

## Литература

1. Пат. на корисну модель № 63614 Україна МПК С 01 В 31/06. Спосіб виготовлення інструментального композиційного надтвердого матеріалу // В. Г. Полторацький, Г. П. Богатирьова, Г. С. Грищенко та ін. – Опубл. 10.10.11; Бюл. № 2.
2. Изучение термостойкости и абразивных свойств шлифпорошков из композиционных материалов, полученных при низких давлениях, на основе cBN и синтетических алмазов с углеродной связкой / В. Г. Полторацкий, А. А. Бочечка, А. Н. Панова и др. // Пороодо-разрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им.В.Н.Бакуля НАН Украины, 2013. – Вып. 16. – С. 295–300.
3. Конструкционные материалы на основе графита: Сб. тр. – М.: Металлургия, 1967. – № 3. – С. 96–103.
4. Электрохимические свойства композиционных алмазно-углеродных материалов / Н. В. Новиков, Г. П. Богатырева, М. А. Маринич и др. // Пороодо-разрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им.В.Н.Бакуля НАН Украины, 2004. – Вып. 7. – С. 203–208.

Поступила 28.05.2014.

УДК 620.22 : 669.018.25

**А. Ф. Лисовский, Н. А. Бондаренко, В. А. Мечник**, доктора технических наук;  
**С. А. Давиденко**, инженер<sup>1</sup>; **О.Э. Багиров**, канд. техн. наук<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля, г. Киев

<sup>2</sup>SOCAR-AQSLLC, г. Баку, Азербайджан

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СИЛИЦИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ С КОМПОЗИЦИЕЙ АЛМАЗ –Fe–Ni–Cu–Sn

*Изучено взаимодействие силицидов  $CoSi_2$ ,  $NiSi_2$ ,  $CrSi_2$  с композицией алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn. Показано, что в композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn, формируются следующие стабильные фазы:  $CoSi$ ,  $NiSi$ ,  $FeSi$ ,  $SiC$ ,  $CrSi$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $Cr_7C_3$ . Для легирования композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn рекомендуется использовать силициды  $CoSi_2$ ,  $NiSi_2$ ,  $CrSi_2$ .*

**Ключевые слова:** композиция алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn, силициды  $CoSi_2$ ,  $NiSi_2$ ,  $CrSi_2$ .

## Введение

Композиционный алмазосодержащий материал алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn

(далее КАМ), состоит из кристаллов алмаза размером 315–400 мкм, находящихся в металлической матрице Fe–Ni–Cu–Sn. Это материал широко применяют в инструменте для обработки природного камня и строительных материалов. Работоспособность инструмента определяется стойкостью к износу алмазных кристаллов и металлической матрицы [1; 2]. Металлическая матрица должна прочно удерживать кристаллы алмаза, непосредственно взаимодействующие с обрабатываемым материалом. В инструменте важно обеспечить определенное соотношение износостойкости кристаллов алмаза и матрицы, чтобы в процессе износа матрицы открывались и вступали в работу новые кристаллы алмаза.

Композиционные материалы алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn в промышленных условиях изготавливают спеканием в свободном состоянии в течение 60–90 мин с последующим

горячим прессованием, а также непосредственно горячим прессованием с увеличением температуры от 298 до 1150 К и давления до 40 МПа в течение 12–15 мин [3]. В период горячего прессования при температуре 505 К олово плавится, обеспечивая хорошее скольжение и усадку твердых частиц. В дальнейшем жидкое олово образует станиды железа, никеля и меди. При температуре 1000–1150 К уплотнение КАМ завершается по механизму твердофазного спекания.

В период спекания на поверхности кристалла алмаза образуется графитовый слой, вследствие чего ухудшается удержание кристаллов алмаза матрицей. Для улучшения удержания алмазных частиц в КАМ вводят химические элементы с высоким сродством к углероду [3; 4]. Образуя карбиды, эти элементы уничтожают графитовый слой на поверхности кристаллов алмаза, в результате чего усиливается их удержание матрицей. По нашему мнению для дальнейшего повышения работоспособности КАМ необходимо обеспечить высокую адгезию кристаллов алмаза и матрицы при одновременном дисперсионном упрочнении Fe–Ni–Cu–Sn матрицы. Это достигается путем введения в композицию алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn соединений, неустойчивых в КАМ, которые при взаимодействии с компонентами композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn образуют устойчивые карбидные и другие дисперсные фазы в объеме матрицы. В результате предварительных исследований было установлено, что такими соединениями для композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn являются силициды переходных металлов.

