

Ю. Ю. Румянцева<sup>1,\*</sup>, В. Н. Бушля<sup>2,\*\*</sup>, В. З. Туркевич<sup>1,\*\*\*</sup>

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

НАН Украины, г. Киев, Украина

<sup>2</sup>Division of Production and Materials Engineering,

Lund University, Lund, Sweden

\*[yrumianceva@gmail.com](mailto:yrumianceva@gmail.com)

\*\*[volodymyr.bushlya@iprod.lth.se](mailto:volodymyr.bushlya@iprod.lth.se)

\*\*\*[vturk@ism.kiev.ua](mailto:vturk@ism.kiev.ua)

## **Влияние микроволокон SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на свойства армированных композитов на основе кубического нитрида бора**

*Методом высокотемпературного спекания при высоком давлении было получено три вида композиционных материалов на основе cBN с добавлением TaN (без микроволокон, армированных микроволокнами Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и микроволокнами SiC). Были исследованы плотность, твердость, коэффициент Пуассона и трещиностойкость полученных материалов. Материалы на основе cBN, армированные микроволокнами, показали более высокий уровень механических свойств (твердость, трещиностойкость), чем неармированные.*

*Ключевые слова:* микроволокна, армирование, cBN, трещиностойкость.

### **ВВЕДЕНИЕ**

Материалы на основе кубического нитрида бора (cBN) группы VL (т. е. с содержанием нитрида бора 45–65 % (по объему)) [1–3] – хорошо известная группа режущих материалов, которая широко применяется для чистовой обработки закаленных сталей, жаропрочных, никелевых сплавов и других материалов благодаря таким характеристикам, как высокая прочность, химическая стабильность в широком диапазоне температур [4]. Однако низкая трещиностойкость ( $K_{Ic}$ ) данных материалов приводит к сокращению срока службы инструментов на их основе ( $K_{Ic}$  VL-группы составляет примерно  $2,5\text{--}5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ , что значительно ниже трещиностойкости VH-группы –  $9\text{--}10 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ ) [5]. Поэтому очевидной становится задача увеличения трещиностойкости данной группы материалов при сохранении их химической стабильности. Один из хорошо известных способов решения данной проблемы – армирование микроволокнами [6], которое широко применяли для других групп режущих материалов [7, 8], но почти не использовали для композитов на основе cBN [9].

### **МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА**

В качестве исходных материалов использовали порошки cBN, алюминия (Al), нитрида тантала (TaN), а также микроволокна карбида кремния (SiC) и оксида алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Размер зерен cBN составлял 2–6 мкм, Al – 1 мкм,

TaN – 5–7 мкм, диаметр микроволокон – 0,5–2 мкм, длина микроволокон – 15–50 мкм.

Для уменьшения размера зерен порошка TaN было проведено два цикла помола длительностью 1 мин при скорости 1100 об/мин. Для предотвращения самовозгорания порошка TaN между циклами помола была сделана пауза длительностью 10 мин. Помол и смешивание порошков проводили в планетарной мельнице Fritch Pulverisette 7 в среде изопропилового спирта, что позволяет интенсифицировать процесс измельчения и гомогенизации [10–12].

После этого порошок TaN смешивали с порошками cBN и Al в течение 20 мин. Скорость вращения барабана составляла 250 об/мин [13]. После проведения операций помола и смешивания было проведено ультразвуковое смешивание полученной смеси порошков с микроволокнами тугоплавких соединений. Таким образом были получены смеси порошков с различным (0, 5, 10, 15 % (по объему)) содержанием микроволокон SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, которые затем были спрессованы и помещены в графитовые тигли для проведения вакуумного отжига с целью удаления нежелательных примесей и избыточного кислорода. Затем было проведено спекание полученных заготовок в аппарате высокого давления (АВД) типа “тороид” [14, 15].

Спекание при высоких давлениях – один из эффективных методов формирования высокоплотной мелкодисперсной микроstructures тугоплавких соединений, позволяющий получить материалы с высоким уровнем твердости, трещиностойкости [18] и термохимической стабильностью. Спекание проводили при разных (1600, 1900, 2000, 2150 °С) температурах и давлении 7,7 ГПа для изучения влияния температуры спекания на свойства материалов. После спекания образцы шлифовали для получения цилиндрического образца диаметром 9,52 мм и толщиной 3,18 мм. Перед проведением микроstructuresных исследований поверхность полученных образцов была отполирована алмазной пастой с частицами размером 9, 3 и 1 мкм, а также коллоидным раствором с частицами оксида кремния размером 0,04 мкм до получения зеркальной поверхности. Упругие константы полученных образцов (модуль Юнга, коэффициент Пуассона) исследовали методом измерения продольной и поперечной скорости ультразвуковых волн в материале при помощи прибора Olympus 38D Plus, США. Микроstructuresную структуру полученных образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) высокого разрешения Field Emission Tescan Mira3, фазовый состав – методом рентгеновской дифрактометрии в CuK $\alpha$ -излучении (STOE STADI MP). Микротвердость по Виккерсу определяли как среднее значение 4–5 индентирований при нагрузке 9,8 Н и выдержке 15 с на установке THV-30MDX. Коэффициент трещиностойкости определяли методом индентирования с применением индентора Виккерса при более высоких нагрузках – 24,5 и 49,0 Н.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ зависимости относительной плотности образцов после предварительного прессования от содержания микроволокон показал, что увеличение объемного содержания микроволокон SiC приводит к ухудшению уплотняемости исходных смесей (рис. 1).

Однако увеличение объемного содержания микроволокон Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> почти не влияет на уплотняемость образцов (см. рис. 1), несмотря на более развитую морфологию микроволокон Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> по сравнению с микроволокнами SiC (рис. 2).

