); 6 (б)). Причем, в отличие от образцов, испытанных в направлении воздействия абразива вдоль слоев СМИК, наблюдаются фрагменты разрушения интерметаллидных слоев частицами абразива (особенно по границам с металлическими слоями) с последующим их выносом (рис. 6, б) в слои Fe(Ti). Эти частицы вносят свой вклад в образовавшийся рельеф поверхности, но в отличие от треков абразива, их треки не всегда имеют строго перпендикулярное слоям направление и они дискретны. Это обусловлено тем, что частицы интерметаллидов подвержены дроблению (точки 2 и 4, рис 6 (б)), в результате которого они, имея неправильную форму с острыми краями, цепляются за границы интерметаллидных слоев или вклиниваются в слои мягкого металла, т. е. Fe(Ti).

Очевидно, что в СМИК системы Ti-Fe при абразивном износе на высоких температурах, контактная нагрузка передается именно интер-

металлидными слоями, которые становятся более вязкими и менее хрупкими с ростом температуры и успешно противостоят микрорезанию. При таких «жестких» условиях абразивного изнашивания в промежутках как между ними (в слоях Fe(Ti)), так и в них (но в меньшей степени) скапливаются и консолидируются продукты износа (TiFe и Ti<sub>2</sub>Fe), которые образуют вторичные структуры, обеспечивающие своеобразный эффект «самозалечивания» (рис. 6, б). Причем, образовавшиеся за счет среза абразивом частицы износа из Fe(Ti), которые имеют повышенную вязкость при высокотемпературных испытаниях, вдавливаются в риски (треки) интерметаллидных (TiFe, Ti<sub>2</sub>Fe) слоев (точка 5, рис. 6 (б)).

Исследование химического состава вторичных структур на поверхности износа СМИК при повышенных (выше 500 °С) температурах показало наличие в их составе не только Ti, Fe, C, элементов, входящих в состав абразива (Al, O), но и других соединений с кислородом, что свидетельствует о роли в формировании этих структур газовой среды, в которой реализуется трение (рис. 6, б). Так, например, по краям некоторых треков в интерметаллидных слоях встречаются частицы сложного оксида (Fe – 38 ат. %, Ti – 30,2 ат.% и O – 31,3 ат.%), который по стехиометрическому составу соответствует титанистому железняку (ильмениту), имеющему химическую формулу FeTiO<sub>3</sub> и не постоянный химический состав, его твердость – 6–7 по шкале Мооса (8–11 ГПа) [11].

На поверхности образцов после испытаний на износ под углом воздействия абразива 45° геометрия треков практически сохраняется по всей длине. Причем протяженность треков с дискретной длиной от разрушившихся интерметаллидов значительно меньше. Наблюдаются частицы:

а) абразивных фаз – как в металлических (точка 1, рис. 6, в), так и в интерметаллидных слоях, но с меньшей (в 10 и более раз) дисперсностью (точка 1, рис. 6, з);

б) карбида TiC (точка 2, рис. 6, з) – в интерметаллидных слоях, способных за счет высокой твердости являться «удерживающей оправкой» для TiC;

в) фрагменты металлической микростружки (по химическому составу соответствующей твердому раствору Fe(Ti)), которые удерживаются в канавках (треках), оставленных более твердыми частицами (точка 3, рис. 6, з).

Отличительной особенностью поверхности износа образцов этой серии является более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие интерметаллидных фаз, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя в качестве вторичных структур износа.

Анализ полученных после испытаний на абразивное изнашивание экспериментальных данных показал, что при нормальной температуре (20 °С) износостойкость СМИК в 1,8 раза выше, чем у титана ВТ-1-0 (табл. 5, рис. 7), и в 2,5 раза выше, чем у стали 08кп.