Цель настоящей работы – с помощью термодинамического метода, обосновать эффективность применения силицидов переходных металлов в композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn для решения сформулированной выше проблемы.

## Методика исследования

Термодинамическое исследование осуществляли по методике, изложенной в [5]. Переходные металлы разделили на две группы. К первой группе отнесли металлы, которые в стандартных условиях не образуют карбидов, например Cu, Co, In, Re, Ru, ко второй – металлы, образующие карбиды, например Ti, Zr, V, Nb, Ta, Cr, Mo. Исследовали силициды металлов обеих групп, для которых наиболее надежны термодинамические характеристики  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  [6–11].

При взаимодействии силицидов  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  с композицией алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn возможно образование новых карбидных и силицидных фаз. Возможность образования новых фаз оценивали по изменению свободной энергии Гиббса ( $\Delta G$ ). Значение  $\Delta G$  реакций определяют с помощью приближенного энтропийного метода и точных методов М. И. Темкина – Л. А. Шварцмана и Л. П. Владимирова [5]. В отличие от энтропийного метода М. И. Темкина – Л. А. Шварцмана, а также Л. П. Владимирова учитывают влияние теплоемкости соединений на изменение свободной энергии Гиббса. Точные методы целесообразно применять для реакций, в результате которых появляются или исчезают газообразные и/или жидкие фазы.

В настоящей работе использовали энтропийный метод. Этот выбор обусловливался тем, что рассматривали только твердофазные реакции при температуре 1000 К. Результаты сопоставительного анализа примененного и точных методов показали, что расхождения значений изменения свободной энергии Гиббса не превышают 5%, т.е. находятся в пределах погрешностей экспериментальных значений стандартной энтальпии ( $\Delta H_{298}^\circ$ ) и энтропии ( $S_{298}^\circ$ ) для силицидов переходных металлов. Кроме того, для некоторых силицидов переходных металлов зависимости изменения теплоемкости от температуры отсутствуют.

Изменение свободной энергии Гиббса рассчитывали по формуле

$$\Delta G_T^\circ = \Delta H_{298}^\circ - T\Delta S_{298}^\circ,$$

где  $T$  – температура, К.

Термодинамические исследования осуществляли для систем C–Fe–Ni–Cu–Sn+NiSi<sub>2</sub>, C–Fe–Ni–Cu–Sn+CoSi<sub>2</sub>, C–Fe–Ni–Cu–Sn+CrSi<sub>2</sub>. Оценивали взаимодействие вводимых силицидов металлов с углеродом графитового слоя, железом и никелем. В результате предварительных расчетов установили, что медь и олово не взаимодействуют с силицидами CoSi<sub>2</sub>, NiSi<sub>2</sub>, CrSi<sub>2</sub>. Изменение свободной энергии Гиббса рассчитывали для реакций, протекающих при температуре 1000 К. При этой температуре все взаимодействующие фазы находятся в твердом состоянии.

### Результаты исследования и их обсуждение

Результаты исследования, приведенные в табл. 1, показали, что в системе C–Fe–Ni–Cu–Sn дисилицид кобальта CoSi<sub>2</sub> является неустойчивым соединением. При взаимодействии CoSi<sub>2</sub> с углеродом, железом и никелем образуются стабильные фазы SiC, CoSi, NiSi, FeSi. Образование SiC свидетельствует о том, что в зоне контакта CoSi<sub>2</sub> и графита последний связывается в карбид кремния, что способствует уничтожению прослойки графита в этой зоне. В местах контакта CoSi<sub>2</sub> с железом и никелем образуются новые фазы CoSi, FeSi и NiSi. Если в матрицу Fe–Ni–Cu–Sn вводить CoSi<sub>2</sub> в виде ультрадисперсных частиц, образовавшиеся новые фазы будут способствовать дисперсному упрочнению матрицы.

