

Д. Т. Н. С. Н. Перевислов¹ (✉), И. Е. Арлашкин², А. С. Лысенков³

¹ ФГБУН «Институт химии силикатов имени И. В. Гребенщикова РАН», Санкт-Петербург, Россия

² ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия

³ ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова Российской академии наук», Москва, Россия

УДК 546.82'261:666.9.017

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Ti_3SiC_2

С использованием разных исходных компонентов синтезирован сложный карбид титана–кремния состава Ti_3SiC_2 в высокотемпературной печи при 1400 °С в течение 1 ч и методом горячего прессования при температуре 1350 °С и давлении 30 МПа в течение 15 мин. Методом Ритвельда вычислено содержание Ti_3SiC_2 , достигающее при горячем прессовании компонентов Ti : Si : TiC в соотношении 1 : 1,2 : 1,8 98,6 об. %. Исследованы микроструктура и фазовый состав горячепрессованных материалов, а также физико-механические характеристики спеченных и горячепрессованных материалов на основе Ti_3SiC_2 .

Ключевые слова: МАХ-фазы, горячее прессование, синтез Ti_3SiC_2 , метод Ритвельда, физико-механические характеристики.

ВВЕДЕНИЕ

МАХ-фазы и материалы на их основе проявляют уникальные свойства, характерные как для металлов, так и для керамики: малую плотность; высокую тепло- и электропроводность; повышенную прочность; превосходную коррозионную стойкость в агрессивных жидких средах, стойкость к высокотемпературному окислению и термическим ударам; высокую температуру плавления; легко подвергаются механической обработке и являются достаточно стабильными до 1000 °С и выше [1]. Материалы на основе МАХ-фаз могут использоваться в машиностроении, авиакосмической и атомной промышленности, поэтому чистота и содержание МАХ-фаз в конечном продукте являются важнейшими факторами, влияющими на конечные свойства материала.

Сложный карбид титана–кремния (Ti_3SiC_2) — одна из наиболее распространенных МАХ-фаз [2–7]. Этот материал является легким (плотность 4,52 г/см³) и относительно мягким (HV 4 ГПа),

имеет высокие температуру плавления (3200 °С) и модуль упругости (322 ГПа) и может составлять конкуренцию стандартным реакционно-спеченной и жидкофазно-спеченной керамике на основе B_4C и SiC [8–14] в качестве конструкционного материала. Плотные материалы состава Ti_3SiC_2 можно синтезировать разными способами: химическим осаждением из газовой фазы (CVD) [15], самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (SHS) [16], горячим прессованием (HP) [17]. Показано [4, 18], что Ti_3SiC_2 с высоким содержанием основной фазы (98,0 об. %) можно получить горячим изостатическим прессованием (HIP) из смесей порошков Ti + SiC + C, Ti + Si + C и Ti + Si + TiC при высокой температуре (1400–1600 °С) в течение длительного времени, а материалы с содержанием Ti_3SiC_2 98,5 об. % — методом искрового плазменного спекания (SPS) из разных порошковых реагентов [3–7, 19].

Ранее [20–22] были синтезированы МАХ-фазы состава Ti_3SiC_2 методами высокотемпературного спекания и горячего прессования при разных исходных компонентах и их соотношении, а также при разных технологических режимах спекания; исследована их структура, смоделированы условия формирования гомогенного материала

Цель настоящей работы — изучение физико-механических свойств материалов на основе



С. Н. Перевислов
E-mail: perevislov@mail.ru

МАХ-фаз состава Ti_3SiC_2 , синтезированных и консолидированных методом высокотемпературного спекания и горячего прессования из разных исходных компонентов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходных компонентов использовали следующие порошки: Ti (марка ПТМ-1, содержание основной фазы 99,0 %, фирма «Плазмотерм», Россия); Si (содержание основной фазы 99,8 %, $d < 20$ мкм, фирма «Плазмотерм», Россия); SiC (марка М5, $d_{0,5} = 3,7$ мкм, Волжский абразивный завод, Россия); TiC (содержание основной фазы 99,5 %, $d = 3\div 5$ мкм, фирма «Плазмотерм», Россия); $TiSi_2$ (содержание основной фазы 99,85 %, $d = 10,5$ мкм, фирма «Плазмотерм», Россия); TiH_2 (марка А100, содержание основной фазы 99,3 %, $d = 100$ мкм, фирма «Плазмотерм», Россия); углерода (марка К-354, ТПК «Инфрахим», Россия). Размер исходных и измельченных частиц порошков определяли на лазерном анализаторе дисперсности MasterSizer 3000. Исходные порошки (кроме углерода) измельчали в вибрационной мельнице мелющими телами из высокоплотного карбида кремния в среде изопропилового спирта до $d = 0,8\div 1,0$ мкм. Содержание намотых мелющих тел составило не более 0,4 %, что учитывалось при расчете составов исходных компонентов.

