

51. Кудряшов С., Колобов Ю., Лигачев А. Мультимасштабное фемтосекундное лазерное текстурирование и химическая модификация поверхности медицинских титановых имплантов // Фотоника. 2014. № 3. С. 14–22.

52. Structural transformation and residual stresses in surface layers of $\alpha + \beta$ titanium alloys nanotextured by femtosecond laser pulses / Yu. R. Kolobov [et al.] // Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process. 2015. Vol. 119, № 1. P. 241–247.

REGULARITIES OF CHANGES OF STRUCTURAL-PHASE STATE OF METALS AND ALLOYS UNDER INTENSIVE EXTERNAL INFLUENCE

Yu. R. Kolobov^{1,2}, A. Yu. Kolobova¹

¹*Institute of Problems of Chemical Physics of Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia*

²*Belgorod National Research University, Belgorod, Russia,*

e-mail: kolobov@bsu.edu.ru; anastasiia.misis@gmail.com

Abstract. In the review results of studies of regularities and physical mechanisms of formation of structure, phase composition and associated properties of metallic materials in conditions of intensive external influences are presented. It was demonstrated on the examples of pressure treatment by implementing a large (severe) and megaplastic deformation, as well as under shock wave impact by method of explosive loading, by the Kolsky method with the use of the Hopkinson bars and by femtosecond laser irradiation.

Keywords: plastic deformation, shock-wave impact, femtosecond laser irradiation, microstructure, titanium.

УДК 536.421.5:661.657.5

НОВЫЙ СВЕРХТВЕРДЫЙ НАНОКОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ НИТРИДОВ: ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

В. С. Урбанович¹, Т. Д. Маликина¹, Е. О. Лавыш¹, Е. Н. Шлома¹,
С. В. Григорьев², Л. Яворска³, П. Климчик³, С. Цыган³,
В. И. Волосатиков⁴, С. И. Матюшевский⁵, С. В. Алтунин⁶, А. Д. Шемет⁶

¹*НПЦ НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь,*
e-mail: urban@physics.by

²*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*

³*Институт передовых технологий производства, Краков, Польша*

⁴*НТП БНТУ «Политехник», Минск, Беларусь*

⁵*Оршанский инструментальный завод, Орша, Беларусь*

⁶*БЕЛАЗ, Жодино, Беларусь*

Аннотация. Исследовано влияние фазового состава на физико-механические свойства композитов на основе нитридов кремния, бора и титана с содержанием в исходной шихте субмикронного порошка $\text{VN}_{\text{сф}}$ в количестве 30 и 50 мас.% и нанопорошка $\text{VN}_{\text{сф}}$ – 50 мас.%, спеченных при давлении 5 ГПа и температурах 1200–1800 °С. Установлено, что температурный режим спекания, дисперсность порошка $\text{VN}_{\text{сф}}$, степень окисления и фазовые превращения

в нитридах бора и кремния оказывают определяющее влияние на уровень их свойств. Композиты с добавкой нанопорошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ имеют наиболее высокие характеристики: твердость $HVI - 46,5$ ГПа, $HKNI - 27,6$ ГПа, модуль Юнга – 534 ГПа, коэффициент Пуассона – 0,18. Разработан новый сверхтвердый материал «Беланит» на основе тугоплавких нитридов и сменные неперетачиваемые пластины с напайными режущими элементами из полученного композита для обработки твердозакаленных сталей и чугунов.

Ключевые слова: сверхтвердый нанокompозит, кубический нитрид бора, нитрид кремния, нитрид титана, твердость, модуль Юнга, фазовые превращения, спекание под высоким давлением.

В течение уже многих лет нитрид кремния привлекает внимание разработчиков новых керамических материалов различного назначения. Интерес к материалам на его основе обусловлен расширением их областей применения в различных отраслях промышленности, включая металлообработку. По совокупности свойств они значительно превосходят другие типы керамических материалов [1], обладая высокой термо- и износостойкостью, химической инертностью, повышенной прочностью и трещиностойкостью [2, 3].

Спекание под высоким давлением 3–4 ГПа микро- и нанопорошковых композиций на основе нитридов кремния и титана позволяет получать материалы высокой плотности с дисперсной микроструктурой и высокими физико-механическими свойствами [4–6]. Однако они значительно уступают по твердости композиционным материалам, полученным спеканием микропорошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ с добавкой микро- и нанопорошка нитрида кремния при более высоких давлениях (7–8 ГПа) [7]. Поэтому для повышения твердости композитов на основе нитридов кремния и титана в [8–11] использовалась добавка в исходную шихту состава Q на основе тугоплавких соединений ($\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, TiN , Y_2O_3 , Al_2O_3) субмикронного и нанопорошка кубического нитрида бора $\text{BN}_{\text{сф}}$ в соотношениях Q: $\text{BN}_{\text{сф}}$ как 70:30 и 50:50. Было установлено, что в случае добавки нанопорошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ оптимальная температура спекания нанокompозита Q- $\text{BN}_{\text{сф}}$ почти на 200 °С ниже, чем в случае использования субмикронного порошка кубического нитрида бора, а твердость значительно выше. При этом полученный нанокompозит по некоторым характеристикам оказался сопоставим с известными аналогами [12–14].

Целью настоящей работы являлась разработка нового сверхтвердого материала на основе тугоплавких нитридов кремния, бора и титана для механической обработки твердозакаленных сталей и чугунов, а также исследование его микроструктуры, физико-механических и упругих свойств в зависимости от дисперсности исходных компонентов шихты и температуры спекания.

