

## Перспективы разработки режущего материала на основе композиции $TiB_2—TiN$

А. С. Петухов, И. В. Хобта, А. В. Рагуля

*Обоснована актуальность использования композиции  $TiB_2—TiN$  в качестве режущего материала благодаря ее высоким механическим и фрикционным свойствам, стойкости к окислению и износостойкости. Теплопроводность керамики  $TiB_2—TiN$  значительно превышает теплопроводность выпускаемых керамик ОНТ-20 (кортинит), РК-30 (силинит-Р). Испытания, проведенные в ООО "Вириал" (г. Санкт-Петербург), показали возможность применения композитов  $TiB_2—TiN$  для изготовления многогранных режущих пластин, получаемых методом FAST спекания.*

**Ключевые слова:** композиция  $TiB_2—TiN$ , режущий материал, стойкость к окислению, фрикционные свойства, износостойкость, теплопроводность, FAST спекание.

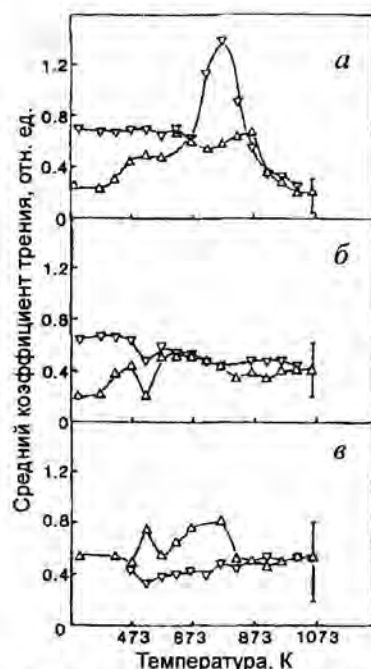
### Введение

Актуальность применения композиции  $TiB_2—TiN$  в качестве материала режущего инструмента отмечена в ряде публикаций [1—5]. Правомерным является вопрос выбора именно  $TiB_2$  как составляющего керамической композиции для получения режущего инструмента. Как известно, возможно получение  $TiB_2$  с достаточно высокими механическими свойствами. По данным обзора [6] результатов научных исследований, максимальная твердость по Виккерсу  $HV = 31$  ГПа, ударная вязкость, определенная методом индентирования,  $K_{Ic} = 11$  МПа·м<sup>1/2</sup> и прочность при изгибе  $\sigma_{изг} = 810$  МПа при комнатной температуре достижимы при оптимально спеченном  $TiB_2$ . Более важным является сохранение твердости 9 ГПа до 900 °С и  $\sigma_{изг} = 471$  МПа вплоть до 1200 °С. Образцы  $TiB_2$  демонстрируют параболическую кинетику окисления ниже 1000 °С как результат образования  $TiO_2$ (тв) и  $B_2O_3$ (ж), а также линейную кинетику окисления выше 1000 °С при образовании кристаллического  $TiO_2$  и летучего  $B_2O_3$ . Относительно химической стабильности [6], важным фактором при применении в условиях высокотемпературной механической обработки является более высокая устойчивость  $TiB_2$  в контакте с железом, чем WC и  $Si_3N_4$ . Таким образом, поведение при механической обработке и трибологические свойства  $TiB_2$  при использовании стального контртела должны быть, по всей вероятности, лучше, чем у конкурирующей керамики (WC— $Si_3N_4$ ). Это дает преимущество  $TiB_2$  при применении в качестве составляющего режущих материалов для обработки металлов на основе железа (особенно сталей и чугунов).

В работах [4, 5, 7, 8] исследованы механические свойства, стойкость к окислению, фрикционные свойства и износостойкость композиции  $TiB_2—TiN$ . Авторы работы [4] получили композицию  $TiN—30\% TiB_2$  с  $\sigma_{изг} = 700$  МПа,  $HV = 17,65$  ГПа при 293 К и 8,83 ГПа при 1233 К ( $P = 3$  Н), высокой стойкостью к окислению: увеличение массы в течение  $\approx 81$  ч на воздухе при 1273 К составило 15 мг/см<sup>2</sup>.

© А. С. Петухов, И. В. Хобта, А. В. Рагуля, 2012

Рис. 1. Температурные зависимости коэффициентов трения для  $\text{TiCN} + 30\%$  (мас.)  $\text{TiB}_2$  (а),  $\text{TiCN} + 10\%$  (мас.)  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (б) и горячепрессованного  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (в) на воздухе в условиях сухого трения при нагрузке  $P = 29,4 \text{ Н}$ ;  $\Delta$ ,  $\nabla$  — увеличение и уменьшение температуры [5].



На основе проведенных ранее экспериментов сделан вывод о возможности образования в поверхностных слоях композита  $\text{TiB}_2\text{—TiN}$  слоя  $\text{TiB}_2\text{—TiCN}$  при электроразрядном синтезе в графитовой матрице (как результат диффузии атомов углерода). Поэтому интересно изучение композиции  $\text{TiB}_2\text{—TiCN}$ . В работе [5] фрикционные свойства спеченных керамик  $\text{TiB}_2\text{—TiN}$  и  $\text{TiB}_2\text{—TiCN}$  исследованы на воздухе при температурах до 1073 К. При этом данные керамики не показали заметного отличия во фрикционных свойствах. Экспериментальные результаты представлены на рис. 1—3. Как видно на рис. 1, композиция  $\text{TiCN} + 30\%$  (мас.)  $\text{TiB}_2$  имеет при  $T = 973\text{—}1073 \text{ К}$  значительно более низкий коэффициент трения ( $\mu = 0,2$ ), чем композиция  $\text{TiCN} + 10\%$  (мас.)  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и горячепрессованный  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ( $\mu = 0,4\text{—}0,5$ ). На рис. 2 приведены результаты исследования зависимости коэффициента трения от времени испытания при  $T = 1023\text{—}1073 \text{ К}$ . Коэффициент трения уменьшается при увеличении содержания  $\text{TiB}_2$  в сплаве. На поверхности трения после испытаний образуется прозрачная стекловидная пленка (рис. 3).

