

Д. т. н. А. В. Хмелёв (✉)

Рижский технический университет, Институт силикатных материалов, г. Рига, Латвия

УДК 549.613.4+661.862+546.271]:621.039.542.33

ПОЛУЧЕНИЕ МУЛЛИТ-TiC-c-BN-c-ZrO₂-МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ И ИХ СВОЙСТВА

Показано влияние различного соотношения кубического нитрида бора (c-BN) и кубического диоксида циркония (c-ZrO₂) в ходе плазменно-искрового спекания при нагрузке прессования 70 МПа в интервале 1200–1600 °С на фазовый состав, микроструктуру, относительную плотность, открытую пористость, линейную усадку, физико-механические свойства и линейную корреляцию модуля упругости и ударной вязкости образцов муллит-TiC-c-BN-c-ZrO₂. Синтезированные порошки TiC, c-BN и спеченный при 1400 °С плазменно-искровым способом c-ZrO₂ характеризуются интенсивной кристаллизацией фаз, а спеченные образцы с разным соотношением c-BN и c-ZrO₂ показывают интенсивное развитие муллита и TiC. Увеличение соотношения c-BN/c-ZrO₂ способствует активному приросту c-BN и менее интенсивному — c-ZrO₂ в интервале 1200–1600 °С, при 1500 °С вызывает формирование менее равномерно и плотно спекшейся кристаллической микроструктуры с большим количеством пор. Данный образец имеет меньшие значения физико-механических свойств, меньшую линейную корреляцию модуля упругости и ударной вязкости в интервале 1200–1600 °С и меньшую трещиностойкость при 1500 °С.

Ключевые слова: муллит-TiC-c-BN-c-ZrO₂-материалы, плазменно-искровое спекание.

ВВЕДЕНИЕ

Проблема совместимости спекания плазменно-искровым способом оксидного и безоксидного порошков требует к себе особого внимания [1, 2] из-за различия коэффициентов диффузии в спекаемых порошках [1–3] и особенно актуальна в случае фазовой трансформации, например, в нитриде бора с увеличением его содержания в спекаемых смесях порошков и ростом температуры при небольшой нагрузке прессования [1, 4]. Это приводит к неравномерному и неполному спеканию смесей порошков в продольном и/или поперечном направлении с формированием неравномерно спекшейся микроструктуры и развитием хрупкости на границах областей оксидных и безоксидных кристаллических фаз и, как следствие, снижению трещиностойкости и уменьшению физико-механических свойств материалов [1–4].

Эффективным способом решения этой проблемы является использование добавок, содержащих редкоземельные металлы (например, Y₂O₃, Sm₂O₃, Dy₂O₃), интенсивно образующих

с оксидным и безоксидным порошками легкоплавкие эвтектики и твердые растворы в жидкой фазе благодаря малым катионным радиусам металлов в их составе [5, 6]. Формирующиеся легкоплавкие эвтектики способствуют развитию кристаллических фаз, стимулируют диффузию вещества через эвтектический расплав и увеличивают площадь контакта спекаемых частиц, что ведет к наиболее равномерному, полному спеканию смеси порошков [5–7]. Образующиеся твердые растворы уплотняют структуру, укрепляя ее на микро- и макроуровне на границах областей оксидно-безоксидных кристаллических фаз и контактов зерен соответственно. В результате развиваются упругие свойства, повышается трещиностойкость и увеличиваются физико-механические свойства материалов [7, 8]. С другой стороны, указанные добавки вызывают окисление безоксидного порошка с изменением состава и уменьшением содержания безоксидного компонента. Образующиеся частицы оксидного порошка иначе влияют на спекание смесей оксидного и безоксидного порошков, рост зерен безоксидного порошка и формирование различного состава стеклообразной фазы, повышающей хрупкость материала, с увеличением содержания добавки (оксидного компонента) с ростом температуры и нагрузки прессования [8, 9]. Как результат,



А. В. Хмелёв
E-mail: aleksejs.hmelov44@gmail.com,
aleksejs.rtu1@inbox.lv

значительно снижаются физико-механические свойства материалов [8, 9].

С целью замены используемых добавок оксидных порошков и повышения физико-механических свойств материалов в смеси оксидного и безоксидного порошков добавляют ZrO_2 [10] и ZrB_2 [11], но данные компоненты в смесях порошков с ростом температуры вызывают неравномерное и неполное твердофазное спекание. Для снижения его влияния требуется подбор оптимального количества и соотношения данных добавок [10, 11].