Методика эксперимента. В качестве исходных использовали порошковые смеси Q- $\text{BN}_{\text{сф}}$ с содержанием субмикронного порошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ в количестве 30 и 50 мас.% и нанопорошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ – 50 мас.%. Смешивание порошков производили в шаровом смесителе в среде этилового спирта в течение 10 ч. Для приготовления смесей применялась полимерная емкость и шары из диоксида циркония. Методика приготовления образцов описана нами ранее в работе [8]. Спекание проводили при давлении 5 ГПа в интервале температур 1200–1800 °С



Рис. 1. Вид блок-матриц аппарата высокого давления и элементов реакционной ячейки

Fig. 1. The form of the block-matrices of the high-pressure apparatus and elements of the reaction cell

в модернизированном устройстве высокого давления (АВД) типа наковальни с углублениями (рис. 1) [8] на прессовой установке ДО 137А усилием 5 МН.

Калибровочные кривые устройства по давлению и температуре представлены на рис. 2. Калибровка АВД по давлению (см. рис. 2, *a*) осуществлялась по фазовым переходам в металлах-реперах Bi, Yb и PbTe при давлениях 2,66; 2,69; 4,0; 5,2 ГПа [15]. Температура в ячейке определялась на основе показаний термомпары ХА и по точкам плавления Ni и Pt [15] при давлении 5 ГПа, на основании которых строилась калибровочная

кривая (см. рис. 2, *b*) зависимости температуры от величины опорной мощности тока нагрева, которая задавалась с помощью контроллера КС-5 [16].

Плотность полученных образцов измеряли методом гидростатического взвешивания в четыреххлористом углероде. Для анализа фазового состава композитов использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-3 с монохроматизированным CuK_α -излучением (шаг $0,03^\circ$, экспозиция 3 с). В качестве монохроматора применяли пиролитический графит. Электронно-микроскопические исследования микроструктуры образцов проводили с использованием сканирующего микроскопа S-4800 фирмы «Hitachi» (Япония) в НПП «Белмикросистемы» НПО «Интеграл». Упругие свойства композитов определяли по скорости распространения продольных и поперечных ультразвуковых волн в соответствии с методикой, описанной в [7]. Твердость по Кнупу и Виккерсу измеряли с помощью микротвердомера МНТ-240 фирмы «LECO» (США) при нагрузке 10 Н.

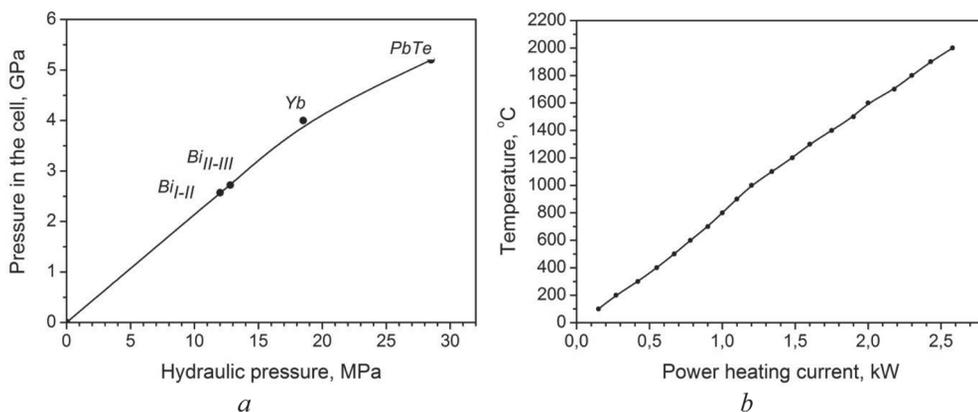


Рис. 2. Калибровочные кривые АВД по давлению (*a*) и температуре (*b*)

Fig. 2. Calibration curves of the HPA by pressure (*a*) and temperature (*b*)

Результаты и их обсуждение. Результаты исследования физико-механических и упругих свойств композитов представлены на рис. 3–5, где приведены зависимости плотности, твердости, модуля Юнга и коэффициента Пуассона композитов различного состава от температуры спекания. Как следует из рис. 3 и 4, с увеличением температуры спекания композитов плотность и твердость сначала повышаются до максимального значения за счет уменьшения пористости, а затем снижаются. При этом в случае добавки нанодисперсного

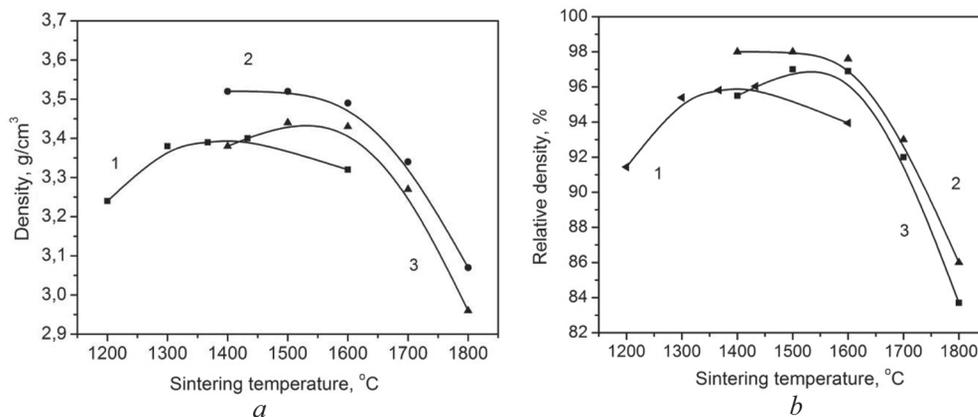


Рис. 3. Зависимость плотности (а) и относительной плотности (b) от температуры спекания композитов различного состава: 1 – Q-50% BN_{cf} (нано); 2 – Q-30% BN_{cf} (субмикро); 3 – Q-50% BN_{cf} (субмикро)