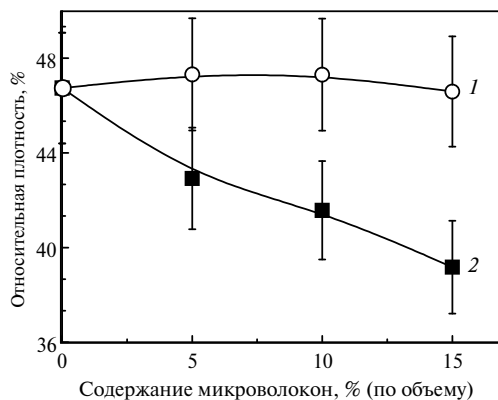


Рис. 1. Зависимость относительной плотности предварительно спрессованных образцов от объемного содержания микроволокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (1) и SiC (2).

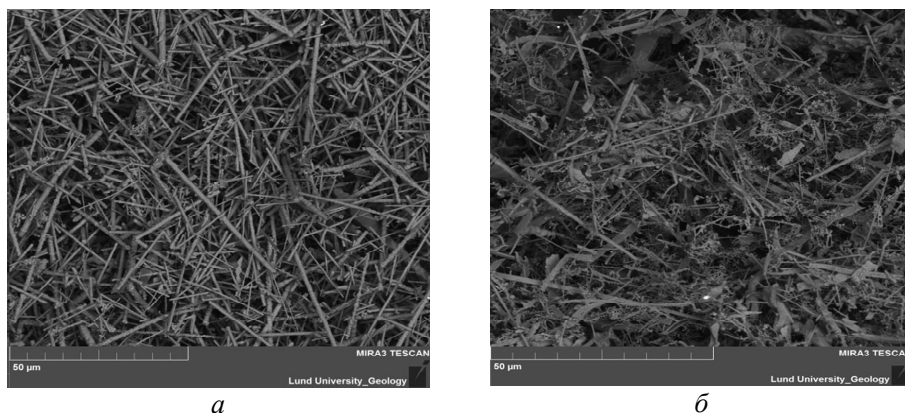


Рис. 2. Морфология микроволокон SiC (а) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (б) до проведения смешивания.

Как известно, степень упрочнения композита микроволоконками тем больше, чем больше отношение длины микроволокна к его диаметру [16, 17]. Поэтому для максимизации эффекта упрочнения было необходимо не просто добиться равномерного распределения микроволокон в матрице, но и сохранить их длину. Анализ спеченных микроструктур показал, что длина микроволокон в материале составила 15–25 мкм (рис. 3), что указывает на то, что ультразвуковое смешивание позволило эффективно перемешать микроволокна, при этом избежав дробления микроволокон в отличие от традиционного смешивания. Измерение плотности спеченных образцов с различным содержанием микроволокон SiC показало, что добавление микроволокон SiC приводит к уменьшению плотности образцов, что соответствует теоретическим данным [18]. При этом зависимости плотности образцов с различным содержанием микроволокон SiC от температуры спекания имеют разный характер (см. рис. 3, а), что может быть связано с протеканием химических реакций в данной системе и формированием фаз с высокой плотностью. Добавление микроволокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$  приводит к уменьшению плотности образцов, что также соответствует теоретическим данным, но плотность спеченных образцов слабо зависит от температуры спекания (см. рис. 3, б), что может быть связано с лучшей уплотняемостью данной смеси (см. рис. 1).

Коэффициент Пуассона  $\nu$  и модуль Юнга  $E$ , ГПа, определяли по зависимостям

$$\nu = \frac{1 - 2\left(\frac{\nu_t}{\nu_l}\right)^2}{2 - 2\left(\frac{\nu_t}{\nu_l}\right)^2}; \quad E = \rho \frac{\nu_l^2(1 + \nu)(1 - 2\nu)}{1 - 2\nu},$$

где  $\nu_t$  – скорость поперечных волн, м/с;  $\nu_l$  – скорость продольных волн, м/с;  $\rho$  – плотность материала, г/см<sup>3</sup>.

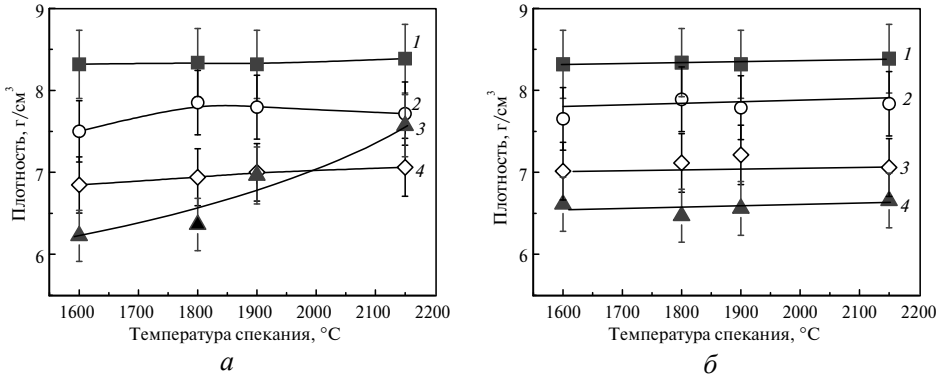


Рис. 3. Зависимость плотности спеченных материалов на основе кубического нитрида бора, армированных микроволоками SiC (а) и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б) (0 (1), 5 (2), 10 (3) и 15 (3) % (по объему), от температуры спекания.

Установлено, что коэффициент Пуассона увеличивается при введении микроволокон, но от температуры спекания материала зависит неоднозначно (рис. 4).