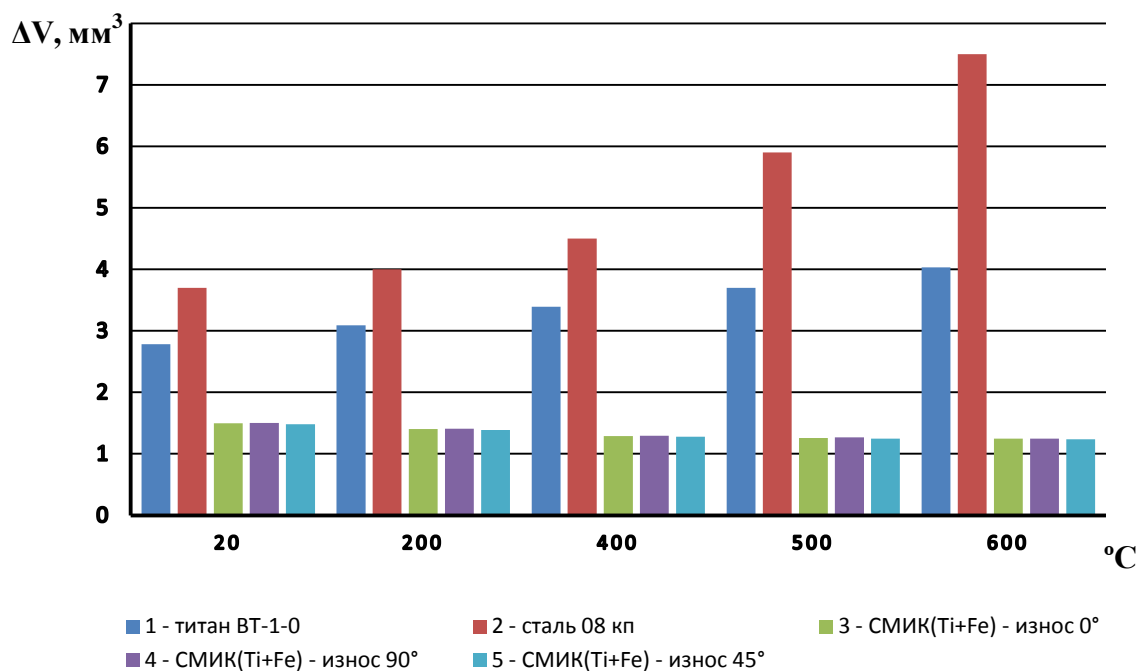


Рис. 7. Потеря объема  $\Delta V$  образцов после испытаний на абразивное изнашивание: 1 – титан ВТ 1-0; 2 – сталь 08кп; 3–5 – образцы со слоистой (Ti + Fe) металло-интерметаллидной структурой, испытанные по направлению к воздействию абразива под углом 0° (3); 90° (4); 45° (5)

Таблица 5

**Показатели износостойкости образцов при различной температуре в зависимости от направления воздействия абразива относительно чередующихся металло-интерметаллидных слоев**

| Температура испытания | Потеря объема ( $\Delta V$ ), мм <sup>3</sup>                 |       |       |             |            |
|-----------------------|---|-------|-------|-------------|------------|
|                       | СМИК системы Ti-Fe под углом направления воздействия абразива |       |       | Титан ВТ1-0 | Сталь 08кп |
|                       | 0°  | 90°   | 45°   |             |            |
| 20                    | 1,499   | 1,503 | 1,481 | 2,78        | 3,7        |
| 200                   | 1,403   | 1,409 | 1,388 | 3,09        | 4          |
| 400                   | 1,287   | 1,295 | 1,279 | 3,39        | 4,5        |
| 500                   | 1,259   | 1,267 | 1,247 | 3,7         | 5,9        |
| 600                   | 1,245   | 1,248 | 1,239 | 4,03        | 7,5        |

С повышением температуры испытаний износостойкость СМИК имеет тенденцию к повышению. Прирост износостойкости СМИК +7 % при 200 °С, +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С объясняется повышением твердости интерметаллидных слоев и пластичности – стальных [2–4, 12]. Износостойкость входящей в состав СМИК стали 08кп при 600 °С снижается в 2 ра-

за (что в 5 раз ниже износостойкости СМИК при тех же температурных условиях испытания). Износостойкость титанового сплава ВТ1-0 снижается в меньшей степени, что, скорее всего, связано с интенсивным насыщением поверхности титана кислородом и формированием «альфированного слоя», обладающего более стабильной в широком температурном диапа-



зоне твердостью. Ее значения ниже полученных для СМИК – в 2,2; 2,6 и 3 раза, при 200; 400 и 600 °С, соответственно.