Fig. 3. Dependence of density (a) and relative density (b) on the sintering temperature of composites of different composition: 1 – Q-50% BN_{sp} (nano); 2 – Q-30% BN_{sp} (submicro); 3 – Q-50% BN_{sp} (submicro)

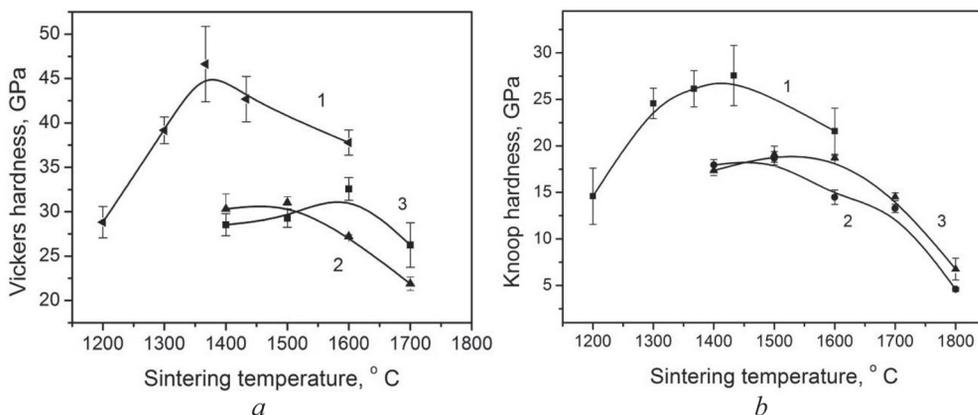


Рис. 4. Зависимость твердости по Виккерсу (а) и Кнупу (b) от температуры спекания композитов различного состава: 1 – Q-50% BN_{cf} (нано); 2 – Q-30% BN_{cf} (субмикро); 3 – Q-50% BN_{cf} (субмикро)

Fig. 4. Dependence of Vickers (a) and Knoop (b) hardness on the sintering temperature of composites with different compositions: 1 – Q-50% BN_{sp} (nano); 2 – Q-30% BN_{sp} (submicro); 3 – Q-50% BN_{sp} (submicro)

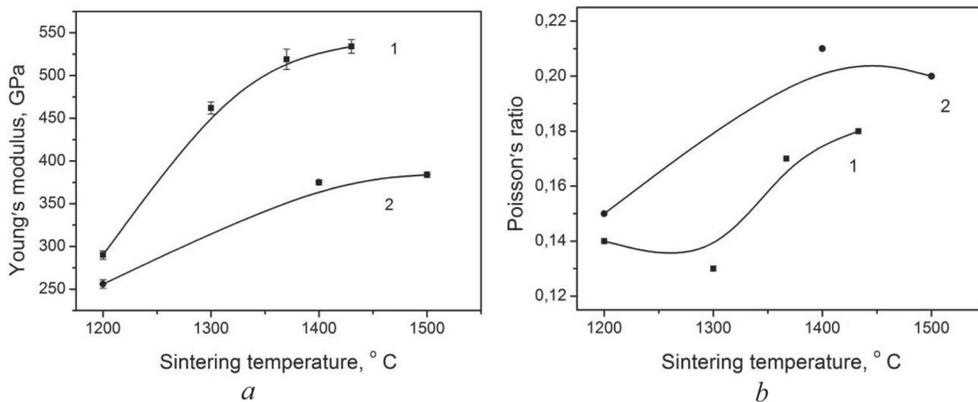


Рис. 5. Зависимости модуля Юнга (а) и коэффициента Пуассона (b) от температуры спекания композитов различного состава: 1 – Q-50% BN_{cf} (нано); 2 – Q-30% BN_{cf} (субмикро)

Fig. 5. Dependences of Young's modulus (a) and Poisson's ratio (b) on the sintering temperature of composites of different composition: 1 – Q-50% BN_{sp} (nano); 2 – Q-30% BN_{sp} (submicro)

порошка BN_{cf} максимальное значение твердости композитов 26,1–27,6 ГПа выше, чем при добавлении субмикронного BN_{cf}, и достигается при более низких температурах спекания 1370–1430 °C.

С увеличением температуры спекания композитов Q-30% BN_{cf} (субмикро) и Q-50% BN_{cf} (нано) до 1400–1500 °C значения модуля Юнга возрастают (см. рис. 5, а) вследствие увеличения плотности (см. рис. 3, а). Более высокие значения имеют образцы состава Q-50% BN_{cf} (нано) с большей твердостью, хотя относительная плотность их ниже, чем у композитов с меньшим содержанием кубического нитрида бора Q-30% BN_{cf} (субмикро). Это свидетельствует о более сильном влиянии на величину модуля Юнга содержания кубического нитрида бора в составе композита. Максимальное значение модуля Юнга композита Q-50% BN_{cf} (нано) составляет 534±8 ГПа.