Анализ поверхности методом электронного зондового микроанализа показал, что эта пленка состоит из бора и кислорода. Кроме того, исследование фазового состава методом электронной микроскопии на поверхности трения показало наличие  $\text{TiO}_2$  (рутила). В работе [7] предположено, что формирование отделяющейся оксидной пленки ведет к ухудшению условий трения и износу  $\text{TiB}_2$ . При этом, по результатам работы [5],  $\text{TiB}_2$  окисляется при  $T = 973 \text{ К}$  до  $\text{TiO}_2$ , в то время как растворенный бор

Рис. 2. Влияние содержания  $\text{TiB}_2$  на коэффициент трения композиции  $\text{TiB}_2\text{—TiN}$  при  $T = 1023\text{—}1073 \text{ К}$  и времени испытания 2—3 ч: 1 —  $\text{TiCN}$ ; 2 —  $\text{TiCN} + 30\%$  (мас.)  $\text{TiB}_2$ ; 3 —  $\text{TiCN} + 60\%$  (мас.)  $\text{TiB}_2$  [5].

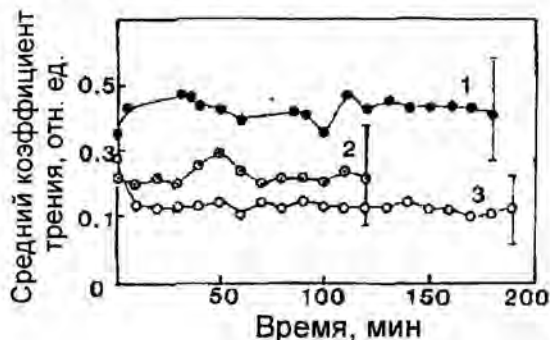




Рис. 3. Оптическая микрофотография поверхности трения TiCN + 30% (мас.) TiB<sub>2</sub> после скольжения в течение 2 ч при  $T = 1063$  К, отображающая формирование стекловидной фазы [5].

окидается до расплавленной стекловидной фазы В<sub>2</sub>О<sub>3</sub>, которая эффективна в качестве смазки при повышенных температурах. Однако пленка В<sub>2</sub>О<sub>3</sub> становится более твер-

дой при понижении температуры, что приводит к значительному повышению коэффициента трения (рис. 1, а).

Работа [7] посвящена изучению характеристик трения боридов переходных металлов при нагреве до 1200 °С в вакууме и до 1000 °С на воздухе. Образцы TiB<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>, CrB<sub>2</sub>, Mo<sub>2</sub>B<sub>5</sub>, W<sub>2</sub>B<sub>5</sub>, (Ti, Cr)B<sub>2</sub> получены горячим прессованием в графитовых пресс-формах. Остаточная пористость образцов составляла 2—5%, а размер зерен не превышал 15 мкм.

Испытания на трение и износ проводили по схеме торцевого трения однотипных образцов в вакууме  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Па и на воздухе при скорости относительного скольжения 0,01 м/с и нормальном давлении 1 МПа. Анализ температурных зависимостей коэффициента трения и скорости изнашивания боридов переходных металлов, испытанных в вакууме и на воздухе (рис. 4, 5), показывает, что их характер обусловлен главным образом средой, в которой проводились испытания. Так, при испытании боридов в вакууме в исследованном диапазоне температур коэффициент трения и скорость изнашивания изменяются незначительно, причем практически для всех боридов в интервале 500—700 °С значения  $\mu$  и  $U$  минимальны. Такой же характер зависимостей коэффициента трения и скорости изнашивания от температуры при испытании в вакууме наблюдается для карбидов, нитридов, карбидоборидных сплавов [7].

На основании изложенного можно заключить, что процессы, протекающие в зоне контакта при испытании металлоподобных тугоплавких соединений в вакууме, сходны. При комнатной температуре разрушение поверхностного слоя носит преимущественно хрупкий характер, о чем свидетельствует внешний вид дорожек трения и существенное искажение тонкой структуры испытываемых материалов. Снижение коэффициента трения и скорости изнашивания в интервале 500—700 °С можно объяснить переходом от хрупкого к хрупко-пластическому разрушению поверхностных слоев. При повышении температуры до 1200 °С превалирующее влияние на антифрикционные свойства оказывает адгезионное взаимодействие в зоне контакта.

Изучению процессов трения боридов на воздухе показали, что характеристики трения определяются главным образом природой разделительных фаз, формирующихся на поверхностях трения. Значения коэффициента трения боридов во всем диапазоне температур меньше, чем при испытании в вакууме. С ростом температуры испытания от 20 до 300 °С  $\mu$  и  $U$  несколько повышаются по сравнению с аналогичными характеристиками трения при

комнатной температуре. Это обусловлено десорбцией адсорбированной на поверхности пленки, содержащей молекулы кислорода, азота и влаги. Десорбция способствует более полному контакту поверхностей трения и развитию схватывания.

С дальнейшим ростом температуры испытаний на поведение образцов значительно влияет образование пленок оксидов на рабочих поверхностях. Величина и вид зависимости характеристик трения от температуры определяются природой оксидных фаз, формирующихся на поверхностях трения, их прочностью сцепления с основой и защитными свойствами.