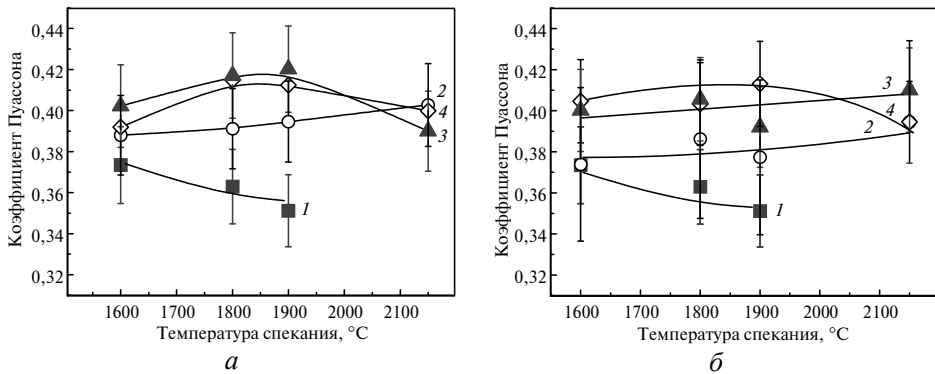


Рис. 4. Зависимость коэффициента Пуассона материалов на основе cBN, армированных микроволоками SiC (а) и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б) (0 (1), 5 (2), 10 (3) и 15 (3) % (по объему), от температуры спекания.

Добавление микроволокон в состав основного материала привело к уменьшению значений модуля Юнга (см. рис. 5), что связано в первую очередь с уменьшением плотности полученных материалов, как абсолютной в связи с низкой плотностью микроволокон (плотность микроволокон карбида кремния – 3,21 г/см<sup>3</sup>, оксида алюминия – 3,95 г/см<sup>3</sup>), так и относительной из-за худшего уплотнения материалов с добавлением микроволокон SiC (см. рис. 1). Кроме того, уменьшение значений модуля Юнга при введении мик-

роволокон может указывать на образование низкомолекулярных промежуточных фаз на границе между волокном и матрицей.

Модуль Юнга образца, неармированного микроволокнами и спеченного при максимальной (2150 °С) температуре спекания не был измерен вследствие интенсивного трещинообразования и его частичного разрушения (рис. 6, а).

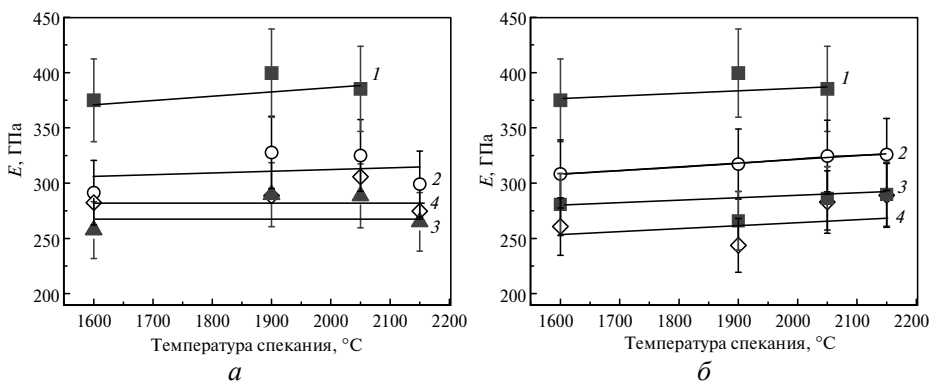


Рис. 5. Зависимость модуля Юнга материалов на основе сBN, армированных микроволокнами SiC (а) и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б) (0 (1), 5 (2), 10 (3) и 15 (3) % (по объему), от температуры спекания.

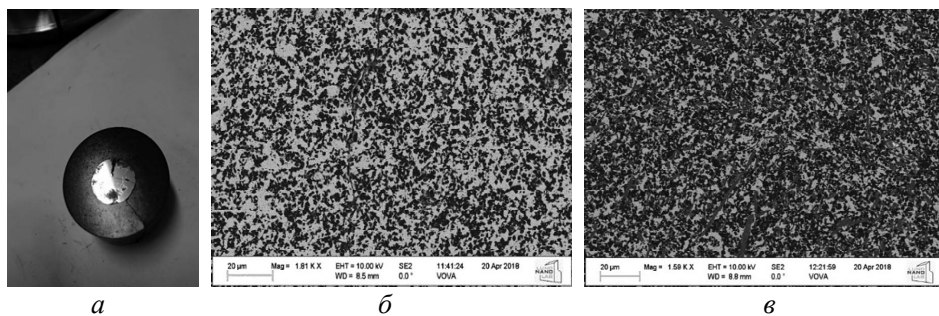


Рис. 6. Внешний вид распавшегося образца, неармированного микроволокнами и спеченного при 2150 °С (а), СЭМ-изображение микроstructures неармированного (б) и армированного 5 % (по объему) микроволокон SiC (в) образцов, спеченных при 1600 °С и 2150 °С соответственно.

Для материалов, спеченных без добавления микроволокон, трещины наблюдали даже при более низкой температуре спекания (см. рис. 6, б), в то время как для образцов, армированных микроволокнами, таких трещин не наблюдали даже при максимальной температуре спекания (см. рис. 6, в), что указывает на целесообразность армирования.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ. СВЯЗЬ СО СТРУКТУРОЙ И ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ

Данные по микротвердости, измеренной при помощи индентирования пирамидой Виккерса при нагрузке 1 кгс (9,8 Н), показали ее возрастание как при увеличении температуры спекания (вплоть до 2000 °С), так и при введении микроволокон SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в состав основного материала (рис. 7). При температуре спекания 2150 °С наблюдали некоторое падение значений твердости, что, по-видимому, связано вышеупомянутыми процессами рекристаллизации (см. рис. 7).