Результаты измерения коэффициента Пуассона, представленные на рис. 5, b, свидетельствуют о том, что уменьшение содержания кубического нитрида бора от 50 до 30 мас.% в исходной шихте при одновременном увеличении размеров его частиц обуславливает снижение способности композитов сопротивляться упругим деформациям. Следует отметить, что измерить упругие характеристики части образцов с добавкой субмикронного BN_{cf} не удалось из-за наличия в них внутренних дефектов, рассеивающих ультразвуковую волну.

Результаты рентгеновских исследований представлены на рис. 6 и в таблице. На рис. 6 приведены дифрактограммы композитов каждого состава в зависимости от температуры спекания. Анализ этих данных показывает, что фазовый состав композитов изменяется за счет полиморфных превращений в нитридах кремния и бора, а также вследствие частичного окисления всех нитридных компонентов при высоких температурах спекания. В нитриде кремния с увеличением температуры спекания превращение одной гексаго-

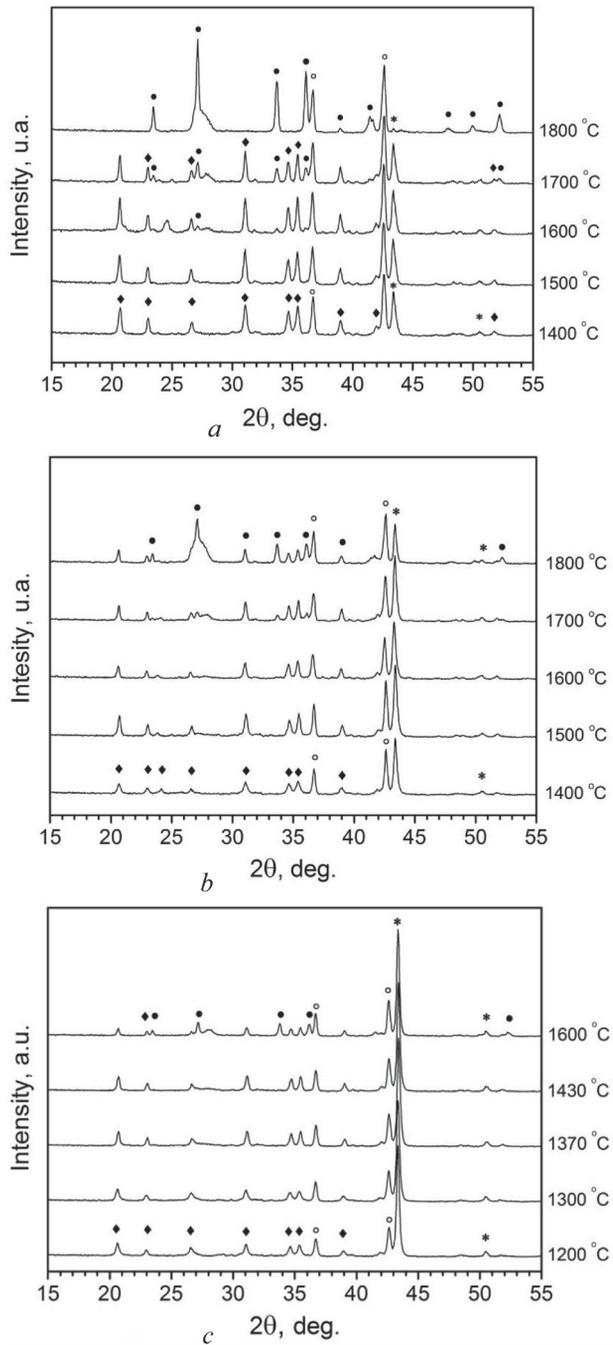


Рис. 6. Дифрактограммы композитов Q с добавкой 30% (a), 50% (b) BN_{cf} (субмикро) и 50% BN_{cf} (нано) (c), спеченных при различных температурах. \blacklozenge – $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$; \bullet – $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; \circ – TiN; * – BN_{cf}

Fig. 6. Diffractograms of Q composites with the additives of 30% (a), 50% (b) BN_{sp} (submicro), and 50% BN_{sp} (nano) (c) sintered at different temperatures: \blacklozenge – $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$; \bullet – $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; \circ – TiN; * – BN_{sp}

нальной фазы α в другую, β -фазу, сопровождается уменьшением параметра c кристаллической решетки вдоль гексагональной оси в 2 раза. В нитриде бора происходит фазовый переход из кубической модификации в гексагональную. При этом фазовый переход в нитриде кремния связан с уменьшением объема кристаллической ячейки, а в нитриде бора – с его увеличением.

В таблице приведены параметры кристаллической решетки кубического нитрида бора и гексагональных модификаций нитрида кремния в образцах композитов для различных температур спекания.

Параметры кристаллической решетки нитридов кремния и бора композитов Q с добавкой $\text{BN}_{\text{сф}}$ разной дисперсности