Процесс трения боридов переходных металлов на воздухе можно представить следующим образом: при комнатной температуре характеристики трения и изнашивания в значительной степени обусловлены наличием сформировавшихся на поверхности трения пленок, газов и влаги. При повышении температуры испытания до 300 °С пленки газов и влаги десорбируются, на поверхности трения появляются пятна оксидов боридообразующих металлов (в случае  $TiB_2$  авторы работы [7] определили оксидную пленку как  $TiO_2$  (рутил), используя метод РФА). По данным работы [8], при 300 °С исследованные бориды практически не окисляются, однако пластическая деформация при трении активизирует окисление и на поверхности трения боридов, по данным металлографических исследований, появляются пленки оксидов. Пленки эти неполностью экранируют поверхности трения, плохо связаны с подложкой, имеют невысокую твердость и легко удаляются с рабочей поверхности в процессе испытания на трение, вследствие чего коэффициент трения и скорость изнашивания всех боридов в интервале 20—300 °С повышаются. Увеличение степени

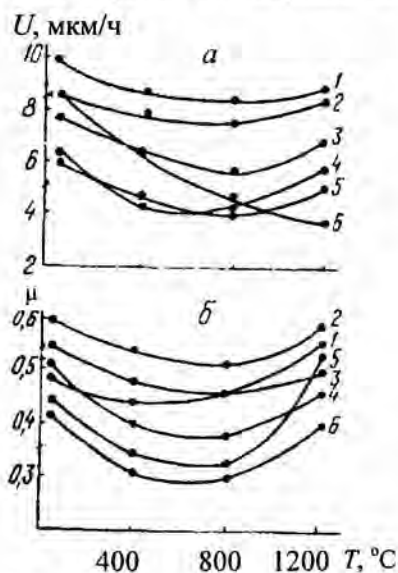


Рис. 4. Зависимость скорости изнашивания (а) и коэффициента трения (б) боридов переходных металлов от температуры при испытании в вакууме: 1 —  $Mo_2B_5$ ; 2 —  $CrB_2$ ; 3 —  $(Ti, Cr)B_2$ ; 4 —  $ZrB_2$ ; 5 —  $TiB_2$ ; 6 —  $W_2B_5$  [7].

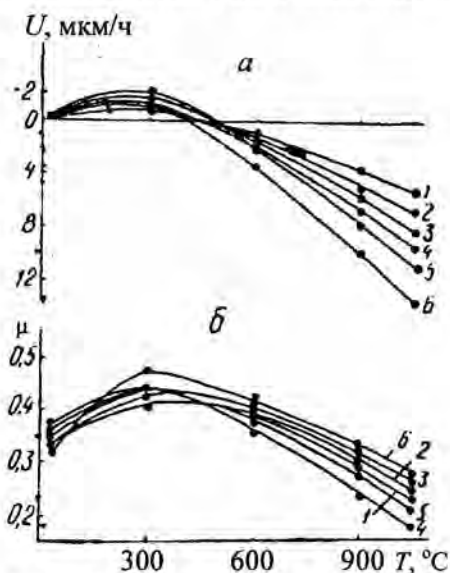


Рис. 5. Зависимость скорости изнашивания (а) и коэффициента трения (б) боридов переходных металлов от температуры при испытании на воздухе: 1 —  $CrB_2$ ; 2 —  $(Ti, Cr)B_2$ ; 3 —  $ZrB_2$ ; 4 —  $TiB_2$ ; 5 —  $W_2B_5$ ; 6 —  $Mo_2B_5$  [7].

экранирования рабочих поверхностей разделительными оксидными пленками, а также плотности и твердости оксидных пленок с возрастанием температуры испытания приводит к снижению коэффициента трения и скорости изнашивания трущихся поверхностей. В интервале 600—1000 °С скорость образования разделительной оксидной пленки превышает скорость ее разрушения при трении и линейные размеры образцов после испытания на трение не уменьшаются, а увеличиваются. Скорость этого процесса, определяемая главным образом окислительностью испытываемых боридов, повышается, а износостойкость уменьшается в ряду  $\text{CrB}_2$ — $(\text{Ti}, \text{Cr})\text{B}_2$ — $\text{ZrB}_2$ — $\text{TiB}_2$ — $\text{W}_2\text{B}_5$ — $\text{Mo}_2\text{B}_5$ . Как видно на рис. 4, 5,  $\text{TiB}_2$  имеет достаточно низкие скорости изнашивания и коэффициенты трения по сравнению с другими исследованными боридами, а при  $T = 500$ — $1000$  °С на воздухе еще и самый низкий коэффициент трения.

Таким образом, закономерности трения и изнашивания боридов переходных металлов обусловлены состоянием контактирующих поверхностей, наличием в зоне контакта фаз или пленок, препятствующих развитию адгезионного взаимодействия и схватывания.