Таблица 1. Изменение свободной энергии Гиббса при взаимодействии CoSi<sub>2</sub> с композицией алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn

Реакция	$\Delta G$ , кДж/моль, при 1000 К	Реакция с позиции термодинамики
C + CoSi <sub>2</sub> = CoSi + SiC	–43,9	Разрешена
C + CoSi = Co + SiC	55,6	Запрещена
Ni + CoSi <sub>2</sub> = NiSi + CoSi	–89,7	Разрешена
Ni + CoSi <sub>2</sub> = NiSi <sub>2</sub> + Co	53,8	Запрещена
Ni + CoSi = NiSi + Co	13,4	Запрещена
Fe + 2CoSi <sub>2</sub> = FeSi <sub>2</sub> + 2CoSi	–76,9	Разрешена
Fe + CoSi <sub>2</sub> = FeSi <sub>2</sub> + Co	31,3	Запрещена
Fe + CoSi <sub>2</sub> = FeSi + CoSi	–86,2	Разрешена
3Fe + CoSi <sub>2</sub> = Fe <sub>3</sub> Si + CoSi	–76,6	Разрешена
Fe + 2CoSi = FeSi <sub>2</sub> + 2Co	128,2	Запрещена
Fe + CoSi = FeSi + Co	15,0	Запрещена
3Fe + CoSi = Fe <sub>3</sub> Si + Co	12,6	Запрещена
4C + 3FeSi = Fe <sub>3</sub> C + 3SiC	151,0	Запрещена
Fe + FeSi <sub>2</sub> = 2FeSi	–97,9	Разрешена
FeSi + Ni = NiSi + Fe	~0	Маловероятна

В системе C–Fe–Ni–Cu–Sn + NiSi<sub>2</sub> дисилицид никеля NiSi<sub>2</sub> является неустойчивой фазой. В результате его взаимодействия с графитом образуются стабильные фазы NiSi и SiC, при взаимодействии с железом – фазы FeSi и Fe<sub>3</sub>Si (табл. 2). Новые образовавшиеся фазы влияют на структуру композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn так же, как описанные ранее фазы, образованные при взаимодействии CoSi<sub>2</sub> с компонентами композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn. В системе C–Fe–Ni–Cu–Sn +CrSi<sub>2</sub> дисилицид хрома CrSi<sub>2</sub> является неустойчивой фазой. При его взаимодействии с графитом, железом и никелем образуются стабильные фазы SiC,

$\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{CrSi}$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\text{NiSi}$  (табл. 3). Введение в композицию алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn дисилицида хрома позволяет активнее воздействовать на графитовый слой, образующийся на поверхности кристаллов алмаза. Силициды  $\text{CrSi}$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\text{NiSi}$  являются дисперсно упрочняющими фазами относительно матрицы композиции.

Таблица 2. Изменение свободной энергии Гиббса при взаимодействии  $\text{NiSi}_2$  с композицией алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn

Реакция	$\Delta G$ , кДж/моль, при 1000 К	Реакция с позиции термодинамики
$\text{C} + \text{NiSi}_2 = \text{NiSi} + \text{SiC}$	-44,2	Разрешена
$\text{C} + \text{NiSi} = \text{Ni} + \text{SiC}$	40,1	Запрещена
$\text{Ni} + \text{NiSi}_2 = 2\text{NiSi}$	-83,7	Разрешена
$\text{Fe} + \text{NiSi}_2 = \text{FeSi}_2 + \text{Ni}$	~0	Маловероятна
$3\text{Fe} + \text{NiSi}_2 = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{NiSi}$	-92,0	Разрешена
$\text{Fe} + \text{NiSi}_2 = \text{FeSi} + \text{NiSi}$	-86,8	Разрешена
$\text{Fe} + \text{NiSi} = \text{FeSi} + \text{Ni}$	~0	Маловероятна
$3\text{Fe} + \text{NiSi} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{Ni}$	-5,2	Маловероятна

Таблица 3. Изменение свободной энергии Гиббса при взаимодействии  $\text{CrSi}_2$  с композицией алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn