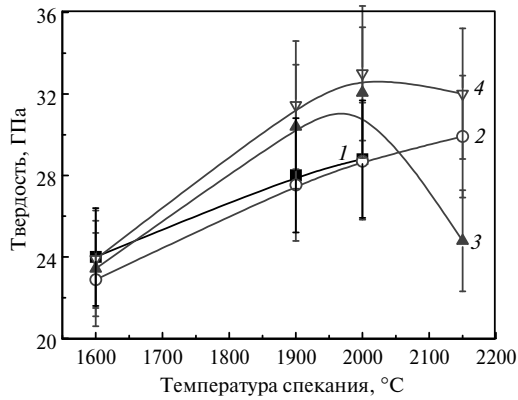


Рис. 7. Зависимость твердости материалов на основе sBN, армированных микроволоконнами SiC (0 (1), 5 (2), 10 (3) и 15 (3) % (по объему), от температуры спекания; нагрузка – 9,8 Н.

Трещиностойкость материалов измеряли при нагрузках индентирования 24,5 и 49,0 Н [19]. Индентирование материала при разных нагрузках позволяет оценить поведение материала в зависимости от условий нагружения и динамику поведения в реальных условиях. Как видно на рис. 8, 9, трещиностойкость всех образцов возрастала при увеличении нагрузки индентирования. Так, для неармированных материалов коэффициент трещиностойкости возрастал с  $2,0\text{--}2,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$  при нагрузке 24,5 Н (см. рис. 8) до  $3,9\text{--}4,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$  при нагрузке 49,0 Н (см. рис. 9); для армированных микроволоконнами SiC – с  $2,5\text{--}4,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$  при нагрузке 24,5 Н (см. рис. 8, а) до  $4,2\text{--}7,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$  при нагрузке 49,0 Н (см. рис. 9, а). Для образцов, армированных микроволоконнами  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , значения коэффициента трещиностойкости лежали в пределах  $2,5\text{--}4,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$  при обеих нагрузках индентирования (см. рис. 8, б, 9, б). Согласно [20], такое необычное поведение материалов может быть связано с напряженно-деформированным состоянием образцов, а также с хрупким разрушением микрообъемов материала под индентором одновременно с формированием и распространением трещин, которое зачастую является характерным для керамических материалов [21], полученных методом высокотемпературного спекания под давлением.

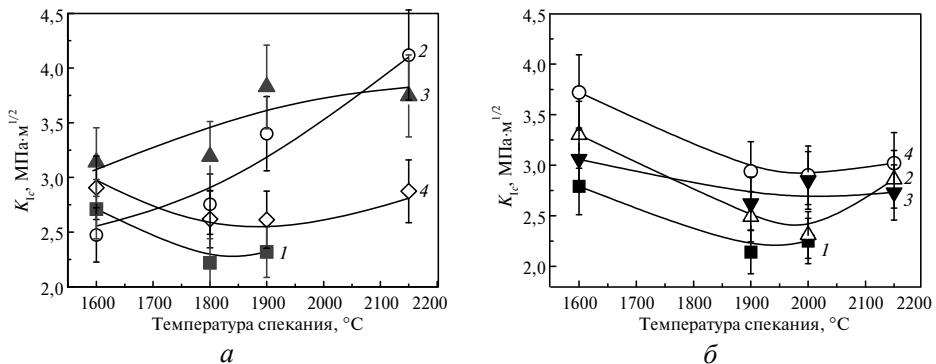


Рис. 8. Зависимость трещиностойкости материалов на основе sBN, армированных 0, 5, 10 и 15 % (по объему) (1, 2, 3 и 4 соответственно) микроволокон SiC (а) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (б), от температуры спекания; нагрузка – 24,5 Н.

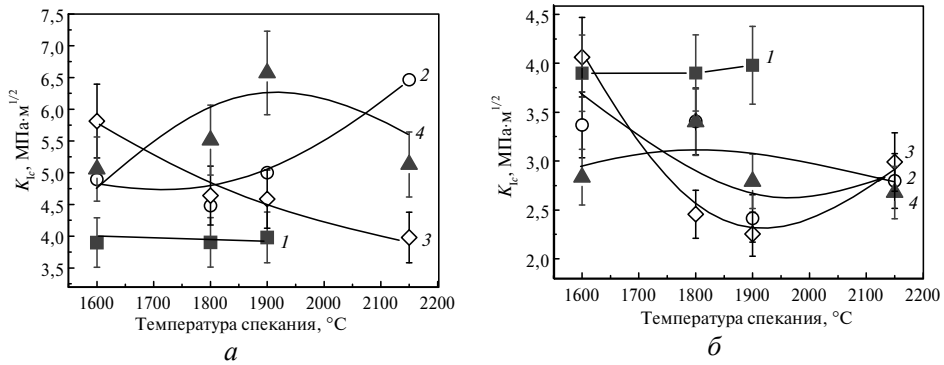


Рис. 9. Зависимость трещиностойкости материалов, армированных 0, 5, 10 и 15 % (по объему) (1, 2, 3 и 4 соответственно) микроволокон SiC (а) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (б) от температуры спекания; нагрузка – 49,0 Н.

Однако, с точки зрения определения “трещиностойкости” как стойкости к инициации и роста трещин, более корректными являются результаты измерения трещиностойкости при меньшей (24,5 Н) нагрузке. Следует также отметить, что наблюдается повышение трещиностойкости как с повышением температуры спекания, так и с увеличением количества армирующей компоненты, при содержании микроволокон SiC в количестве 15 % (по объему) трещиностойкость практически удваивается. Однако при армировании микроволоконками  $\text{Al}_2\text{O}_3$  повышение трещиностойкости менее значительно, чем при армировании микроволоконками SiC, особенно для образцов, спеченных при высоких температурах. Кроме того, наблюдается локальный минимум при температуре спекания  $1900^{\circ}\text{C}$ .

В первую очередь это может быть связано с разложением микроволокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при увеличении температуры спекания, что подтверждается результатами исследованием микроструктуры полученных материалов (рис. 10). С другой стороны, из [22] известно, что хрупкий оксидный слой на поверхности микроволокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ослабляет их связи с матрицей, что приводит к реализации механизма “выталкивания” микроволокон из матрицы и увеличивает энергетические затраты при распространении материала в матрице за счет сил трения на границе волокно–матрица.