В работе [9] представлены данные о некоторых свойствах (в том числе плотности и твердости) и закономерностях трения в вакууме при 20—1200 °С сплавов системы  $\text{TiN}_{0,9}$ — $\text{TiB}_2$ , полученных традиционным спеканием. Наилучшие свойства (максимальная  $\sigma_{\text{изг}}$ , достаточно высокая твердость, отсутствие пористости) получены для сплавов эвтектического состава (60% (мас.)  $\text{TiB}_2$ ). Более высокая по сравнению с чистыми компонентами дисперсность структурных составляющих боронитридных сплавов изменяет механизм их деформации и разрушения. Металлографические исследования показали, что при трении образцов из  $\text{TiB}_2$ — $\text{TiN}$  трещина в поверхностном слое распространяется по телу зерна, а в боронитридных сплавах — по границе зерна. Сплавы эвтектического состава характеризуются минимальной хрупкостью и максимальной прочностью среди исследованных сплавов, отсюда их высокая износостойкость и минимальный коэффициент трения. В процессе трения сплавов системы  $\text{TiN}_{0,9}$ — $\text{TiB}_2$  большей пластичностью обладает боридная фаза, субструктура которой подвергается большим изменениям по сравнению с нитридной. При трении сплавов систем  $\text{TiN}_{0,73}$ — $\text{TiB}_2$  и  $\text{TiN}_{0,52}$ — $\text{TiB}_2$  при 20—400 °С определяющими являются процессы разупрочнения, протекающие в фазе  $\text{TiB}_2$ , а выше 400 °С — процессы упрочнения и разупрочнения в нитридной фазе.

Таким образом, применение композиции  $\text{TiB}_2$ — $\text{TiN}$  в качестве материала режущего инструмента является актуальным. Правомерным является выбор именно  $\text{TiB}_2$  как составляющего керамической композиции для получения режущего инструмента. Композиция  $\text{TiB}_2$ — $\text{TiN}$  обладает довольно высокими механическими и фрикционными свойствами, стойкостью к окислению, износостойкостью. Композиция  $\text{TiCN} + 30\%$  (мас.)  $\text{TiB}_2$  имеет значительно более низкий коэффициент трения, чем композиция  $\text{TiCN} + 10\%$  (мас.)  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и горячепрессованный  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Сплавы  $\text{TiN}$ — $\text{TiB}_2$  эвтектического состава характеризуются минимальной хрупкостью и максимальной прочностью среди исследованных сплавов, отсюда их высокая износостойкость и минимальный коэффициент трения.

**Обоснование возможности применения композиции  
TiB<sub>2</sub>—TiN в качестве материала режущего инструмента**

В основу подбора параметров характеристики режущего материала TiB<sub>2</sub>—TiN легли требования, предъявляемые к инструментальным материалам [10]. В табл. 1 [4, 11, 12] представлены данные по свойствам и областям применения керамик, в состав которых входят нитриды. Приведенные керамики по своему составу наиболее близки к композиции 36—50% (мас.) TiB<sub>2</sub>—TiN, поэтому целесообразно ориентироваться на их области применения. В табл. 2 [13] приведены данные по областям и условиям применения оксинитридной и нитридной режущих керамик. Из таблицы следует, что одними из наиболее распространенных обрабатываемых материалов указанными керамиками являются стали, чугуны, жаропрочные сплавы, цветные металлы, в частности вольфрам и молибден (выделены жирным шрифтом).

При резании контактные площадки инструмента подвергаются интенсивному воздействию высоких силовых нагрузок и температур, величины которых имеют переменный характер, а взаимодействие с обрабатываемым материалом и реагентами из окружающей среды приводит к протеканию интенсивных физико-химических процессов: адгезии, диффузии, окисления, коррозии и др. Для обеспечения сопротивления контактных площадок режущего инструмента микро- и макроразрушению

**Т а б л и ц а 1. Состав, свойства и области применения некоторых режущих керамик [4, 11, 12]**

Марка керамики	Состав	$\sigma_{изг}$ , МПа	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Твердость, не менее	$K_{1с}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	Область применения
ОНТ-20 (кортинит)	>60% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —30% (об.)TiN	640	4,3	90—92 HRA	—	K01-K05
РК-30 (силинит-Р)	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> + 5% (об.) Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + + 10% (об.) TiC	700—800	3,2—3,4	94—96 HRA $HV^1 = 19,6$ ГПа	5,2—6,2	K10-K20
ТВИН-200	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , оксиды металлов	750	3,45	93,5 HRA	—	K01-K30
СС 680	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	—	3,17	$HV = 14,2$ ГПа	—	K10
Композиция 1	36% (мас.) TiB <sub>2</sub> —TiN	610—860 [4]	4,98—5,03	$HV^2 = 19,5—21,5$ ГПа	5,4—5,7	K01-K20
Композиция 2	50% (мас.) TiB <sub>2</sub> —TiN	570—830 [4]	4,87—4,89	$HV^2 = 21,2—21,7$ ГПа	5,2—6,0	K01-K20

Примечание: нагрузка  $P = 4,91—49,1$  Н. См. табл. 2.

**Т а б л и ц а 2. Группы применения оксинитридной и нитридной керамики [13]**

Группа применения	Обрабатываемый материал. Тип снимаемой стружки	Вид обработки. Условия применения
K01	<b>Серый чугун преимущественно высокой твердости, алюминиевые сплавы с большим содержанием кремния, закаленная сталь, абразивные материалы, керамика, стекло. Стружка надлома</b>	Чистовое точение, растачивание, фрезерование, шабрение
K05	<b>Легированные чугуны, закаленные стали, коррозионно-стойкие, высоко- и жаропрочные стали и сплавы. Стружка надлома</b>	Чистовое и получистовое точение, растачивание, развертывание, нарезание резьбы
K10	<b>Серый и ковкий чугуны преимущественно повышенной твердости, закаленная сталь, алюминиевые и медные сплавы, пластмассы, стекло, керамика. Стружка надлома</b>	Точение, растачивание, фрезерование, сверление, шабрение
K20	<b>Серый чугун, цветные металлы, абразивная прессованная древесина, пластмассы. Стружка надлома</b>	Точение, фрезерование, строгание, сверление, растачивание

в указанных условиях параметры режущего материала  $TiB_2-TiN$  должны соответствовать ряду специальных требований, выполнение которых определяет место его эффективного применения для режущих инструментов.