Температура спекания, °С	$\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$			$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$			$\text{BN}_{\text{сф}}$
	a , нм	c , нм	c/a	a , нм	c , нм	c/a	a , нм
Q-30% $\text{BN}_{\text{сф}}$ (субмикро)							
1400	0,7742	0,5618	0,726	–	–	–	0,3613
1500	0,7742	0,5622	0,726	–	–	–	0,3614
1600	0,7744	0,5602	0,723	0,7617	0,2901	0,381	0,3612
1700	0,7738	0,5652	0,730	0,7617	0,2907	0,382	0,3614
1800	–	–	–	0,7605	0,2909	0,383	0,3612
Q-50% $\text{BN}_{\text{сф}}$ (субмикро)							
1400	0,7754	0,5598	0,722	–	–	–	0,3613
1500	0,7736	0,5624	0,727	–	–	–	0,3612
1600	0,7745	0,5567	0,719	–	–	–	0,3614
1700	0,7740	0,5663	0,732	0,7613	0,2907	0,382	0,3614
1800	0,7751	0,5621	0,725	0,7613	0,2907	0,382	0,3613
Q-50% $\text{BN}_{\text{сф}}$ (нано)							
1200	0,7762	0,5536	0,713	–	–	–	0,3613
1300	0,7755	0,5622	0,725	–	–	–	0,3613
1370	0,7731	0,5624	0,727	–	–	–	0,3613
1430	0,7729	0,5678	0,735	–	–	–	0,3615
1600	0,7736	0,5557	0,718	0,7605	0,2898	0,381	0,3615
Данные картотеки PDF-2 и номер карточки	0,77541	0,56217	0,725	0,76044	0,29075	0,382	0,36155
	[41–360]			[33–1160]			[35–1365]

Анализ дифрактограмм композитов различного состава показывает, что образование β -фазы нитрида кремния начинается при температурах около 1600 °С и с увеличением температуры спекания ее количество возрастает. При этом в образцах с добавкой 30 мас.% субмикронного порошка кубического нитрида бора, спеченных при температуре 1800 °С, присутствует только β -фаза нитрида кремния (см. рис. 6, а), а в образцах с более высоким содержанием субмикрон-

ного $\text{BN}_{\text{сф}}$ (50 мас.%) имеются обе фазы нитрида кремния (см. рис. 6, *b*). Этот факт может свидетельствовать в пользу того, что присутствие кубического нитрида бора в композитах препятствует фазовому превращению в нитриде кремния, либо более высокое содержание β -фазы нитрида кремния в образцах с меньшим исходным содержанием кубического нитрида бора обусловлено наличием большего количества образовавшихся при спекании оксидных фаз. Второе предположение подтверждается большей интенсивностью рефлекса в районе 27 градусов на дифрактограмме образца с 30% $\text{BN}_{\text{сф}}$ (субмикро), спеченного при температуре 1800 °С. Указанный рефлекс содержит не только нитридные фазы ($\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\alpha\text{-BN}$), но и оксидные, такие как рутил и оксид кремния.

Сравнительный анализ данных (см. рис. 6, *b*, *c*) показывает значительно большее содержание менее твердой фазы $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ в образцах с нанокристаллическим $\text{BN}_{\text{сф}}$, чем в образцах с субмикрорекристаллическим $\text{BN}_{\text{сф}}$, спеченных при температуре 1600 °С. Однако у композитов, полученных при более низких температурах спекания 1370–1430 °С, имеющих наиболее высокие значения твердости и модуля упругости, образования β -фазы нитрида кремния не установлено. Необходимо отметить наличие гексагональной фазы нитрида бора, образующейся за счет обратного $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в образцах композитов, спеченных при температурах выше 1600 °С. Это является одной из главных причин снижения их твердости и особенно наглядно проявляется для образцов с более низким содержанием кубического нитрида бора.

Данные таблицы о параметрах кристаллической решетки нитридов кремния и бора в композите с нанокристаллическим нитридом бора указывают на зависимость их от температуры спекания. С увеличением последней от 1200 до 1430 °С наблюдается уменьшение параметра a от 0,7762 до 0,7729 нм и увеличение параметра c от 0,5536 до 0,5678 нм кристаллической решетки $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, что свидетельствует об увеличении содержания в ней кислорода [17] и возможности образования оксинитрида кремния в процессе спекания композита. При этом с повышением температуры спекания от 1300 до 1600 °С незначительно увеличивается и параметр решетки кубического нитрида бора от 0,3613 до 0,3615 нм. Можно предположить, что это также связано с диффузией кислорода. Для составов с добавкой субмикронного $\text{BN}_{\text{сф}}$ такие закономерности не наблюдаются. Для всех трех составов композитов параметр решетки кубической фазы нитрида бора при всех температурах спекания ниже значения, указанного в карточке картотеки PDF-2.

Микроструктура образцов композита с добавкой нанокристаллического $\text{BN}_{\text{сф}}$, спеченных при различных температурах, представлена на рис. 7.

Микрофотографии поверхностей свежих сколов композита свидетельствуют о смешанном характере разрушения с преобладанием интеркристаллитного излома. Наблюдается незначительный рост зерна с увеличением температуры спекания. Максимальный его размер не превышает 1–2 мкм. Это обу-