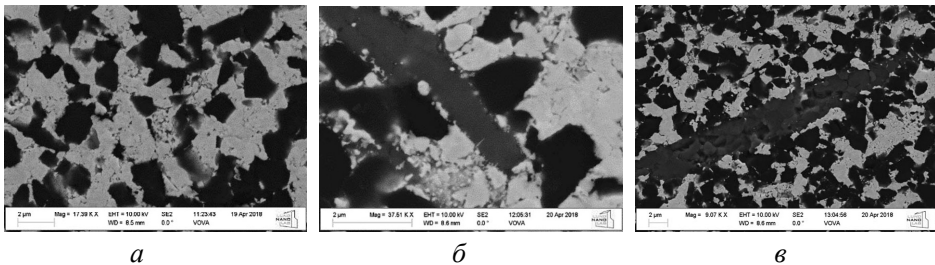


Рис. 10. Микроструктура образцов, неармированного (а) и армированных микроволоконками SiC (б) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (в) (5 % (по объему), спеченных при  $2150^{\circ}\text{C}$ .

Анализ микроструктур показал, что средний размер зерен после спекания составил 2–5  $\mu\text{m}$  (см. рис. 10). При максимальной ( $2150^{\circ}\text{C}$ ) температуре спекания наблюдается незначительный рост зерен, что указывает на прохождение процесса рекристаллизации. Анализ микроструктуры образцов с добавлением микроволокон SiC показал наличие незначительного взаимодейст-

вия микроволокон SiC с материалом матрицы при температуре спекания 2150°C (см. рис. 10), но количество продуктов реакции настолько незначительно, что при рентгенофазовом анализе соответствующих продуктов реакции микроволокон SiC с матрицей не было обнаружено (рис. 11). Однако результаты рентгенофазового анализа (см. рис. 11) показали наличие моноборида тантала (TaB), что указывает на прохождение реакции между материалом матрицы (cBN) и связки (TaN), это также следует из анализа микроструктур (см. рис. 10).

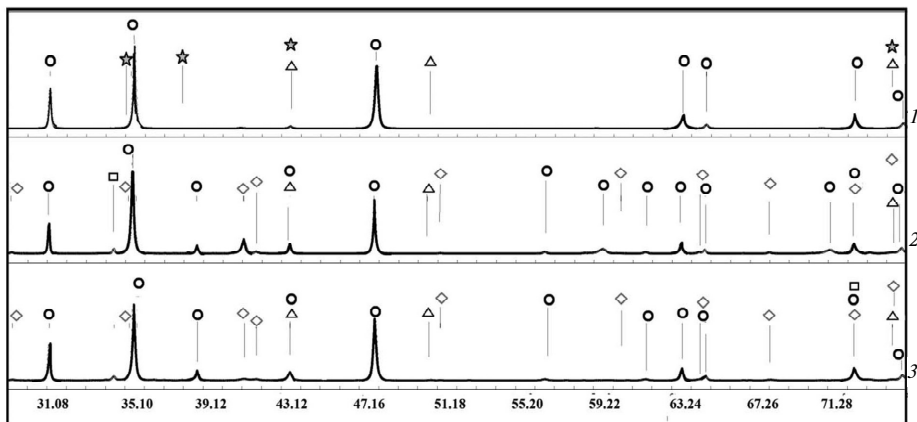


Рис. 11. Результаты рентгенофазового анализа образцов, спеченных при  $T = 1900^\circ\text{C}$ , различного состава, % (по объему): 50cBN–45TaN–5Al (1), 50cBN–45TaN–5Al–10SiC (2), 50cBN–45TaN–5Al–10Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (3); TaN (○), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (★), cBN (Δ), TaN (◇).

Термодинамическое моделирование образования фаз в процессе взаимодействия исходных веществ при атмосферном и высоком давлениях и высоких температурах, было выполнено с помощью программного пакета ThermoCalc [23] и также подтвердило образование TaB в данной системе (рис. 12). Из приведенных графиков следует, что увеличение давления приводит к уменьшению количества фаз, которые могут, с одной стороны, образовываться в системе, с другой, образованные фазы стабилизируются во всем рассчитанном температурном интервале.

Несмотря на лучшие механические свойства материалов, армированных микроволокнами SiC, по сравнению со свойствами материалов, армированных микроволокнами Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, их работоспособность оказалась менее удовлетворительной. Данные, полученные для образцов спеченных при 1900 °C, являющейся оптимальной температурой для обоих типов армирования, показывают, что введение волокон SiC приводит к увеличению износа (снижению ресурса работы инструмента), что более выражено проявляется при увеличении процента армирующей фазы SiC (рис. 13, а). Сравнение морфологии износа материала, армированного 15 % (по объему) микроволокон SiC, по сравнению с морфологией неармированного материала (см. рис. 13, б) показало существенное увеличение размера и глубины лунки по передней поверхности. Кроме того, наблюдали также существенное увеличение износа по задней поверхности, в особенности в районе наибольшей толщины срезаемого слоя, несущего наибольшую силовую и тепловую нагрузку (см. рис. 13, в).

В то же время, армирование волокном Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> приводит к монотонному снижению износа инструмента по мере увеличения процента Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (см. рис. 13, а). Одновременно наблюдается уменьшение размеров лунки и длины



контакта по передней поверхности (см. рис. 12, *з*). Принимая во внимание схожую степень увеличения механических свойств для обоих типов армирования, такую разницу в износостойкости следует отнести к более высокой химической и диффузионной стабильности  $Al_2O_3$  по сравнению с  $SiC$ , поэтому армирование волокном  $Al_2O_3$  является более предпочтительным.

Свойства всех полученных материалов представлены в таблице.