Цель работы — изучение влияния различного соотношения c -BN и c - ZrO_2 в ходе плазменно-искрового спекания при нагрузке прессования 70 МПа в интервале 1200–1600 °C на фазовый состав, микроструктуру, относительную плотность, открытую пористость, линейную усадку, физико-механические свойства и линейную корреляцию модуля упругости и ударной вязкости муллита- TiC - c -BN- c - ZrO_2 -образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Методика получения смеси Al_2O_3 и SiO_2 , порошков TiC , c -BN и спеченного c - ZrO_2 , приготовления смесей оксидного и безоксидных порошков

Порошки Al_2O_3 и SiO_2 смешивали (см. таблицу) по методике, описанной в статье [12]. Порошки TiC и c -BN синтезировали в плазмохимической установке в вакууме при 1600 °C в течение 1 ч с использованием соответственно порошков TiO_2 (Aldrich, Бельгия, чистота 98,0 %) и C (Merck, Германия, чистота 97,5 %), B_2O_3 (Merck, Германия, чистота 97,5 %) и N (Aldrich, Бельгия, чистота 99,5 %) по реакциям $TiO_2 + 2C \rightarrow TiC + CO_2$ и $2B_2O_3 + 3,5N_2 \rightarrow 4c\text{-BN} + 3NO_2$. Диоксид циркония c - ZrO_2 спекали плазменно-искровым методом в вакууме при нагрузке прессования 35 МПа в течение 2 мин при 1400 °C. Использовали исходные порошки ZrO_2 (Merck, Германия, чистота 97,5 %) и Y_2O_3 (Aldrich, Бельгия, чистота 99,5 %) в соотношении 17,58/1, соответствующем двухфазовой системе равновесия диаграммы ZrO_2 - Y_2O_3 (по Брауну и Оделлу, Фан Фукану и Келлеру) [13]. Масса компонентов (97 мол. % ZrO_2 / 3 мол. % Y_2O_3), г, на 100 г смеси 94,62/5,38.

Изготовление образцов из полученных смесей порошков Al_2O_3 и SiO_2 и TiC , c -BN и c - ZrO_2 проводили по методике, описанной в статье [12] при нагрузке прессования 70 МПа.

Методика определения свойств полученных порошков и спеченных образцов

Фазовый состав синтезированных и спеченных порошков, а также микроструктуру, относительную плотность $\rho_{отн}$, открытую пористость ϕ , линейную усадку Δl , модуль упругости E , твердость по Виккерсу HV , площадь поверхности отпечатка S каждого образца (см. таблицу) рассчитывали методом, описанным в статье [12]. Теоретическая плотность компонентов порошков, г/см³: муллит 3,17, TiC 4,93, c -BN 3,49, c - ZrO_2 6,27.

Ударную вязкость спеченных образцов определяли методом микровдавливания по Виккерсу с использованием оборудования Hardness testing machine (AVK-A) фирмы Akashi Co. (Япония) и рассчитывали по формуле

$$K_{Ic} = 0,073(P/c^{3/2}),$$

где K_{Ic} — критический коэффициент интенсивности напряжений, или ударная вязкость, МПа·м^{1/2}; P — нагрузка, приложенная к поверхности испытуемого образца, кг/см²; c — половина длины микротрещины, образовавшейся вокруг углов отпечатка вдавливания, мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый состав порошков TiC и c -BN, синтезированных плазмохимическим способом, показан на рис. 1. Он представлен в основном интенсивными дифракционными максимумами TiC и c -BN с незначительным количеством TiC_xO_y . Данная фаза является нестехиометрическим составом TiC , содержит непрореагировавший TiO_2 и C.

Фазовый состав спеченного c - ZrO_2 показан на рис. 2. Он характеризуется развитыми дифракционными максимумами данной фазы. Это объясняется деформацией и перестраиванием структуры тетрагонального ZrO_2 в кубическую под действием нагрузки прессования с диффузией Y^{3+} в структуру c - ZrO_2 , исходя из фазовой диаграммы равновесия двухфазовой системы ZrO_2 - Y_2O_3 (по Брауну и Оделлу, Фан Фукану и Келлеру) [13].

Фазовый состав образцов, спеченных из смесей исходных компонентов плазменно-искровым методом в диапазоне 1200–1600 °C, показан на рис. 3.

Образцы всех составов характеризуются интенсивной муллитизацией в диапазоне 1200–1600 °C. Это обусловлено интенсивным структурированием и формированием муллита стехиометрического состава. Аналогичным образом развивается TiC благодаря активному переходу в вязкотекучее

Массовые пропорции и соотношение компонентов в исходных смесях порошков*

Показатели	Состав	
	M92TiC3BN5ZrO ₂	M92TiC5BN3ZrO ₂
Масса компонентов TiC / c -BN / c - ZrO_2 , г на 100 г смеси	88,94 / 1,16 / 9,9	91,85 / 2,0 / 6,15
Соотношение TiC / c -BN / c - ZrO_2	1,12 / 86,20 / 10,1	1,08 / 50 / 16,26
* Масса компонентов ($3Al_2O_3/2SiO_2$), г на 100 г смеси — 71,8/28,2.		