Наилучшие показатели износостойкости образцов получены при воздействии абразива на слоистую структуру испытанных СМИК под углом 45° (табл. 5, рис. 7). Их износ более равномерный в сравнении с образцами других серий. При этом значения потери массы (объема) образцов из СМИК, вне зависимости от направления воздействия абразивных частиц, имеют почти одинаковые значения (разница составляет 1–2 %, что не превышает погрешности эксперимента).

Уменьшение толщин металло-интерметаллидных слоев в составе СМИК при прочих равных условиях должно нивелировать возможность образования резких границ в значениях твердости по его макрообъему, тем самым демпфируя градиент жесткости разнородных слоев и позволяя повысить износостойкость слоистой системы в целом.

#### Выводы

1. Испытания на абразивное изнашивание показали, что при температуре 20 °С износостойкость СМИК в 1,8 раза выше, чем у титана ВТ-1-0, и в 2,5 раза выше, чем у стали 08кп. С повышением температуры испытаний, износостойкость СМИК имеет тенденцию к повышению: +7 % при 200 °С; +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С, что объясняется повышением твердости интерметаллидных слоев и пластичности стальных.

2. Анализ поверхностей износа, полученных при трении поверхности СМИК об абразив, показал, что более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие интерметаллидных фаз, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя в качестве вторичных структур износа наблюдается при воздействии абразива на слоистую структуру СМИК под углом 45°. При такой схеме износа обеспечиваются и наилучшие показатели износостойкости.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Wear Resistance of Ti–Fe Laminar Intermetallic Composites / В.Г. Шморгул, О.В. Слаутин, А.А. Артемьев, И.В. Зорин, А.Г. Серов // *Russian Engineering Research*. - 2020. - Vol. 40, No. 2. – P. 122-126.
2. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / Шморгул В. Г., Трыков Ю. П., Слаутин О. В. // *Конструкции из композиционных материалов*. 2005. Вып. 3. С. 3–9.
3. *Гуревич, Л. М.* Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М.: Металлургиздат, 2016 - 346 с.
4. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгул, О.В. Слаутин, Д.В. Проничев // *Конструкции из композиционных материалов*. – 2004. – № 1. – С. 48-53.
5. Charpy G. Les alliages blancs, dits antifricition. *Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale*. 1898. Juillet. P. 670–707 (<http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi?BSPI.97/709/80/1693/691/700>).
6. *Шморгул, В. Г.* Оценка износостойкости слоистых металло-интерметаллидных титано-стальных композитов методом царапания / В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич, Д. А. Евстропов // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 103-105.
7. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // *Трение и износ*. 2017. Т. 38. № 3. С. 247–254.
8. *Купарисов С. С., Левинский Ю. В., Петров А. П.* Карбид титана: получение, свойства, применение. – Металлургия, 1987. – 215 с.
9. *Эллиот, Р. П.* Структуры двойных сплавов. В 2 т. Т. 2 / Р.П. Эллиот. – М : Металлургия - 1970. – 472 с.
10. Плакирование ультрадисперсных и наноразмерных порошков карбидов титана и вольфрама металлами / Вараксин А.В., Костылев В.А., Лисин В.Л., Леонтьев Л.И., Захаров Р.Г., Петрова С.А. // *Бутлеровские сообщения*. 2014. Т. 37. № 1. С. 68-75.
11. *Anthony, J.W., Bideaux, R.A., Bladh, K.W., and Nichols, M.C.* (1995) *Handbook of Mineralogy, Volume II. Silica, Silicates*. Mineral Data Publishing, Tucson, AZ, 904pp., 2 volumes: 264.
12. *Шморгул, В. Г.* Механические свойства трехслойного титано-стального интерметаллидного композита при повышенных температурах / В.Г. Шморгул, О.В. Слаутин, Ю.П. Трыков // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2004. № 8. С. 63-64.