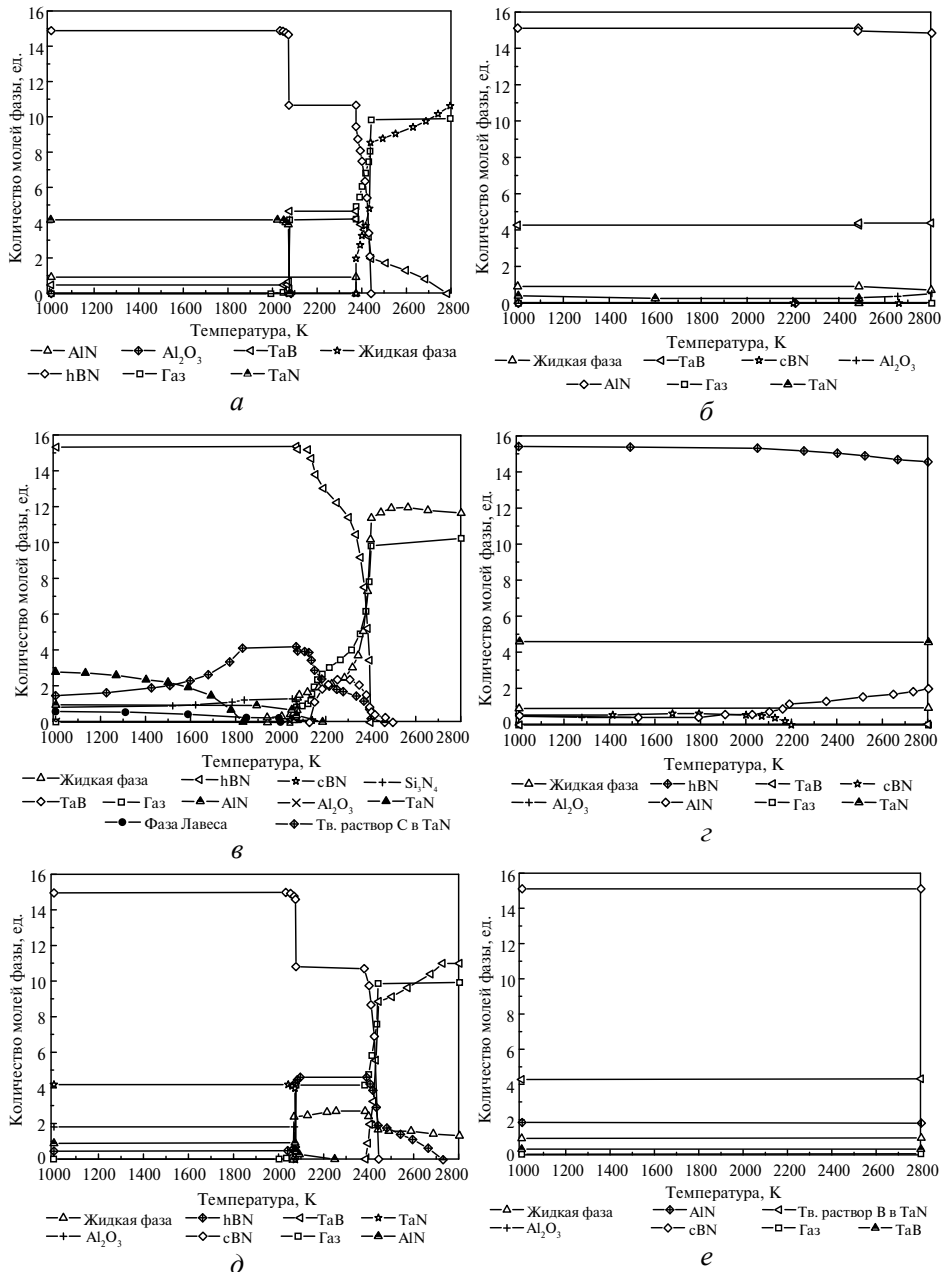


Рис. 12. Результаты термодинамических расчетов с помощью программы ThermoCalc количества продуктов реакции, образующихся в системах cBN-TaN-Al (*a*, *б*) cBN-TaN- $Al-SiC$  (*в*, *з*) cBN-TaN- $Al-Al_2O_3$  (*д*, *е*) при атмосферном давлении (*a*, *в*, *з*) и под действием давления 7,7 ГПа (*б*, *д*, *е*).

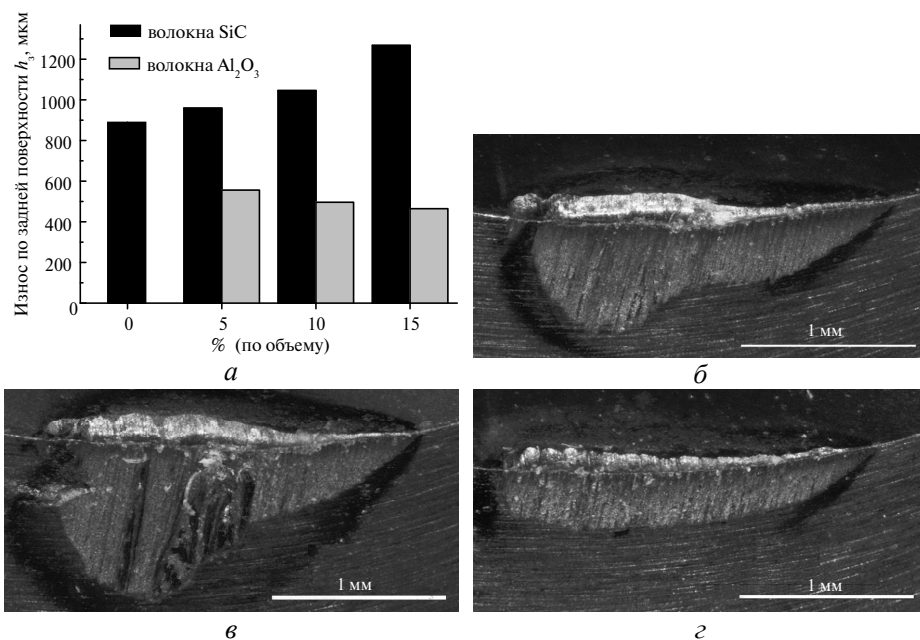


Рис. 13. Износ по задней поверхности инструмента при точении мартенситной нержавеющей стали 17-4 PH (а), морфология износа материала, неармированного (б) и армированного (15 % (по объему)) волокнами SiC (в) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (г), температура спекания – 1900 °С.