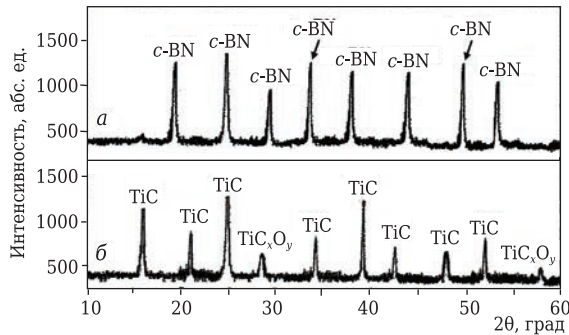


Рис. 1. Фазовый состав порошков TiC (а) и c-BN (б), синтезированных плазмохимическим способом при 1600 °С: TiC_xO_y — оксикарибид титана

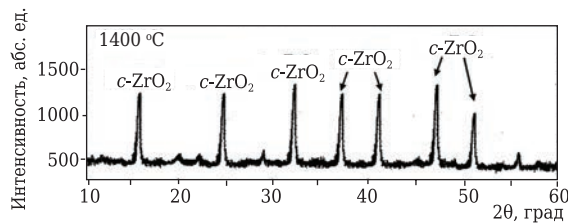


Рис. 2. Фазовый состав c-ZrO₂, спеченного плазменно-искровым методом при 1400 °С

(пластическое) состояние, стимулирующему диффузию и структурирование TiC, в данных условиях спекания. Наблюдается интенсивный прирост c-BN и менее интенсивный — c-ZrO₂ с увеличением соотношения c-BN / c-ZrO₂ в диапазоне 1200–1600 °С. Однако развитие c-BN и c-ZrO₂ менее активно по сравнению с приростом муллита и TiC. Это объясняется наиболее плотной структурой данных компонентов с выраженными в c-BN ковалентными связями, что ограничивает диффузию и структурирование c-BN и c-ZrO₂ в твердой фазе. При этом прирост c-ZrO₂ в образце с 5 мол. % c-ZrO₂ немного больше по сравнению с приростом c-BN в образце с 5 мол. % c-BN в диапазоне 1200–1600 °С. Это объясняется большей диффузией в c-ZrO₂, чем в c-BN. Также в образце с 5 мол. % c-BN заметно образование h-BN в отличие от образца, содержащего 3 мол. % c-BN. Это вызвано частичной фазовой трансформацией c-BN в h-BN в твердой фазе в спекаемой смеси порошков с 5 мол. % c-BN. Данные образцы различаются количественным соотношением дифракционных максимумов c-BN и c-ZrO₂ в диапазоне 1200–1600 °С (см. рис. 3), что обусловлено разной интенсивностью кристаллизации фаз. На рентгенограмме образца с 5 мол. % c-BN заметны малоинтенсивные дифракционные максимумы B₄C и TiN, которые отсутствуют в образце с 3 мол. % c-BN в диапазоне 1500–1600 °С. Образование данных побочных фаз связано с взаимодействием TiC и h-BN в спекаемой смеси порошков. Одновременного взаимодействия муллита и c-ZrO₂ с TiC и c-BN не происходит, так как не образуются продукты распада муллита и окисления TiC и c-BN в диапазоне 1200–1600 °С (см. рис. 3).

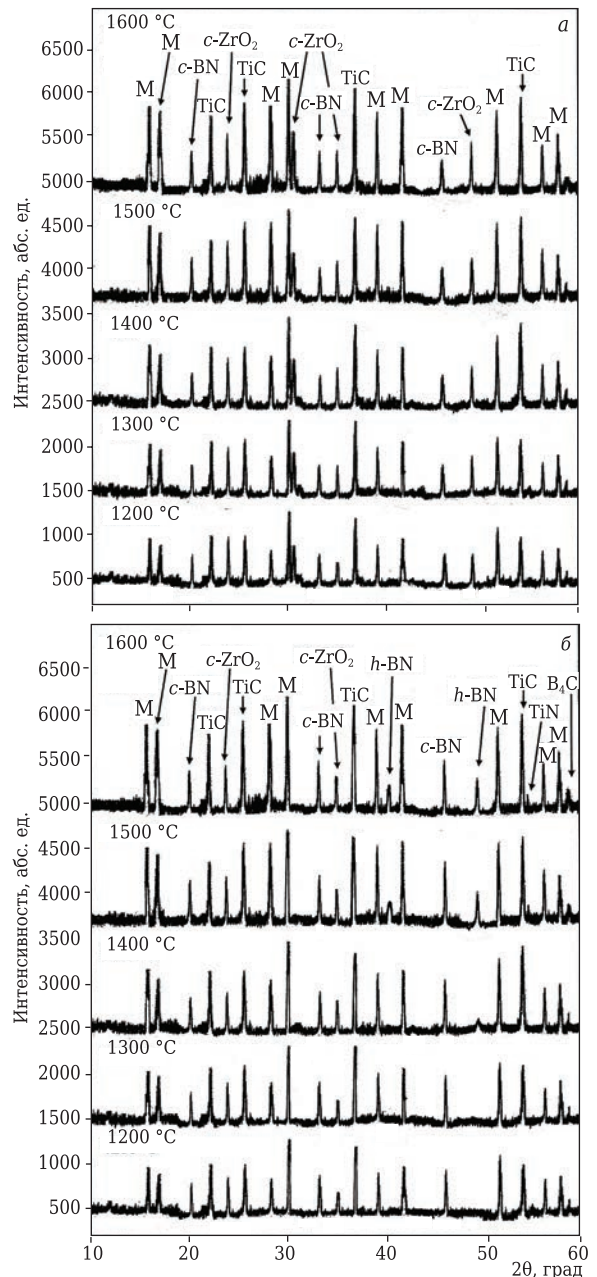


Рис. 3. Фазовый состав образцов составов M92TiC3BN5ZrO₂ (а) и M92TiC5BN3ZrO₂ (б), спеченных в диапазоне 1200–1600 °С: М — муллит (3Al₂O₃·2SiO₂); h-BN — гексагональный нитрид бора; B₄C — карбид бора; TiN — нитрид титана