Реакция	$\Delta G$ , кДж/моль, при 1000 К	Реакция с позиции термодинамики
$\text{C} + \text{CrSi}_2 = \text{CrSi} + \text{SiC}$	-30,6	Разрешена
$8\text{C} + 3\text{CrSi}_2 = \text{Cr}_3\text{C}_2 + 6\text{SiC}$	-79,9	Разрешена
$5\text{C} + 3\text{CrSi} = \text{Cr}_3\text{C}_2 + 3\text{SiC}$	-4,9	Маловероятна
$17\text{C} + 7\text{CrSi}_2 = \text{Cr}_7\text{C}_3 + 14\text{SiC}$	-155,1	Разрешена
$10\text{C} + 7\text{CrSi} = \text{Cr}_7\text{C}_3 + 7\text{SiC}$	-12,6	Разрешена
$\text{Fe} + \text{CrSi}_2 = \text{FeSi}_2 + \text{Cr}$	16,7	Запрещена
$\text{Fe} + \text{CrSi}_2 = \text{FeSi} + \text{CrSi}$	-63,6	Разрешена
$3\text{Fe} + \text{CrSi}_2 = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{CrSi}$	-66,1	Разрешена
$\text{Fe} + 2\text{CrSi} = \text{FeSi}_2 + 2\text{Cr}$	47,9	Запрещена
$\text{Fe} + \text{CrSi} = \text{FeSi} + \text{Cr}$	-5,2	Маловероятна
$3\text{Fe} + \text{CrSi} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{Cr}$	-11,5	Разрешена
$\text{Ni} + \text{CrSi}_2 = \text{NiSi}_2 + \text{Cr}$	10,0	Запрещена
$\text{Ni} + \text{CrSi}_2 = \text{NiSi} + \text{CrSi}$	-62,8	Разрешена
$\text{Ni} + \text{CrSi} = \text{NiSi} + \text{Cr}$	-6,5	Маловероятна

В результате термодинамических исследований установили, что в композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn силициды  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  являются неустойчивыми фазами. При взаимодействии с компонентами композиции образуются устойчивые фазы  $\text{SiC}$ ,  $\text{CoSi}$ ,  $\text{NiSi}$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . В равновесной термодинамике не приводится информации о кинетике и механизмах протекающих в системе процессов, в этой связи ответить на вопрос, действительно ли в композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn при температуре 1000 К образуются стабильные фазы и с какой скоростью этот процесс протекает, можно только в результате экспериментального исследования. Рассмотренные реакции относятся к твердофазным. Твердофазные реакции протекают на межфазных поверхностях и, как правило, имеют высокую энергию активации. Чтобы интенсифицировать протекание этих реакций,

необходимо снизить энергию активации и увеличить площадь взаимодействующих межфазных поверхностей. Это можно достичь путем применения нанодисперсных порошков силицидов переходных металлов. Поверхность нанодисперсных порошков высокоразвитая. Удельная площадь поверхности нанопорошков более чем в 1000 раз превышает удельную площадь микродисперсных порошков. Химический потенциал компонентов нанодисперсных порошков превышает химический потенциал микродисперсных порошков [12], что также способствует протеканию рассмотренных реакций.

### Выводы

В композиции алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn силициды  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  неустойчивы. При взаимодействии с компонентами композиции образуются устойчивые соединения  $\text{SiC}$ ,  $\text{CoSi}$ ,  $\text{NiSi}$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Образование карбидов кремния и хрома способствует удалению графита с поверхности кристаллов алмаза. Силициды  $\text{CoSi}$ ,  $\text{NiSi}$ ,  $\text{FeSi}$  играют роль дисперсно упрочняющих фаз. В композицию алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn силициды  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  целесообразно вводить в виде нанодисперсных порошков.

*Вивчено взаємодію силіцидів  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  з композицією алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn. Доведено, що в композиції алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn формуються наступні стабільні фази:  $\text{CoSi}$ ,  $\text{NiSi}$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{CrSi}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Для легування композиції алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn рекомендується використовувати силіциди  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$ .*

**Ключові слова:** композиція алмаз–Fe–Ni–Cu–Sn, силіциди  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$ .

*Interaction of silicides  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  with a composition Diamond–Fe–Ni–Cu–Sn is studied. Proved, that in a composition Diamond–Fe–Ni–Cu–Sn following stable phases  $\text{CoSi}$ ,  $\text{NiSi}$ ,  $\text{FeSi}$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{CrSi}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  are formed. It is recommended to use silicides  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$  for alloying of a composition Diamond–Fe–Ni–Cu–Sn.*

**Key words:** Composition Diamond–Fe–Ni–Cu–Sn, silicides  $\text{CoSi}_2$ ,  $\text{NiSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$ .