### Свойства армированных и неармированных материалов на cBN

Химический состав, % (по объему)	Температура спекания, °С	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Кэф-фициент Пуассона $\mu$	Модуль Юнга E, ГПа	Твердость HV, ГПа, при различных нагрузках индентирования, Н			Трещиностойкость $K_{Ic}$ , МПа·м <sup>-1/2</sup> , при различных нагрузках индентирования, Н	
					9,8	24,5	49,0	4,5	49,0
50cBN-5Al-45TaN	1600	8,32	0,37	319	24,00	23,93	22,69	2,79	2,76
	1900	8,34	0,36	325	28,01	26,06	23,51	2,14	3,35
	2000	8,32	0,35	315	28,80	24,27	29,62	2,25	4,08
	2150	8,38	-	-	-	-	-	-	-
50cBN-5Al-5SiC-40TaN	1600	7,50	0,38	291	22,89	27,64	28,17	2,47	4,89
	1900	7,83	0,39	327	27,54	32,08	32,53	2,25	4,48
	2000	7,79	0,39	325	28,70	30,01	33,63	3,02	5,00
	2150	7,72	0,40	300	29,91	32,00	35,50	3,32	6,46
50cBN-5Al-10SiC-35TaN	1600	6,85	0,39	282	23,43	23,99	25,15	2,92	5,81
	1900	6,98	0,41	288	30,39	36,52	34,24	2,22	4,64
	2000	7,05	0,41	306	32,06	30,94	31,56	2,74	4,59
	2150	7,06	0,40	274	24,79	28,69	29,00	3,08	3,98
50cBN-5Al-15SiC-30TaN	1600	6,22	0,40	257	23,89	30,01	31,81	2,68	5,05
	1900	6,47	0,42	289	31,45	32,23	29,71	2,80	5,51
	2000	6,51	0,42	289	33,01	32,02	31,88	3,13	6,57
	2150	7,02	0,41	255	32,01	30,04	24,83	3,42	5,12

**(Продолжение)**

50cBN–5Al–	1600	7,65	0,37	310	24,94	23,67	23,00	3,72	4,41
5Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> –	1900	7,89	0,38	318	28,56	29,51	29,05	2,94	3,77
40TaN	2000	7,79	0,37	324	28,53	30,01	33,74	2,90	2,75
	2150	7,84	0,39	324	22,62	33,00	35,73	3,02	3,94
50cBN–5Al–	1600	7,01	0,40	312	23,67	23,65	25,31	3,30	4,51
10Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> –	1900	7,24	0,40	323	28,09	27,72	30,00	2,49	4,13
35TaN	2000	7,25	0,41	348	33,09	32,04	31,45	2,31	2,59
	2150	7,20	0,39	353	30,73	33,05	35,62	2,86	3,75
50cBN–5Al–	1600	6,57	0,40	279	23,00	30,58	30,63	3,06	5,28
15Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> –	1900	6,63	0,40	274	28,05	28,35	30,01	2,62	3,86
30TaN	2000	6,66	0,39	288	28,88	29,02	29,23	2,85	3,13
	2150	6,59	0,41	288	31,26	34,50	38,63	2,73	3,40

**ВЫВОДЫ**

Армирование микроволокнами SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (5, 10, 15 % (по объему)) повышает трещиностойкость режущего материала на основе cBN (50 % cBN, 5 % Al и 5 % TaN), полученного при помощи высокотемпературного спекания под давлением 7,7 ГПа.

Исследование влияния температуры спекания, объемного содержания и типа микроволокон на свойства полученных образцов показало, что свойства полученных материалов существенно зависят от типа вводимых микроволокон, их морфологии и химического состава.

Рентгенофазовый анализ и результаты термодинамических расчетов с помощью программы ThermoCalc показали, что увеличение температуры спекания приводит к образованию борида тантала, это указывает на протекание химической реакции между матрицей (cBN) и связкой (TaN).

Уплотнение образцов, армированных микроволокнами Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, происходит легче, чем уплотнение образцов, армированных микроволокнами SiC, несмотря на более развитую морфологию микроволокон Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Относительно низкие значения модуля Юнга неармированного материала (связанные с его низкими значениями для материала-связки – TaN), еще больше уменьшаются при введении микроволокон SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, при этом твердость увеличивается при введении обоих типов микроволокон с 20–25 до 28–38 ГПа.

Анализ микроструктуры полученных материалов показал, что перекристаллизация микроволокон Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> происходит уже при температуре спекания 1900 °С, в то время как незначительное химическое взаимодействие микроволокон SiC с матрицей начинает наблюдаться лишь при температуре спекания 2150 °С.

Трещиностойкость материала, армированного микроволокнами карбида кремния выше трещиностойкости неармированного, что должно привести к увеличению срока службы режущего инструмента. Для материала, армированного микроволокнами оксида алюминия, более высокая химическая и диффузионная стабильность волокон Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> приводит к формированию более износостойкого материала, несмотря на наблюдаемую рекристаллизацию Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при температурах, необходимых для достаточного спекания связки из TaN (1900–2000 °С), и частичную потерю эффективности армирования.

## ФИНАНСИРОВАНИЕ

Работа была поддержана Erasmus + International Credit Mobility (грантовое соглашение SMS-301922) и выполнена в рамках исследовательского проекта SPI, включающего сотрудничество между Лундским Университетом и Технологическим университетом Чалмерса.