Микроструктура образцов, спеченных плазменно-искровым методом при 1500 °С, показана на рис. 4. Микроструктура спеченного образца состава M92TiC3BN5ZrO₂ (см. рис. 4, а) более равномерно и плотно спекшаяся, кристаллическая, мелкозернистая с незначительным количеством пор и слабоспекшихся участков по сравнению с микроструктурой образца состава M92TiC5BN3ZrO₂ (см. рис. 4, б). Это объясняется разным соотношением c-BN и c-ZrO₂ в спекаемых составах (см. таблицу). При большем соотношении c-ZrO₂ и c-BN спекание интенсивнее стимулируется диффузией оксидного

компонента в твердой фазе. Вязкое течение расплавов муллита и TiC также способствует формированию в различной степени равномерных и плотных микроструктур образцов. Это объясняется разной

активизацией и развитием спекания частиц c-BN и c-ZrO₂ в присутствии данных расплавов.

Результаты измерения $\rho_{\text{отн}}$, ϕ , Δl , E , K_{1c} , HV и фото отпечатков вдавливания и микроструктура образцов с различным соотношением c-BN и

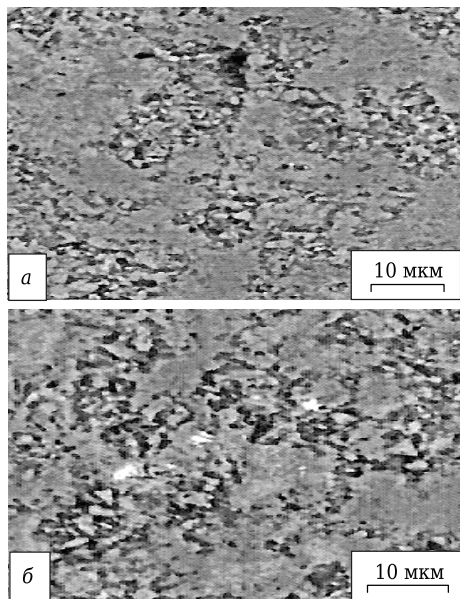


Рис. 4. Микроструктура образцов составов M92TiC3BN5ZrO₂ (а) и M92TiC5BN3ZrO₂ (б), спеченных при 1500 °C

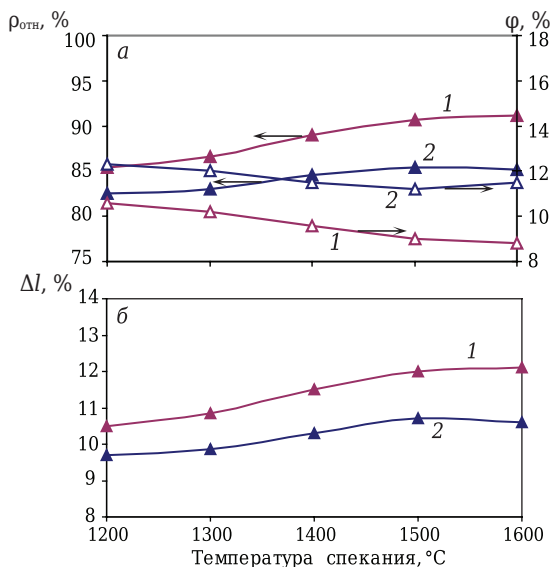


Рис. 5. Показатели $\rho_{\text{отн}}$, ϕ и Δl образцов с различным соотношением c-BN и c-ZrO₂, спеченных в диапазоне 1200–1600 °C: 1 — M92TiC3BN5ZrO₂; 2 — M92TiC5BN3ZrO₂