Основные требования к режущему материалу следующие [10]:

1. Режущий материал должен иметь *высокую твердость*, которая должна быть выше твердости обрабатываемого не менее чем в 1,4—1,7 раза. На основе экспериментальных данных авторов установлена твердость разрабатываемого режущего материала 36—50% (мас.)  $TiB_2-TiN$   $HV = 19,5—21,7$  ГПа. Поэтому твердость обрабатываемого материала должна быть не более 11,5—12,8 ГПа. Чугуны имеют твердость 143—650 НВ ( $HV = 1,4—6,8$  ГПа), стали в зависимости от марки имеют твердость 160—270 НВ ( $HV = 1,6—2,8$  ГПа) и 38—70 HRC ( $HV = 3,6—10,0$  ГПа) [14]. Вольфрам имеет твердость 5,3 ГПа, молибден — 1,25 ГПа [15]. Поэтому разрабатываемую керамику 36—50% (мас.)  $TiB_2-TiN$  можно использовать для обработки материалов, выделенных в табл. 2.

2. Высокие механические нагрузки на режущий клин инструмента требуют, чтобы инструментальный материал обладал достаточной *механической прочностью*. Если высокая твердость материала рабочей части инструмента не обеспечивается необходимой прочностью, то это приводит к поломке инструмента и выкрашиванию режущих кромок.

Режущий клин инструмента должен выдерживать высокие напряжения без хрупкого разрушения и заметного пластического деформирования. Кроме того, инструментальный материал должен иметь достаточный уровень ударной вязкости и сопротивляться появлению трещин (то есть иметь *высокую трещиностойкость*). Механические свойства исследуемых режущих керамик представлены в табл. 1. Как следует из таблицы, по механическим свойствам разрабатываемая керамика не уступает и даже превосходит известные аналоги режущей керамики.

3. В процессе резания контактные площадки инструмента подвергаются высокому температурному воздействию (до 800—1000 °С), что может привести к температурному разупрочнению и потере твердости инструментального материала. Поэтому инструментальный материал должен сохранять свою твердость и прочностные характеристики при повышенных температурах, соответствующих температурам резания. Обычно это свойство инструментального материала называют *теплостойкостью*, которая является важнейшим показателем качества инструментального материала. Теплостойкость характеризуется так называемой критической температурой. Критическая температура — это температура, устанавливающаяся в процессе резания, при которой инструментальный материал еще не теряет своих режущих свойств и инструмент способен резать. Увеличение уровня теплостойкости инструментального материала позволяет ему работать с большими скоростями резания (табл. 3). С учетом необходимости использования инструмента в условиях периодического изменения температуры (например, прерывистое резание) инструментальный материал должен быть малочувствительным к циклическим температурным изменениям. Недостаток режущей керамики — ее относительно высокая чувствительность к резким температурным колебаниям (тепловым ударам). Поэтому охлаждение при резании керамикой не применяют. Указанное является главной причиной микро- или макровыкрашиваний контактных площадок инструмента из режущей керамики уже на стадиях приработочного или начального этапа установившегося изнашивания, приводящего к отказам из-за хрупкого разрушения инструмента. Отмеченный механизм изнашивания керамического режущего инструмента является преобладающим.

Важное условие нормальной работы инструмента — снижение вероятности появления локальных термических напряжений на его контактных площадках. Такая вероятность снижается по мере роста теплопроводности инструментального материала. Поэтому последний должен обладать достаточной *теплопроводностью*. Расчет теплопроводности исследуемых режущих керамик при  $T = 1500$  К проводили по методу В. И. Оделевского (расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем для статистических смесей с произвольным числом фаз) [17]. Теплопроводность компонентов тугоплавких соединений составила для  $Al_2O_3$  — 5,5;  $Si_3N_4$  — 22,5;  $TiB_2$  — 80,2;  $TiN$  — 64,2 и  $TiC$  — 25,7 Вт/м·К [18—20]. Расчетные теплопроводности исследуемых режущих керамик при  $T = 1500$  К представлены в табл. 4. Теплопроводности соединений  $TiB_2$  и  $TiN$ , а также разрабатываемой керамики 36, 50% (мас.)  $TiB_2$ — $TiN$  значительно превышают, соответственно, теплопроводности  $Al_2O_3$ ,  $Si_3N_4$  и выпускаемых керамик ОНТ-20 (кортинит), РК-30 (силинит-Р). Поэтому при



больших скоростях резания, а следовательно, при высоких температурах (до 1473—1500 К) на контактных площадках инструмента появление локальных термических напряжений для разрабатываемой керамики будет менее вероятным, чем для выпускаемых керамик (кортинит, силинит-Р).