## БЛАГОДАРНОСТЬ

Авторы выражают благодарность Н. Н. Белявиной за помощь в расшифровке и интерпретации результатов рентгенофазового анализа и О. Н. Григорьеву за научное консультирование по вопросам трещиностойкости.

*Методом высокотемпературного спекания за высоких давлений было получено три вида композиционных материалов на основе cBN с добавками TaN (без микроволокон, армированных микроволокнами  $Al_2O_3$  та микроволокнами SiC). Было исследовано плотность, твердость, модуль Юнга, коэффициент Пуассона та трещиностойкость полученных материалов. Материалы на основе cBN, что были армированы микроволокнами, показали лучший уровень механических свойств (твердость, трещиностойкость), ніж неармированные.*

**Ключевые слова:** микроволокна, армирование, cBN, трещиностойкость.

*Three types of cBN-based composites with TaN binder (without whiskers, and reinforced by  $Al_2O_3$  whiskers and SiC whiskers) have been obtained by high pressure-high temperature (HPHT) sintering. Density, Young modulus, hardness, Poisson ratio and fracture toughness have been measured. Whisker-reinforced cBN-based composites are characterized by better mechanical properties (hardness, fracture toughness) than the non-reinforced cBN-based composites.*

**Keywords:** whiskers, reinforcement, cBN, fracture toughness.

1. ISO 513:2004 E. Classification and application of hard cutting materials for metal removal with defined cutting edges – Designation of the main groups and groups of application. 2004.
2. Bushlya V., Bjerke A., Turkevich V.Z., Lenrick F., Petrusha I.A., Cherednichenko K.A., Stähl J.-E. On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: imitational experiments. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. Vol. 39, iss. 8. P 2658–2665.
3. Spriggs G.E. Properties of diamond and cubic boron nitride. *Powder Metallurgy Data. Refractory, Hard and Intermetallic Materials* / eds. P. Beiss, R. Ruthardt, H. Warlimont. Berlin Heidelberg: Springer, 2002. Vol. 2A2. P. 118–139.
4. M'Saoubi R., Johansson M.P., Andersson J.M. Wear mechanisms of PVD-coated PCBN cutting tools. *Wear.* 2013. Vol. 302, no. 1–2. P. 1219–1229.
5. Haplin T., Byrne G., Barry J., Ahearne E. The performance of polycrystalline cubic boron nitride tools in continuous, semi-interrupted, and interrupted hard machining. *J. Eng. Manufact.* 2009. Vol. 223. P. 947–953.
6. Gutnichenko O., Bushlya V., Zhou J., Stähl J.-E. Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools. *Wear.* 2017. Vol. 390–391. P. 253–269.
7. Xia K., Langdon T.G. Review. The toughening and strengthening of ceramic materials through discontinuous reinforcement. *J. Mat. Sci.* Vol. 1994. Vol. 12. P. 5219–5231.
8. Becher P.F., Wei G.C. Toughening behavior in SiC-whisker-reinforced alumina. *J. Am. Ceram. Soc.* 1984. Vol. 67, iss. 12. P. C267–C269.
9. Osipov A. S., Klimczyk P., Cygan S., Melniichuk Iu.A., Petrusha I.A., Jaworska L. Composites of the cBN– $Si_3N_4$  system reinforced by SiCw for turning tools. *J. Superhard Mater.* 2016. Vol. 38, no. 1. P. 1–7.
10. Grzesik W. Advanced machining processes of metallic materials: theory, modelling and applications. Elsevier, 2008. 472 p.
11. El-Eskandarany M. Sherif. Mechanical alloying: nanotechnology, materials science and powder metallurgy. Elsevier, 2015.
12. Погребняк А.Д., Шпак А.П., Азаренков Н.А., Береснев В.М. Структура и свойства твердых и сверхтвердых нанокompозитных покрытий. *Успехи физических наук.* 2009. Т. 179, № 1. С. 35–64.

13. Schwartz M.M. Composite materials. Vol. 1: Properties, nondestructive testing, and repair. United States, 1997.
14. Lv R., Liu J., Li Y., Li S., Kou Z., He D. High pressure sintering of cubic boron nitride compacts with Al and AlN. *Diamond Relat. Mater.* 2008. Vol. 17, no. 12. P. 2052–2066.
15. Li Yongjun, Sicheng Li, Ran Lv, Jiaqian Qin, Jian Zhang, Jianghua Wang, Fulong Wang, Zili Kou, Duanwei He. Study of high-pressure sintering behavior of cBN composites starting with cBN–Al mixtures. *J. Mater. Res.* 2008. Vol. 23. P. 2366–2372.
16. Homeny J., Vaughn W.L. Whisker-reinforced ceramic matrix composites. *MRS Bulletin.* 1987. Vol. 12, no. 7. P. 66–72.
17. Mallick P.K. Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design. CRC press, 2007.
18. Сверхмелкое зерно в металлах / под ред Л. К. Гордиенко. Москва: Металлургия, 1973. 384 с.
19. Ashby M.F. Materials selection in mechanical design. Elsevier, 1994. 602 p.
20. Григорьев О.Н., Фролов Г.А., Евдокименко Ю.И., Кисель В.М., Панасюк А.Д., Меллах Л.М., Котенко В.А., Коротеев А.В. Ультравысокотемпературная керамика для авиационно-космической техники. *Авиационно-космическая техника и технология.* 2012. № 8(95). С. 119–128.
21. Roylance D. Mechanical properties of materials. Cambridge, MIT Press, 2008. 128 p.
22. Microstructure-property correlations for hard, superhard, and ultrahard materials / ed. V. Kanyanta. Springer, 2016.
23. Thermo-Calc Software TCFE9 Steels/Fe-alloys database (accessed 23 March 2019).

Поступила в редакцию 01.03.19

После доработки 06.06.19

Принята к публикации 07.06.19