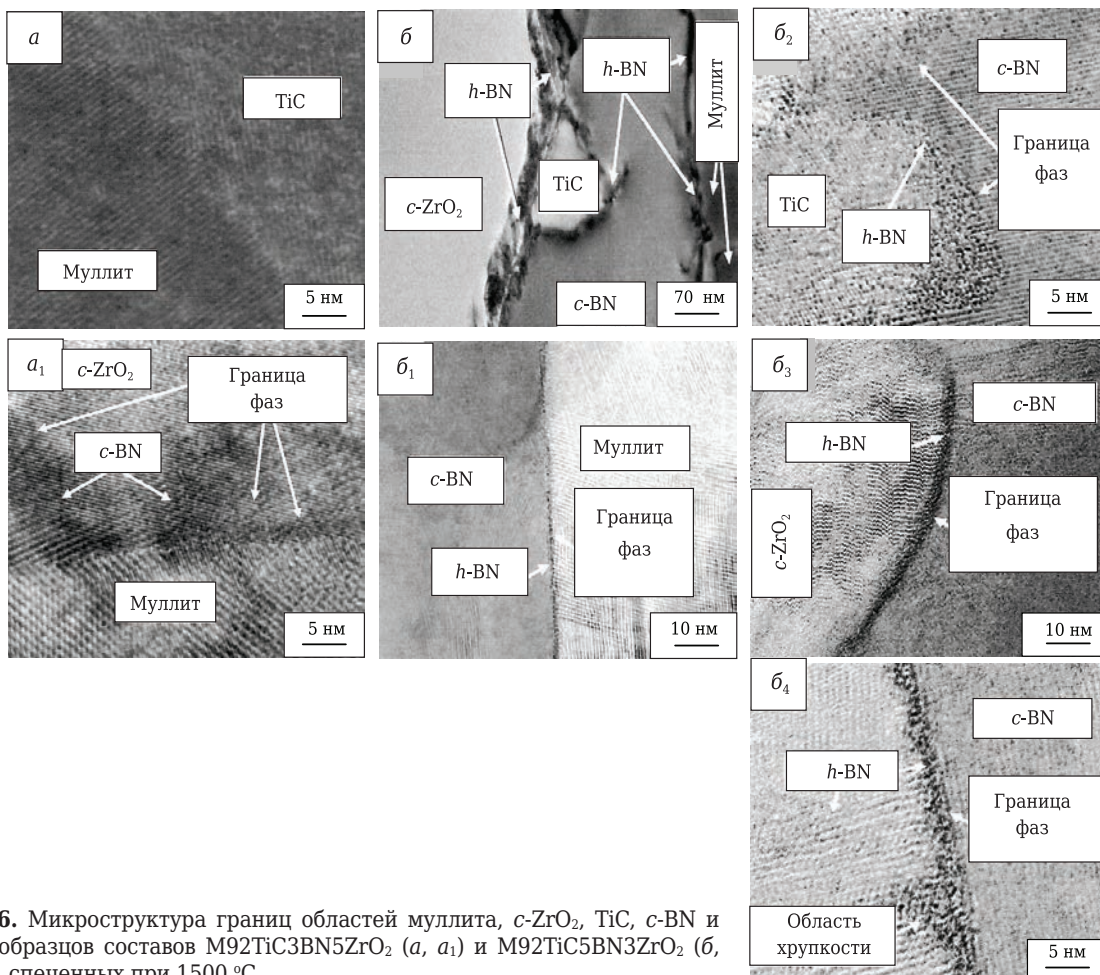


Рис. 6. Микроструктура границ областей муллита, c-ZrO₂, TiC, c-BN и h-BN образцов составов M92TiC3BN5ZrO₂ (а, а₁) и M92TiC5BN3ZrO₂ (б, б₁–б₄), спеченных при 1500 °C

$c\text{-ZrO}_2$ в диапазоне 1200–1600 и при 1500 °C соответственно показаны на рис. 5–8.

В образце состава M92TiC3BN5ZrO_2 наблюдается уменьшение ϕ и максимальная степень спекания 91,2 % при 1600 °C. Это обусловлено наиболее равномерным заполнением пор вследствие вязкого течения расплавов муллита, TiC и инициации диффузии $c\text{-ZrO}_2$ в диапазоне 1200–1300 °C. Диффузия $c\text{-ZrO}_2$ развивается интенсивнее по сравнению с диффузией $c\text{-BN}$ в твердой фазе в диапазоне 1300–1500 °C (см. рис. 3, а). В диапазоне 1500–1600 °C спекание замедляется с ϕ выше 8 % при 1600 °C. Это объясняется заполнением пор в ходе твердофазного спекания частиц $c\text{-BN}$ и $c\text{-ZrO}_2$, которое протекает менее интенсивно и неполно. Результаты спекания коррелируют с микроструктурой образца при 1500 °C (см. рис. 4, а).

Рост $\rho_{\text{отн}}$, Δl и снижение ϕ образца состава M92TiC5BN3ZrO_2 в диапазоне 1200–1600 °C неоднородны. Интенсивное спекание до 1400 °C объясняется заполнением пор вследствие вязкого течения расплавов муллита и TiC (см. рис. 3, б), замедление спекания в диапазоне 1400–1500 °C обусловлено менее интенсивной диффузией $c\text{-ZrO}_2$ (при 3 мол. %) и $c\text{-BN}$ в силу возрастающей частичной фазовой трансформации $c\text{-BN} \rightarrow h\text{-BN}$ в твердой фазе (см. рис. 3, б), формированием $h\text{-BN}$ в виде слоя на спекаемых частицах, замедляющего диффузию вещества между частицами и заполнение пор. Это подтверждается результатами исследования микроструктуры границ областей кристаллических фаз образца (см. рис. 6, б₁–б₄). Незначительное снижение спекания вызвано образованием определенного количества $h\text{-BN}$, побочных кристаллических фаз B_4C , TiN (см. рис. 3, б) и несущественным приростом пористости в диапазоне 1500–1600 °C. Это коррелирует с микроструктурой образца, спекленного при 1500 °C (см. рис. 4, б).