4. Инструментальный материал должен иметь *высокую износостойкость* при повышенной температуре, то есть обладать хорошей сопротивляемостью истиранию обрабатываемым материалом, которая проявляется в сопротивлении материала контактной усталости. Износостойкость, в свою очередь, во многом определяет режущие свойства керамики. Испытания по резанию разрабатываемой керамики проводили в ООО "Вириал" (г. Санкт-Петербург) [21] по программе-методике, разработанной на основе стандарта ISO 3685-1993 и ГОСТ 26613-85. Для проведения испытаний изготовлено 8 пластинок типа SNGN 120416. Предварительные результаты по резанию закаленной стали и титана показали, что представленные образцы разрушаются на первых секундах обработки. Это не позволяет проводить сравнение с другими режущими материалами. Лучшие результаты по резанию продемонстрированы при обработке жаропрочного сплава. Сравнение проводили с пластинками из

**Т а б л и ц а 3.** Теплостойкость и допустимая скорость резания инструментальных материалов [16]

Материал	Теплостойкость, К	Допустимая скорость при резании стали 45, м/мин
Углеродистая сталь	473—523	10—15
Легированная сталь	623—673	15—30
Быстрорежущая сталь	873—823	40—60
Твердые сплавы:		
группа ВК	1173—1200	120—200
группы ТК и ТТК	1273—1300	150—250
безвольфрамовые	1073—1100	100—300
с покрытием	1273—1373	200—300
Керамика	1473—1500	400—600

**Т а б л и ц а 4.** Расчетные теплопроводности исследуемых режущих керамик при  $T = 1500$  К

Марка керамики	Состав		Теплопроводность, Вт/м·К
	% (мас.)	% (об.)	
ОНТ-20 (кортинит)	70Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —30TiN	75Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —25TiN	10,0
РК-30 (силинит-Р)	80Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> —6Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —14TiC	85Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> —5Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —10TiC	22,4
Композиция 1	36TiB <sub>2</sub> —64TiN	40TiB <sub>2</sub> —60TiN	70,3
Композиция 2	50TiB <sub>2</sub> —50TiN	55TiB <sub>2</sub> —45TiN	72,7

материала СС6060 (керамика типа сиалон) фирмы "Sandvic Coromant", предназначенного для обработки жаропрочных сплавов на никелевой основе. Обработку проводили на рекомендованных фирмой режимах, проверенных в производственных условиях. Пластины испытывали при скорости резания 225 м/мин, подаче 0,05 мм/об, глубине резания 1 (СС6060) и 0,5 мм (TiB<sub>2</sub>—TiN); марка СОЖ — Mobil, MobilCut 232; обрабатываемый материал — ХН68ВМТЮК. Износ на пластине Sandvic за 1,77 мин составил 0,16 мм. На исследуемых пластинах скол происходил после 0,46—1,80 мин испытаний, после чего пластины признавались неработоспособными. Не установлены корреляции между составом исследованных пластин, режимами их получения, термической обработки и стойкостью в процессе испытаний. На основе испытаний сделаны следующие выводы.

Проведенные испытания подтверждают возможность использования композитов TiB<sub>2</sub>—TiN для изготовления режущих пластин, получаемых методом FAST спекания.

Необходимо проведение дальнейшей работы по усовершенствованию данных материалов с целью улучшения их режущих свойств.

5. Необходимым условием достижения высоких режущих свойств инструмента является *низкая физико-химическая активность инструментального материала по отношению к обрабатываемому*. Кристаллохимические свойства инструментального материала должны существенно отличаться от соответствующих свойств обрабатываемого материала. Степень такого отличия сильно влияет на интенсивность физико-химических процессов (адгезионно-усталостные, коррозионно-окислительные и диффузионные) и износ контактных площадок инструмента.

Диффузионные процессы определяют износ инструмента, который происходит при взаимной диффузии контактирующих материалов при высоких температурах. Интенсивность диффузионного износа зависит от энергии активации диффузии, которая, в свою очередь, определяется типом кристаллической решетки материала. Высокая степень пластической деформации поверхностных слоев, сопровождаемая образованием неравновесных дефектов, во много раз увеличивает скорость диффузии. Иногда в результате диффузионных процессов в поверхностных слоях инструмента происходят структурные превращения, приводящие к охрупчиванию и разупрочнению материала. Эту разновидность диффузионного износа иногда относят к химическому износу [12]. В табл. 5 приведены данные стойкости составляющих режущей керамики против химического и диффузионного износа в условиях поверхностного трения при использовании в качестве контртела некоторых материалов. Из таблицы следует, что стойкость композиции TiB<sub>2</sub>—TiN против диффузионно-химического износа при обработке жаропрочного никелевого сплава значительно ниже, чем композиций на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, и сравнима при обработке молибдена и вольфрама. Однако теплопроводность композиции TiB<sub>2</sub>—TiN значительно выше, а, соответственно, чувствительность к резким температурным колебаниям (тепловым ударам) ниже, чем у композиций на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Поэтому эффективность применения разрабатываемых композиций при обработке материалов, представленных в табл. 5, особенно молибдена и вольфрама, может быть довольно высокой.

**Т а б л и ц а 5.** Относительная стойкость твердых соединений в условиях диффузионно-химического износа [12]

Обрабатываемый материал	$Al_2O_3$	$Si_3N_4$	TiC	$TiB_2$	TiN
Молибден	1	2	2	2	1
Вольфрам	1	1	2	2	1
Жаропрочный никелевый сплав	1	1	2	2	3

Примечание: 1 — нет взаимодействия; 2, 3 — слабое и сильное взаимодействие.

Твердость и прочность инструментальных материалов — это свойства-антагонисты, то есть чем выше твердость материала, тем ниже его прочность. Поэтому основные свойства и определяют область и условие рационального использования инструментального материала в режущем инструменте. Что касается инструмента из режущей керамики, то его используют исключительно для суперчистовой обработки изделий при высоких и сверхвысоких скоростях резания, но при весьма ограниченных сечениях среза.

Анализ основных направлений совершенствования инструментальных материалов [10] позволяет отметить, что они предполагают рост твердости, теплостойкости, износостойкости при снижении прочностных характеристик, вязкости и трещиностойкости. Эти тенденции не соответствуют идее создания идеального инструментального материала с оптимальным сочетанием твердости, теплостойкости, ударной вязкости, трещиностойкости и прочности. Очевидно, что решение этой проблемы — это разработка композиционного инструментального материала, у которого высокие значения *поверхностной* твердости, теплостойкости, физико-химической инертности сочетались бы с достаточными значениями *объемной* прочности при изгибе, ударной вязкости, предела выносливости.