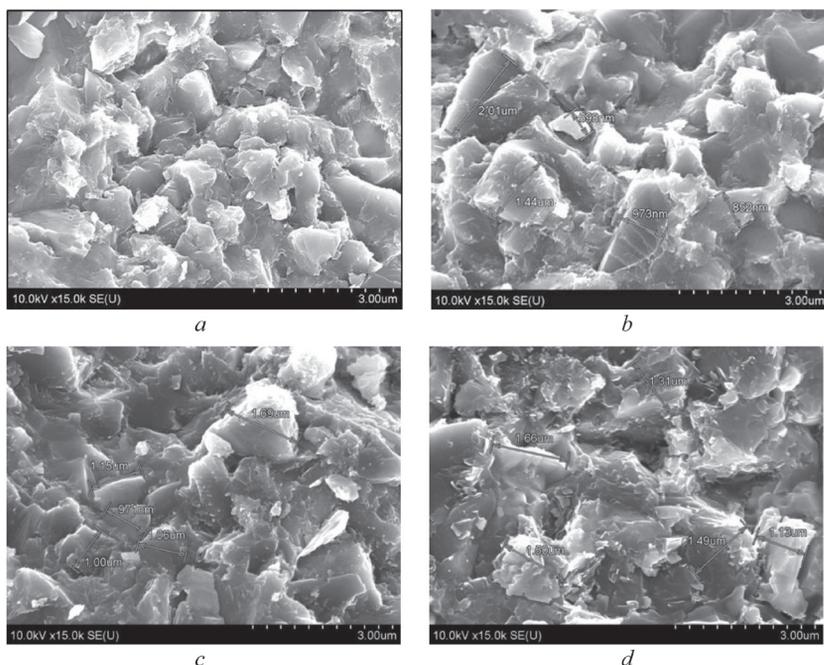


Рис. 7. Микрофрактограммы изломов образцов композита с добавкой 50% BN_{cf} (нано), спеченных при различных температурах, °C: *a* – 1300; *b* – 1370; *c* – 1430; *d* – 1600

Fig. 7. Microfractograms of fractures of composite samples with the additive of 50% BN_{sp} (nano) sintered at different temperatures, °C: *a* – 1300; *b* – 1370; *c* – 1430; *d* – 1600

словлено тем, что в композитах процессы рекристаллизации менее активны, чем в однофазных материалах [18, 19].

Таким образом, можно заключить, что фазовый состав исследуемых композитов оказывает значительное влияние на их физико-механические свойства. Снижение твердости композита с добавкой нанокристаллического кубического нитрида бора в диапазоне температур спекания 1370–1600 °C происходит в основном из-за фазового перехода $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ в менее твердую β -фазу и образования оксидных фаз. Уменьшение твердости композита с добавкой субмикронного кубического нитрида бора в диапазоне температур спекания 1600–1800 °C связано с полиморфными превращениями в нитридах кремния и бора, а также с более активным образованием оксидных фаз при указанных температурах. Однако наибольшее влияние при этом оказывает образование гексагонального нитрида бора в процессе $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Поэтому снижение плотности и твердости композитов с добавкой субмикрокристаллического нитрида бора при высоких температурах спекания более значительное (см. рис. 3, 4). Более высокий уровень твердости композитов с добавкой нанокристаллического кубического нитрида бора обусловлен более высокой прочностью сцепления частиц нанопорошка в матрице из композита на основе нитридов кремния и титана, отсутствием гексагонального нитрида бора и мел-

козернистой структурой вследствие более низкой температуры спекания. На основе указанного композита создан новый сверхтвердый материал «Беланит».

В НППЦ НАН Беларуси по материаловедению разработана технология изготовления сменных неперетачиваемых пластин с напайными режущими элементами из полученного композита для обработки твердозакаленных сталей и чугунов [20]. Для пайки керамических режущих элементов использовались пластины из твердого сплава типа ВК производства ОАО «Кировградский завод твердых сплавов» (Россия). На рис. 8 показан вид спеченных образцов композита после механической обработки; внешний вид твердосплавных пластин различной конфигурации после электроэрозионной обработки; паяный шов и твердосплавные пластины с напайными режущими элементами из наноструктурного композита после их механической обработки.

Использование вакуумной пайки позволило получить надежное паяное соединение твердосплавной пластины и керамического режущего элемента с отсутствием в нем пор и остатков флюса, вызывающих коррозию (см. рис. 8, *c*). Паяный шов является однородным по плотности и структуре. Его толщина составляет порядка 18–20 мкм. Состав припоя обеспечивает хорошее смачивание и адгезию к спаиваемым материалам.

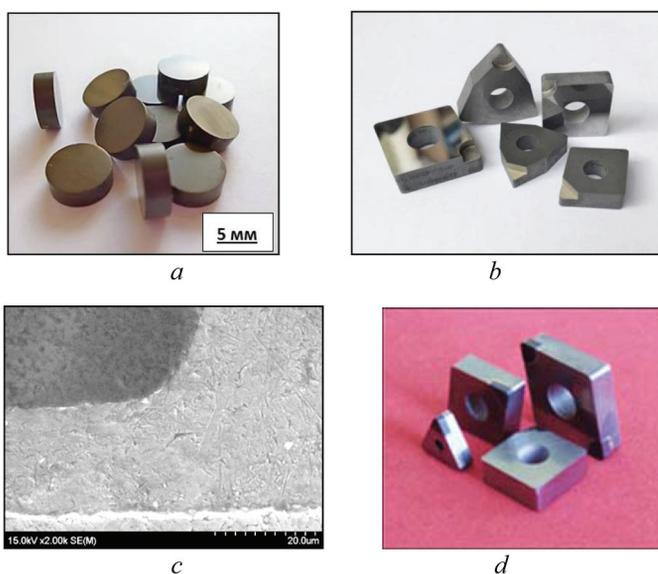


Рис. 8. Внешний вид спеченных образцов после шлифовки (*a*) и твердосплавных пластин различной конфигурации после электроэрозионной обработки (*b*); соединение твердосплавной режущей пластины и керамического режущего элемента, $\times 2000$ (*c*); режущие пластины (*d*)

Fig. 8. Appearance of sintered samples after grinding (*a*) and hard alloy plates with various configurations after EDM (*b*); joining of hard alloy cutting plate and ceramic cutting element, $\times 2000$ (*c*); cutting inserts (*d*)

Испытания режущих пластин с напайными режущими элементами проводили на ОАО «Оршанский инструментальный завод» на токарно-винторезном станке 16K20 на заготовках из стали ХВГ с твердостью HRC 47–62 и из стали ШХ 15 с твердостью HRC 57–58 при чистовом точении.