Измельченные порошки в необходимом соотношении перемешивали в шаровой мельнице в среде изопропилового спирта в течение 12 ч, в качестве мелющих тел использовали шары из высокоплотного карбида кремния. Суспензии сушили до влажности 4–5 % и гранулировали просеиванием через сито с размером ячеек 100 мкм. Из порошков в металлических пресс-формах под давлением 80 МПа формовали образцы диаметром 25 и высотой 6 мм. Образцы сушили при 110 °С в течение 5 ч и термообработывали (процесс синтеза) при 1400 °С в высокотемпературной печи сопротивления СШВЭ 1,25/25 в вакууме с выдержкой 1 ч в среде Ar. Образцы для синтеза помещали в графитовые контейнеры с подсыпкой крупной фракции порошка карбида титана ($d = 20\div 40$ мкм), содержащей 3 мас. % Si. Подсыпка из порошка смеси TiC + Si при синтезе позволяет минимизировать испарение кремния из образцов. Часть спеченных материалов разрезали на образцы размерами $6\times 6\times (20\div 25)$ мм для определения физико-механических характеристик. Остальную часть спеченных материалов измельчали, из порошка методом горячего прессования на установке HP20-3560-20 (Thermal Technology, Inc.) спекали образцы диаметром 25 и высотой 6 мм при температуре 1350 °С и давлении 30 МПа в течение 15 мин.

Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания. Рентгенофа-

зовый анализ проводили на дифрактометре Smartlab 3 (Rigaku) с Cu K α -излучением и Ni-фильтром. Микроструктуру исследовали на электронном микроскопе VEGA 3 SBH (Tescan).

Для оценки содержания фазы Ti_3SiC_2 в спеченных образцах $W_{Ti_3SiC_2}$, об. %, использовали метод Ритвельда [23]:

$$W_{Ti_3SiC_2} = \frac{1,80}{1,80 + (I_{TiC} / I_{Ti_3SiC_2})} \cdot 100, \quad (1)$$

где I_{TiC} и $I_{Ti_3SiC_2}$ — интегрированные интенсивности дифракционных пиков TiC {200} и Ti_3SiC_2 {104}.

Спеченные образцы поступали на пескоструйную обработку для удаления излишков кремния с поверхности материалов. Микроструктуру материалов исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Vega 3 SBH (Tescan). Предел прочности при трехточечном изгибе ($\sigma_{изг}$) определяли на разрывной машине AG-300kNX (Shimadzu). Модуль упругости (E) и скорость распространения звука в материале (v) определяли резонансным методом на установке ЗВУК-130. Твердость по Виккерсу (HV) определяли методом индентирования на микротвердомере ТП-7р-1 при нагрузке до 9,81 Н, критический коэффициент интенсивности напряжений (K_{Ic}) рассчитывали, исходя из измерений длины трещин (a), исходящих из угла отпечатка пирамиды Виккерса при нагрузке (P) по формуле

$$K_{Ic} = 0,073 \cdot P \cdot a^{1/2} / a^2. \quad (2)$$

Оборудование частично предоставлено Инжиниринговым центром СПбГТИ (ТУ).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Синтез материалов на основе Ti_3SiC_2

На первой стадии спекания материалов выше 800 °С происходит синтез карбида титана состава TiC_x в результате взаимодействия углерода с Ti. Обогащенный кремнием $TiSi_2$ и обогащенный титаном Ti_5Si_3 синтезируются при 1115 и 1270 °С [21]; Ti_3SiC_2 начинает синтезироваться выше 1345 °С. В горячепрессованных образцах помимо Ti_3SiC_2 присутствуют TiC и SiC (рис. 1). При 1450 °С наблюдается сильное испарение кремния [20–22], приводящее к снижению содержания Ti_3SiC_2 и увеличению TiC. Чтобы восполнить недостаток кремния в спеченном материале, в исходную шихтовую смесь добавляли избыточное количество Si или кремнийсодержащих компонентов и уменьшали количество углерода (углеродсодержащего компонента). Синтез Ti_3SiC_2 происходит через несколько стадий, характеризующихся образованием промежуточных соединений: $TiC \rightarrow TiSi_2 \rightarrow Ti_5Si_3 \rightarrow Ti_5Si_3C_x \rightarrow Ti_3SiC_2$ (при 1385 °С).