Формирование кристаллической, более равномерно и плотно спекшейся мелкозернистой микроструктуры образца с 3 мол. % $c\text{-BN}$ (см. рис. 4, а) значительно стимулирует повышение упругих свойств, и, как результат, повышается сопротивление образца действию внешней приложенной нагрузки с высокими значениями K_{Ic} и HV при 1500 °C (рис. 7). С другой стороны, высокие показатели данных свойств обусловлены незначительными границам областей муллита – TiC (см. рис. 6, а), муллита– $c\text{-ZrO}_2$ – $c\text{-BN}$ и $c\text{-ZrO}_2$ – $c\text{-BN}$ (см. рис. 6, а₁). В образце присутствуют микротрещины с незначительным распространением по прямолинейной траектории (рис. 8, а). На отпечатке вдавливания образца заметно небольшое повреждение в виде скола (см. рис. 8, а). Это указывает на небольшое накопление внутренних напряжений и минимальную хрупкость на границах областей указанных кристаллических фаз (см. рис. 6, а, а₁), что соответствует интенсивному

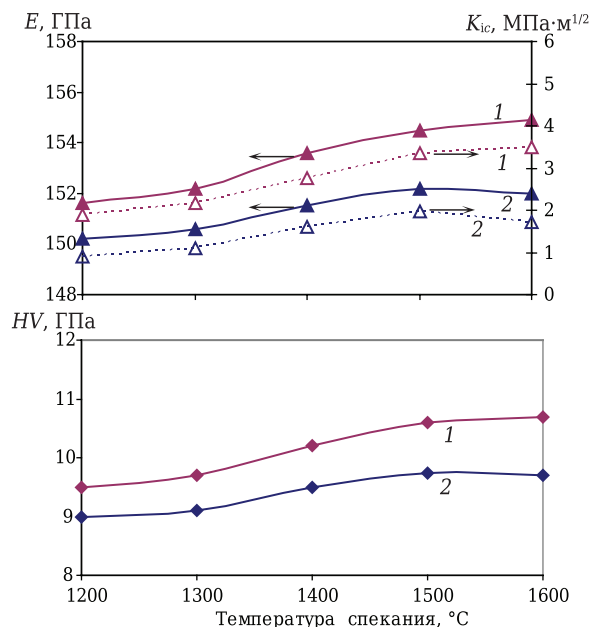


Рис. 7. Показатели E , K_{Ic} и HV образцов с различным соотношением $c\text{-BN}$ и $c\text{-ZrO}_2$, спекенных в диапазоне 1200–1600 °C: 1 — M92TiC3BN5ZrO_2 ; 2 — M92TiC5BN3ZrO_2

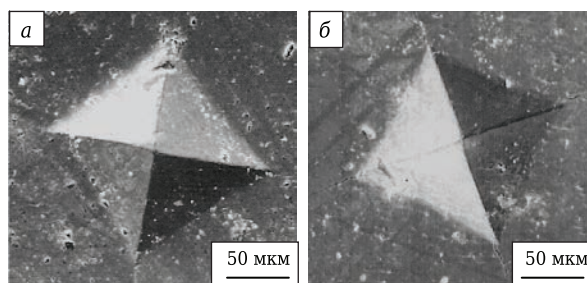


Рис. 8. Отпечатки вдавливания при измерении HV на образцах составов M92TiC3BN5ZrO_2 (а) и M92TiC5BN3ZrO_2 (б), спекенных при 1500 °C

твердофазному спеканию частиц $c\text{-ZrO}_2$ и $c\text{-BN}$ в диапазоне 1400–1600 °C (см. рис. 5).

Менее интенсивное изменение упругих свойств (K_{Ic} и HV) до 1400 °C наблюдается в образце с 5 мол. % $c\text{-BN}$: замедление роста физико-механических свойств в диапазоне 1400–1500 °C с незначительным уменьшением в интервале 1500–1600 °C (см. рис. 7). Это связано в основном с образованием $h\text{-BN}$ на границах раздела областей кристаллических фаз образца (см. рис. 6, б, б₁–б₄), вызванным частичной фазовой трансформацией $c\text{-BN}$ в $h\text{-BN}$ в диапазоне 1500–1600 °C (см. рис. 3, б). Формирующийся $h\text{-BN}$ вызывает охрупчивание структуры образца с заметными границами областей кристаллических фаз (см. рис. 6, б), менее интенсивно на границах областей муллита – $c\text{-BN}$ и $c\text{-ZrO}_2$ – $c\text{-BN}$ (см. рис. 6, б₁, б₃) и более интенсивно на границах областей TiC – $c\text{-BN}$ и $c\text{-BN}$ – $h\text{-BN}$ с соответствующей толщиной $h\text{-BN}$ (см. рис. 6, б₁–б₄). Уменьшение значений этих свойств вызвано не полностью спекшейся

микроструктурой и большим количеством пор в образце (см. рис. 4, б). Как результат, снижается трещиностойкость образца с формированием большего количества микротрещин, распространяющихся по извилистой траектории вдоль границ наименее укрепленных областей (см. рис. 6, б₂, б₄), и сколов (см. рис. 8, б). Это вызвано большей хрупкостью образца на границах областей TiC–c-BN и c-BN–h-BN (см. рис. 6, б₂, б₄).