Режимы резания варьировались в следующих пределах: продольная подача – 0,1 мм/об, глубина резания – 0,2–0,3 мм, скорость резания – 155–170 м/мин. Оценку режущих свойств СТМ проводили по результатам стойкостных испытаний, критерием служил износ реза по задней грани 0,4 мм. Шероховатость обработанной поверхности заготовок соответствовала 6–8-му классам чистоты.

Выводы. Исследовано влияние фазового состава на твердость и упругие свойства композитов на основе нитридов кремния, бора и титана, с содержанием в исходной шихте субмикронного порошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ в количестве 30 и 50 мас.% и нанопорошка $\text{BN}_{\text{сф}}$ – 50 мас.%, спеченных при давлении 5 ГПа и температурах 1200–1800 °С.

Установлено, что при увеличении температуры спекания сначала происходит увеличение плотности, твердости, модуля Юнга и коэффициента Пуассона композитов до максимальных значений вследствие уменьшения их пористости. При этом по данным рентгеновской дифрактометрии их фазовый состав остается практически без изменения до температур спекания 1430 и 1600 °С соответственно для образцов с добавкой нанокристаллического и субмикронного $\text{BN}_{\text{сф}}$. При более высоких температурах спекания вследствие частичного перехода нитрида бора из кубической модификации в гексагональную, а также окисления нитридных фаз, плотность и твердость образцов снижается, причем более значительно для композитов с добавкой субмикронного $\text{BN}_{\text{сф}}$, особенно при более низкой его концентрации. При этом происходит фазовый переход в нитриде кремния из α - в более плотную β -модификацию.

Установлено, что композиты с нанокристаллическим $\text{BN}_{\text{сф}}$ отличаются более низкой температурой спекания, исключая появление гексагональной фазы нитрида бора, и более высокими физико-механическими свойствами. Полученный новый сверхтвердый материал «Беланит» имеет следующие характеристики: твердость HVI – 45,6 ГПа, $HKN1$ – 27,6 ГПа, модуль Юнга – 534 ГПа, коэффициент Пуассона – 0,18. Максимальный размер зерна не превышает 1–2 мкм.

Разработана технология изготовления сменных неперетачиваемых пластин с напайными режущими элементами из полученного композита для обработки твердозакаленных сталей и чугунов.

Авторы выражают признательность кандидату физико-математических наук Л. М. Гамезе за предоставление порошков кубического нитрида бора для проведения исследований. Работа выполнена при финансовой поддержке ГПНИ «Функциональные и композиционные материалы, наноматериалы» (задание 2.3.02) и ГНТП «Ресурсосбережение, новые материалы и технологии – 2020» (х/д №84/3.69).

1. Butler E. G. Engineering ceramics: Applications and testing requirements // Original Research Article International Journal of High Technology Ceramics. 1988. Vol. 4, № 2/4. P. 93–102.
2. Андриевский Р. А., Спивак И. И. Нитрид кремния и материалы на его основе. М.: Металлургия, 1984. 136 с.
3. Шевченко В. Я. Введение в техническую керамику. М.: Наука, 1993. 112 с.
4. High pressure sintering of silicon nitride based ceramics / V. Urbanovich [et al.] // NATO ARW “Innovative Superhard Materials and Sustainable Coatings”, Kiev, May 12–15, 2004. Kiev, 2004. P. 58.
5. The physical and mechanical properties of Si_3N_4 -TiN based nanocomposites obtained by high pressure sintering / V. S. Urbanovich [et al.] // Наноструктурные материалы – 2008: Беларусь – Россия – Украина: материалы Первой междунар. науч. конф., Минск, 22–25 апр. 2008 г. / редкол.: П. А. Витязь [и др.]. Минск: Белорус. наука, 2008. С. 281.
6. High pressure sintering and physical and mechanical properties of Si_3N_4 -TiN based nanocomposites URL: V. S. Urbanovich [et al.] // European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes (Euromat 2015), 20–24 Sept., 2015, Warsaw, Poland. URL: www.euromat2015.fems.org. Abstracts: Abstracts / B2.2/2513-B22.pdf.
7. Cubic boron nitride based composites for cutting applications / P. Klimczyk [et al.] // J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2011. Vol. 44, № 2. P. 198–204.
8. Влияние дисперсности порошка кубического нитрида бора на физико-механические свойства сверхтвердых композитов на основе нитридов кремния, бора и титана / В. С. Урбанович [и др.] // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника, технология его изготовления и применения: сб. науч. тр. Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2013. Вып. 16. С. 368–372.
9. Новый сверхтвердый нанокompозит на основе кубического нитрида бора и тугоплавких соединений / В. С. Урбанович [и др.] // Наноструктурные материалы – 2014: Беларусь – Россия – Украина: НАНО-2014: материалы IV Междунар. науч. конф., Минск, 7–10 окт. 2014 г. / редкол.: П. А. Витязь [и др.]. Минск: Беларус. наука, 2014. С. 196–197.
10. Витязь П. А., Урбанович В. С. Развитие наноматериалов и нанотехнологий в Беларуси // Наноструктурные материалы – 2014: Беларусь – Россия – Украина: НАНО-2014: сб. пленар. докл. IV Междунар. науч. конф., Минск, 7–10 окт. 2014 г. / Нац. акад. наук Беларуси, Науч.-практ. центр НАН Беларуси по материаловедению; редкол.: П. А. Витязь (отв. ред.), В. С. Урбанович, Е. Н. Шлома. Минск: Беларус. наука, 2015. С. 19–35.
11. Effect of Cubic Boron Nitride Powder Dispersity on Physical and Mechanical Properties of Composites Based on Silicon Nitride and Titanium Nitride / V. Urbanovich [et al.] // Modern Applications of Nanotechnology: Proc. of the 2nd Iran-Belarus Int. Conf., Minsk, Belarus, 6–8 May 2015. Minsk, 2015. P. 104-1-4.
12. Структура и свойства сверхтвердых PCBN композитов, полученных реакционным спеканием порошков кубического нитрида бора с алюминием в условиях высокого давления / Н. П. Беженар [и др.] // Актуальные проблемы физики твердого тела (ФТТ-2013): сб. докл. VI Междунар. науч. конф., 15–18 окт. 2013, Минск: в 3 т. Минск, 2013. Т. 3 / ГНПЦ НАН Беларуси по материаловедению; редкол.: Н. М. Олехнович (пред.) [и др.]. С. 166–168.
13. Беженар Н. П., Гарбуз Т. А., Коновал С. М. Исследование особенностей формирования структуры поликристаллов кубического нитрида бора при сверхвысоких давлениях и разработка новых материалов // Актуальные проблемы физики твердого тела (ФТТ-2013): сб. докл. VI Междунар. науч. конф., 15–18 окт. 2013, Минск: 3 т. Минск, 2013. Т. 3 / ГНПЦ НАН Беларуси по материаловедению; редкол.: Н. М. Олехнович (пред.) [и др.]. С. 385–386.
14. Вплив умов удержання на властивості надтвердих композитив системи cBN-TiN-Al, отриманих при високом тиску / Н. П. Беженар [и др.] // сб. науч. тр. Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2013. Вып. 16. С. 287–294.
15. Тонков Е. Ю. Фазовые диаграммы элементов при высоком давлении. М.: Наука, 1972. 192 с.
16. Urbanovich, V. S., Shkatulo G. G. Computerized System for the Sintering of Nanoceramics at High Pressures // Powder Metall. Met. Ceram. 2003. Vol. 42, № 1/2. P. 19–23. Doi: 10.1023/A:1023986831049