### Литература

1. Температурное поле и износ неоднородного алмазного круга при конвективном теплообмене. Ч. 1 / В. А. Александров, А. Н. Жуковский, В. А. Мечник // Трение и износ. – 1994. – Т. 15. – № 1. – С. 27–35.
2. Температурное поле и износ неоднородного алмазного круга при конвективном теплообмене. Ч. 2 / А. Александров, А. Н. Жуковский, В. А. Мечник // Трение и износ. – 1994. – Т. 15 – № 2. – С. 196–201.
3. Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов / Н .А. Бондаренко, А. Н. Жуковский, В. А. Мечник; под ред. Н .В. Новикова. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – 456 с.
4. Прочность алмазометаллического контакта и пайка алмазов / Ю. В. Найдич, В. П. Уманский, И. А. Лавриненко – К.: Наук. думка. – 1988. – 136 с.
5. Термодинамическое исследование легирования композиции алмаз–WC–Co силицидами переходных металлов / А. Ф. Лисовский, Н. А. Бондаренко // Сверхтвердые матер. – 2012. – № 4. – С. 33–37.
6. А. Н. Крестовников, Л. П. Владимиров, Б. С. Гуляницкий, А. Я. Фишер. Справочник по расчетам равновесий металлургических реакций. – М.: Металлургиздат, 1963. – 410 с.
7. Термодинамические свойства индивидуальных веществ // под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1978–1979.

8. Тугоплавкие соединения. Справочник / В. Г. Самсонов, И.М. Винницкий – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
9. Основные термодинамические константы неорганических и органических веществ / М. Х. Карапетянц, М. Л. Карапетянц – М.: Химия, 1968. – 470 с.
10. Термодинамические свойства веществ. Справочник / В.А. Рябин, М. А. Остроумов, Т. Ф. Свит. – М.: Химия, 1977. – 389 с.
11. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. / Л. В. Гуревич, И. В. Вейц, В.А. Медведев и др. – М.: Наука, 1982. – 560 с.
12. Кластеры и малые частицы / Ю. И. Петров – М.: Наука, 1986. – 367 с.

Поступила 01.04.14

УДК 621.9:539.89

**В. И. Лавриненко**, д-р техн. наук; **Г. Д. Ильницкая**, **В. В. Смоквина**, кандидаты технических наук; **И. Н. Зайцева**, **Е. Ф. Кузьменко**

*Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АЛМАЗОВ СИСТЕМЫ Ni–Mn–C КАК ФАКТОРА, ВЛИЯЮЩЕГО НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ АЛМАЗНЫХ КРУГОВ**

*Рассмотрены вопросы повышения эффективности шлифовального инструмента, оснащенного алмазами, синтезированными в системе Ni–Mn–C. На примере шлифпорошков алмазов зернистостью 160/125 показана прочность порошков алмазов с высокой удельной магнитной восприимчивостью, которая в 1,2 раза превышает прочность порошков алмаза, выделенных в немагнитный продукт. Установлено, что в шлифпорошках алмазов зернистостью 160/125 элементы сплава-растворителя во включениях преобладают и составляют 77,4% общего содержания включений в порошках алмаза немагнитной фракции, а в магнитной фракции (первая магнитная) несколько выше и составляют 94,5%. Определено, что с увеличением на порядок удельной магнитной восприимчивости алмазов существенно повышается прочность зерен при термообработке и почти в два раза износостойкость алмазных кругов.*

**Ключевые слова:** *синтетический алмаз, удельная магнитная восприимчивость, износостойкость, шлифовальный круг.*

### **Введение**

В промышленности при обработке изделий из твердого сплава, керамики, стекла и других хрупких материалов широко применяют порошки синтетического алмаза марок АС4 и АС6. Алмаз при синтезе в системе Me–C получают в специальных аппаратах при высоких  $p$ ,  $T$  условиях. Синтез порошков алмаза марок АС4 и АС6, как правило, непродолжительный и осуществляется при высокой скорости роста. Чаще всего растущий кристалл алмаза захватывает все побочные фазы, находящиеся в реакционной камере. Включения и примеси внутри кристалла алмаза становятся объемными дефектами и существенно влияют на эксплуатационные свойства изготовленного из них инструмента [1; 2]. Результаты выполненных ранее исследований показали, что предварительная термическая обработка шлифпорошков алмаза способствует повышению износостойкости шлифовального инструмента [3; 4].

Цель настоящей работы – исследовать возможность повышения эффективности шлифовального инструмента.