Результаты линейной корреляции E и K_{Ic} показаны на рис. 9. При сравнении показателей величины аппроксимации R^2 образцов с 3 и 5 мол. % c-BN заметно небольшое различие данной величины с разницей 0,01, которая больше в образце с 3 мол. % c-BN, что соответствует наиболее интенсивному росту физико-механических свойств (см. рис. 7). Это обусловлено формированием равномерно и плотно спекшейся, мелкозернистой микроструктуры с незначительным количеством пор (см. рис. 4, а), укреплением структуры образца на границах областей муллита – TiC (см. рис. 6, а), муллита – c-ZrO₂ – c-BN и c-ZrO₂ – c-BN при 1500 °C (см. рис. 6, а₁). Как результат, корреляция значений E и K_{Ic} образца относительно линейной пря-

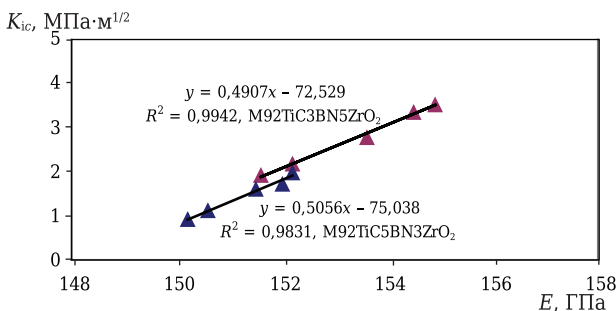


Рис. 9. Линейная корреляция E и K_{Ic} образцов, спеченных в диапазоне 1200–1600 °C

мой схожа в диапазоне 1200–1600 °C и немного меньше при 1400 °C. Это связано с инициацией твердофазного спекания состава в ходе интенсивной диффузии c-ZrO₂ и менее — c-BN при данной температуре (см. рис. 5). Высокая корреляционная точность значений свойств образца относительно линейной прямой указывает на равномерное вязкотекучее спекание в диапазоне 1200–1300 °C и соответствующее твердофазное спекание в диапазоне 1300–1600 °C.

Библиографический список

1. **Hotta, M.** Densification and microstructure of Al₂O₃–cBN composites prepared spark plasma sintering / M. Hotta, T. Goto // J. Ceram. Soc. Jap. — 2008. — Vol. 116, № 6. — P. 744–748.
2. **Chuan, S.** Effect of alumina addition on the densification of boron carbide ceramics prepared by spark plasma sintering technique / S. Chuan, L. Yunkai, W. Yunfei, Z. Lingbo // Ceram. Inter. — 2014. — Vol. 40, № 8. — P. 12723–12728.

Меньшее значение величины R^2 образца с 5 мол. % c-BN объясняется неоднородно и не полностью спекшейся микроструктурой с большим количеством пор (см. рис. 4, б), наименьшим укреплением структуры образца с образованием большей толщины h-BN на границах областей TiC – c-BN и c-BN – h-BN при 1500 °C (см. рис. 6, б₂, б₄). В результате наблюдается большее отклонение линейной прямой относительно значения E и K_{Ic} при 1600 °C по сравнению с отсутствием отклонения при 1200, 1300, 1400 и 1500 °C. Это указывает на максимальное влияние этих процессов и вызванное ими неоднородное твердофазное спекание состава при 1600 °C. В обоих образцах различное влияние корреляций значений свойств на показатели величины R^2 объясняется разными механизмами спекания и, как результат, различной интенсивностью спекания соответствующих составов в диапазоне 1200–1600 °C (см. рис. 5). Более полное и равномерное твердофазное спекание состава с 3 мол. % c-BN обуславливает наибольшую корреляцию точек (значений) E и K_{Ic} относительно линейной прямой, как результат, более высокое значение R^2 данного образца в диапазоне 1200–1600 °C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано влияние различного соотношения c-BN и c-ZrO₂ в ходе плазменно-искрового спекания составов при нагрузке прессования 70 МПа в интервале 1200–1600 °C на фазовый состав, микроструктуру, $\rho_{отн}$, ϕ , Δl , физико-механические свойства и линейную корреляцию E и K_{Ic} муллита–TiC–c-BN–c-ZrO₂ образцов. Синтезированные порошки TiC, c-BN и спеченный при 1400 °C плазменно-искровым способом c-ZrO₂ характеризуются интенсивной кристаллизацией.

Спеченные образцы с различным соотношением c-BN и c-ZrO₂ показывают интенсивное развитие муллита и TiC. Увеличение соотношения c-BN/c-ZrO₂ способствует более интенсивному приросту c-BN и менее интенсивному — c-ZrO₂ в диапазоне 1200–1600 °C, вызывает формирование при 1500 °C менее равномерно и плотно спекшейся кристаллической микроструктуры с большим количеством пор. В результате образец имеет меньшие значения $\rho_{отн}$, Δl , физико-механических свойств в диапазоне 1200–1600 °C с меньшей трещиностойкостью при 1500 °C и меньшую линейную корреляцию модуля E и K_{Ic} в диапазоне 1200–1600 °C.