17. Wild S., Grieveson P., Jack K. H. The crystal Structure of Alpha and Beta Silicon and Germanium Nitrides // *Special. Ceramics*. 1972. Vol. 5. P. 385–393.

18. Urbanovich V. S. Properties of nanocrystalline titanium nitride-based materials prepared by high-pressure sintering // *Functional Gradient Materials and Surface Layers Prepared by Fine Particles Technology* / eds. M. I. Baraton, I. V. Uvarova. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001. P. 169–176.

19. Андриевский Р. А., Урбанович В. С. Свойства нанокристаллических материалов на основе нитрида титана, полученных спеканием при высоких давлениях // *Физикохимия ультрадисперсных систем: сб. науч. тр. V Всерос. конф. Екатеринбург, 2001. Ч. 2 / Ин-т электрофизики УрО РАН; редкол.: В. В. Иванов (отв. ред.) [и др.]*. С. 118–123.

20. Технология изготовления сменных неперетачиваемых пластин с напайными режущими элементами из сверхтвердой нитридной керамики / В. С. Урбанович [и др.] // *Перспективные материалы и технологии: материалы междунар. симп. (22–26 мая 2017 г., Витебск, Беларусь): в 2 ч. / под ред. В. В. Рубаника. Витебск, 2017. Ч. 2. С. 252–255.*

NEW SUPERHARD NANOCOMPOSITE BASED ON REFRACTORY NITRIDES: MANUFACTURING, PROPERTIES, APPLICATION

V. S. Urbanovich¹, T. D. Malikina¹, E. O. Lavysh¹, E. N. Shloma¹, S. V. Grigoriev², L. Jaworska³, P. Klimczyk³, S. Cygan³, V. I. Volosatikov⁴, S. I. Matyushevsky⁵, S. V. Altunin⁶, A. D. Shemet⁶

¹*National Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus for Materials Science, Minsk, Belarus, e-mail: urban@physics.by*

²*Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus*

³*The Institute of Advanced Manufacturing Technology, Krakow, Poland*

⁴*BNTU Park «Polytechnic», Minsk, Belarus*

⁵*Orsha Tool Plant, Orsha, Belarus*

⁶*BELAZ, Zhodino, Belarus*

Abstract. The effect of the phase composition on the physico-mechanical properties of composites based on silicon nitrides, boron and titanium nitrides, with a content of submicron cBN powder in the initial charge of 30 and 50 wt.% and cBN nanopowder of 50 wt.%. It was found that the temperature of sintering, the dispersion of the cBN powder, the degree of oxidation, and the phase transformations in boron and silicon nitrides exert a decisive influence on the level of their properties. Composites with cBN nanopowder additive have the highest characteristics: Vickers hardness *HVI* is 46,5 GPa, Knoop hardness *HKN1* is 27.6 GPa, Young's modulus is 534 GPa, Poisson's ratio is 0.18. The technology of manufacturing replaceable plates with soldered cutting elements from the obtained composite for the treatment of hardened steels and cast irons has been developed.

Keywords: superhard composite, cubic boron nitride, silicon nitride, titanium nitride, hardness, Young's modulus, phase transformations, high pressure sintering.