В мировой практике указанные методы совершенствования инструментальных материалов находят все большее применение, особенно при производстве сменных многогранных пластин для механического крепления на режущем инструменте.

Основной особенностью режущей керамики является отсутствие связующей фазы. Это значительно снижает степень ее разупрочнения при нагреве в процессе изнашивания, повышает пластическую прочность, что и предопределяет возможность применения высоких скоростей резания, намного превосходящих скорости резания инструментом из твердого сплава. Если предельный уровень скоростей резания для твердосплавного инструмента при точении сталей с тонкими срезами и малыми критериями затупления составляет 500—600 м/мин, то для инструмента, оснащенного режущей керамикой, этот уровень увеличивается до 900—1000 м/мин.

Режущую керамику выпускают в виде неперетачиваемых сменных пластин. Пластины изготавливают с отрицательными фасками по периметру с двух сторон, размер фаски  $f = 0,2—0,8$  мм, угол ее наклона — отрицательный, 10—30°. Фаска необходима для упрочнения режущей кромки. Допустимый износ керамических пластин намного меньше износа твердосплавных пластин. Максимальный износ по задней поверхности не должен превышать 0,3—0,5 мм, а при чистовых операциях — 0,25—0,30 мм [11].

При выборе режимов резания для керамики используют следующие рекомендации [13].

1. Предпочтительна квадратная форма пластины с максимально возможным углом заострения  $\beta$  и наибольшим радиусом при вершине пластины  $r_b$ .

2. Ширину фаски  $f$  выбирают в зависимости от твердости обрабатываемого материала: чем тверже обрабатываемый материал, тем больше ширина фаски.

3. Скорость резания нужно выбирать максимально допустимой, исходя из жесткости системы станок—приспособление—инструмент—деталь и характеристик оборудования.

4. Заготовки, обрабатываемые пластинами из режущей керамики, должны иметь на входе и выходе резца фаски, ширина которых превышает припуски на обработку, а также канавки в местах перехода от цилиндрической поверхности к торцевой.

Использование керамического инструмента при обработке сечений среза с повышенными значениями при прерывистом резании резко снижает его эффективность вследствие высокой вероятности внезапного отказа из-за хрупкого разрушения режущей части инструмента.

### Выводы

Применение композиции  $TiB_2-TiN$  в качестве материала режущего инструмента является актуальным. Композиция  $TiB_2-TiN$  обладает довольно высокими механическими и фрикционными свойствами, стойкостью к окислению, износостойкостью. Композиция  $TiB_2-TiN$  эвтектического состава характеризуется минимальной хрупкостью и максимальной прочностью среди исследованных сплавов, отсюда их высокая износостойкость и минимальный коэффициент трения.

Керамики ОНТ-20 (кортинит), РК-30 (силинит-Р), ТВИН-200, СС 680 по своему составу наиболее близки к композиции 36—50% (мас.)  $TiB_2-TiN$ , поэтому целесообразно ориентироваться на их области применения.

Одними из наиболее распространенных обрабатываемых материалов оксинитридной и нитридной режущей керамикой являются стали, чугуны, жаропрочные сплавы, цветные металлы, в частности вольфрам и молибден. Поэтому предполагается, что керамика  $TiN-TiB_2$  также будет использоваться для обработки данных материалов.

Разрабатываемая керамика  $TiN-TiB_2$  по механическим свойствам не уступает и даже превосходит известные аналоги режущей керамики.

Важным требованием к инструментальному материалу является его способность сохранять свою твердость и прочностные характеристики при повышенных температурах, соответствующих температурам резания, то есть теплостойкость, которая является важнейшим показателем качества инструментального материала. Увеличение уровня теплостойкости инструментального материала позволяет ему работать с большими скоростями резания.

Инструментальный материал должен обладать достаточной теплопроводностью. Теплопроводности соединений  $TiB_2$  и  $TiN$ , а также разрабатываемой керамики  $TiB_2-TiN$  значительно превышают, соответственно, теплопроводности  $Al_2O_3$ ,  $Si_3N_4$  и выпускаемых керамик ОНТ-20 (кортинит), РК-30 (силинит-Р). При больших скоростях резания, а следовательно, при

высоких температурах (до 1473—1500 К) на контактных площадках инструмента появление локальных термических напряжений для разрабатываемой керамики будет менее вероятным, чем для выпускаемых керамик.

На основе испытаний, проведенных в ООО "Вириал" (г. Санкт-Петербург), сделан вывод о возможности использования композитов  $TiB_2$ — $TiN$  для изготовления режущих пластин, получаемых методом FAST спекания. Рекомендовано проведение дальнейшей работы по усовершенствованию данных материалов с целью улучшения их режущих свойств.

Стойкость композиции  $TiB_2$ — $TiN$  против диффузионно-химического износа при обработке жаропрочного никелевого сплава значительно ниже, чем композиций на основе  $Al_2O_3$  и  $Si_3N_4$ , и сравнима со стойкостью при обработке молибдена и вольфрама. А теплопроводность композиции  $TiB_2$ — $TiN$  значительно выше. Поэтому эффективность применения разрабатываемых композиций при обработке выбранных материалов, особенно молибдена и вольфрама, может быть довольно высокой.