3. **Хмельёв, А. В.** Получение муллита–TiC–ZrC-материалов плазменно-искровым способом и их свойства / А. В. Хмельёв // Новые огнеупоры. — 2016. — № 12. — С. 36–41.

4. **Hmelov A. V.** Preparation of mullite–TiC–ZrC ceramic materials by a plasma – ARC method and their properties / A. V. Hmelov // Refrac. Indust. Ceram. — 2017. — Vol. 57, № 6. — P. 645–650.

4. **Klimczyk, P.** Al₂O₃–cBN composites sintered by SPS and HPHT methods / P. Klimczyk, M. E. Cura, A. M. Vlaicu //

- J. Eur. Ceram. Soc. — 2016. — Vol. 36, № 7. — P. 1783–1789.
5. **Fabrichnaya, O.** Phase relations in the ZrO_2 – Sm_2O_3 – Y_2O_3 – Al_2O_3 system: experimental investigation and thermodynamic modelling / O. Fabrichnaya, G. Savinykh, T. Zienert, G. Schreiber // Inter. J. Mat. Res. — 2012. — Vol. 103, № 12. — P. 1469–1487.
6. **Guo, S.** High-strength zirconium diboride-based ceramic composites consolidated by low temperature hot pressing / S. Guo, Y. Kagawa // Sci. Techn. Adv. Mat. — 2012. — Vol. 13, № 4. — P. 1–6.
7. **Zhang, X.** Effect of Y_2O_3 on microstructure and mechanical properties of ZrB_2 –SiC / X. Zhang, X. Li, J. Han, W. Han // J. All. Comp. — 2008. — Vol. 465, № 1/2. — P. 506–511.
8. **Li, W.** Hot-pressed ZrB_2 –SiC–YSZ composites with various yttria content: Microstructure and mechanical properties / W. Li, Z. Xinghong, H. Changqing, H. Jiecai // Mat. Sci. Eng. A. — 2008. — Vol. 494, № 1/2. — P. 147–152.
9. **Wolfrum, A.-K.** On the stability of c-BN reinforcing particles in ceramic matrix materials / A.-K. Wolfrum, B. Matthey, A. Michaelis, M. Herrmann // Materials. — 2018. — Vol. 255, № 11. — P. 1–17.
10. **Chakravarty, D.** Microstructure, mechanical properties and machining performance of spark

plasma sintered Al_2O_3 – ZrO_2 –TiCN nanocomposites / D. Chakravarty, G. Sundararajan // J. Eur. Ceram. Soc. — 2013. — Vol. 33, № 13/14. — P. 2597–2607.

11. **Zhang, X.** Microstructure and mechanical properties of ZrB_2 -based composites reinforced and toughened by zirconia / X. Zhang, W. Li, C. Hong, W. Han // Int. J. Appl. Ceram. Technol. — 2008. — Vol. 58, № 5. — P. 499–504.

12. **Хмельёв, А. В.** Получение муллит–TiC–TiN-материалов плазменно-искровым способом с высокой нагрузкой прессования и их свойства / А. В. Хмельёв // Новые огнеупоры. — 2017. — № 8. — С. 22–30.

Hmelov, A. V. Preparation of mullite–TiC–TiN materials by a plasma spark method and their properties / A. V. Hmelov // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 4. — P. 418–425.

13. **Hmelov, A.** Synthesis of ceramic powders in the Al_2O_3 – SiO_2 – ZrO_2 (Y_2O_3) system and production of materials / A. Hmelov // A doctoral thesis summary submitted to Riga Technical University of Riga. — 2011. — P. 1–27. ■

Получено 20.11.18
© А. В. Хмельёв, 2019 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



HT-CMC/10th
22–26 сентября 2019 г. Бордо, Франция
10th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites
ht-cmc10.org

**10-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
ПО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ КЕРАМИЧЕСКИМ
МАТРИЧНЫМ КОМПОЗИТАМ (HTCMC)**

ТЕМАТИКА:

- Расчетное моделирование, моделирование и проектирование новых материалов и процессов
- Волокна и преформы
- Интерфейсы и межфазные связи
- Инновационный дизайн, передовые технологии обработки и производства HTCMC
- Перспективные технологии производства HTCMC: трехмерная печать, лазерное спекание и др.
- Материалы для экстремальных условий:
 - сверхвысокотемпературная керамика (УНТС)
 - нанонаполненные тернарные карбиды и нитриды (МАХ-фазы)
- Термические и экологические барьерные покрытия
- Полимерная керамика и композиты (включая армированные пены)
- Углерод / углеродные композиты
- Термомеханическое поведение и производительность HTCMC
- Неразрушающий контроль и мониторинг качества керамических композитов
- Применение HTCMC
- Передовые материалы для устойчивой энергетики (включая ядерное деление и слияние, промышленные газовые турбины)