1. *Desmaison J.* Boride/nitride composites: synthesis and properties / J. Desmaison, M. Desmaison // Mater. Science of Carbides, Nitrides and Borides. — 1999. — 68. — P. 272.
2. *Lee J. W.* Synthesis of dense  $TiB_2$ — $TiN$  nanocrystalline composites through mechanical and field Activation / J. W. Lee, Z. A. Munir, M. Shibuya et al. // J. Amer. Ceram. Soc. — 2001. — 84, No. 6. — P. 1209—1216.
3. *Johanna G. M-Becht.* CVD of laminar composites in the system  $TiN$ — $TiB_2$  / G. M-Becht Johanna, J. Van Der Put Paul, Schoonman Joop // Solid State Ionics. — 1989. — 32—33, Part 2. — P. 789—794.
4. *Shobu K.* Hot pressing of  $TiN$ — $TiB_2$  system / K. Shobu, T. Watanabe // J. Powder Metall. Soc. Jpn. — 1985. — No. 32. — P. 215—218.
5. *Shobu K.* Frictional properties of sintered  $TiN$ — $TiB_2$  and  $Ti(CN)$ — $TiB_2$  ceramics at high temperature / [K. Shobu, T. Watanabe, Y. Enomoto et al.] // J. Amer. Ceram. Soc. — 1987. — 70 [5]. — P. 103—104.
6. *Raju G. B.* Development of high temperature  $TiB_2$ —based ceramics / G. B. Raju, V. Basu // Key Engineering Mater. — 2008. — October, 395. — P. 89—124.
7. *Ткаченко Ю. Г.* Высокотемпературное трение боридов металлов V—VI групп / [Ю. Г. Ткаченко, В. К. Юлюгин, Г. А. Бовкун и др.] // Порошковая металлургия. — 1984. — № 1. — С. 90—94.
8. *Самсонов Г. В.* Бориды / Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов. — М.: Атомиздат, 1975. — 374 с.
9. *Ткаченко Ю. Г.* Высокотемпературное трение сплавов системы  $TiN_x$ — $TiB_2$  / [Ю. Г. Ткаченко, С. С. Ордамян, Д. З. Юрченко и др.] // Порошковая металлургия. — 1983. — № 2. — С. 70—76.
10. *Новые инструментальные материалы и области их применения:* Учебн. пособие / В. В. Коломиец. — К.: УМК ВО, 1990. — 64 с.
11. *Жедь В. П.* Режущие инструменты, оснащенные сверхтвердыми и керамическими материалами и их применение / В. П. Жедь, Г. В. Боровский. — М.: Машиностроение, 1987. — 320 с.
12. *Ярошенко В. П.* Разработка и исследование инструментальных материалов на основе нитрида кремния: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1978. — 162 с.
13. *Металлообрабатывающий твердосплавный инструмент:* (Справ.) / [В. С. Самойлов, Э. Ф. Эйхманс, В. А. Фальковский и др.]. — М.: Машиностроение, 1988. — 368 с.
14. *Лахтин Ю. М.* Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. — М.: Машиностроение, 1980. — 493 с.

15. *Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: (Справ.) / Под ред. Г. В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.*
16. *Сменные пластины и инструмент САНДВИК-МКТС, технические материалы. — М., 2000. — 169 с.*
17. *Оделевский В. И. Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем// Журн. техн. физики. — 1951. — 21, № 6. — С. 667—685.*
18. *Физико-химические свойства окислов: (Справ.) / Под ред. Г. В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1969. — 456 с.*
19. *Андреевский Р. А. Нитрид кремния и материалы на его основе / Р. А. Андреевский, И. И. Спивак. — М., 1984.*
20. *Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: (Справ.) / Под ред. Т. Я. Косолаповой. — М.: Металлургия, 1986. — 928 с.*
21. *Информационный отчет ООО "Вириал" об испытаниях образцов режущей керамики (Проект SeProFast). — 2012. — 23 с.*

## Перспективи розробки різального матеріалу на основі композиції $TiB_2-TiN$

О. С. Петухов, І. В. Хобта, А. В. Рагуля

*Обґрунтовано актуальність використання композиції  $TiB_2-TiN$  в якості різального матеріалу завдяки її високим механічним і фрикційним властивостям, стійкості до окиснення і зносостійкості. Теплопровідність кераміки  $TiB_2-TiN$  значно перевищує теплопровідність керамік ОНТ-20 (кортинит), РК-30 (силініт-Р), що випускаються. Випробування, проведені в ТОВ "Вириал" (м. Санкт-Петербург), показали можливість застосування композитів  $TiB_2-TiN$  для виготовлення багатограних різальних пластин, що отримують методом FAST спікання.*

**Ключові слова:** композиція  $TiB_2-TiN$ , різальний матеріал, стійкість до окиснення, фрикційні властивості, зносостійкість, теплопровідність, FAST спікання.

## Development prospects of the cutting material on $TiB_2-TiN$ composition basis

O. Petukhov, I. Khobta, A. Ragulya

*Urgency of  $TiB_2-TiN$  composition use as cutting material due to high mechanical properties, oxidation resistance, frictional properties and wear resistance was proved. Heat conductivity of  $TiB_2-TiN$  ceramics exceeded considerably heat conductivity of ОНТ-20 (кортинит), РК-30 (силініт-Р) ceramics which have been produced. The tests which have been conducted in LTD "Virial"(Saint Petersburg) showed possibility of  $TiB_2-TiN$  composition use for faceted cutting inserts making by application of FAST sintering method.*

**Keywords:**  $TiB_2-TiN$  ceramics, cutting material, oxidation resistance, friction properties, wear resistance, heat conductivity, FAST sintering.