В табл. 1 приведены количественное содержание и плотность продуктов синтеза, получен-

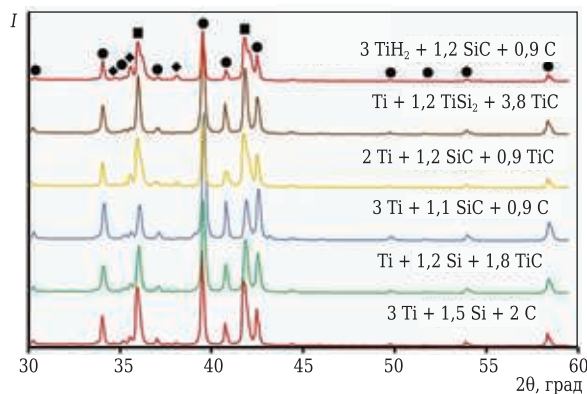


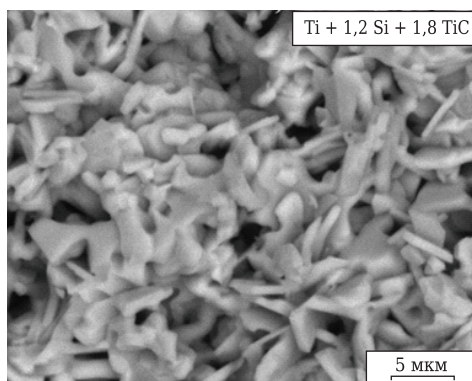
Рис. 1. Рентгенограммы образцов, синтезированных методом горячего прессования при температуре 1350 °С и давлении 30 МПа в течение 15 мин: ● — Ti_3SiC_2 ; ■ — TiC ; ◆ — SiC

ных методом горячего прессования при 1350 °С, в зависимости от исходного соотношения компонентов. Количество фазы Ti_3SiC_2 в спеченном и горячепрессованном материале определяли по уравнению (1).

На рис. 2 показана микроструктура излома синтезированных образцов, полученных спе-

Таблица 1. Относительная плотность и содержание Ti_3SiC_2 в образцах, синтезированных методом горячего прессования

Соотношение исходных компонентов	Мольное отношение компонентов	Содержание Ti_3SiC_2 , об. %	Относительная плотность, %
$Ti : Si : C$	3 : 1 : 2	85,2	94,4
	3 : 1,2 : 2	91,1	98,0
	3 : 1,5 : 2	95,4	98,8
$Ti : Si : TiC$	1 : 1 : 2	96,1	98,4
	1 : 1,2 : 2	98,3	98,7
	1 : 1,2 : 1,8	98,6	99,3
$Ti : SiC : C$	3 : 1 : 1	96,0	95,2
	3 : 1,2 : 0,9	98,2	99,1
$Ti : SiC : TiC$	2 : 1 : 1	97,5	98,0
	2 : 1,2 : 0,9	98,3	98,5
$Ti : TiSi_2 : TiC$	1 : 1 : 4	90,2	92,5
	1 : 1,2 : 3,8	95,9	97,4
$TiH_2 : SiC : C$	3 : 1 : 1	81,0	88,2
	3 : 1,2 : 0,9	88,1	94,3



канием при 1400 °С в течение 1 ч из исходных компонентов состава $Ti + 1,2 Si + 1,8 TiC$ и $3 Ti + 1,2 SiC + 0,9 C$. Вытянутые зерна Ti_3SiC_2 растут из частиц карбида титана; когда исходный Si полностью израсходуется, зерна Ti_3SiC_2 перестанут расти. Рост вытянутых зерен позволяет ожидать высокую пластичность МАХ-фаз и, соответственно, уровень прочностных свойств материалов на основе Ti_3SiC_2 .

Свойства материалов на основе Ti_3SiC_2

В отличие от карбидов кремния и титана уплотнение Ti_3SiC_2 происходит гораздо легче при более низкой температуре без спекающих добавок. В процессе спекания выше 1115 °С образуется сплав $TiSi_2$, а затем при 1270 °С Ti_5Si_3 , способствующие уплотнению материалов и синтезу Ti_3SiC_2 . Как показано в статье [21], увеличение длительности высокотемпературной выдержки при спекании приводит к росту зерен Ti_3SiC_2 и плотности материала, однако после 5-ч спекания увеличивается испаряемость Ti_3SiC_2 до TiC и SiC , что приводит к повышению пористости и снижению уровня механических характеристик.

В табл. 1 приведены относительная плотность горячепрессованного материала и содержание в нем Ti_3SiC_2 . До горячего прессования образцы синтезировали в высокотемпературной печи, затем в порошки добавляли избыточное количество (по сравнению со стехиометрическим) кремния для уменьшения разложения Ti_3SiC_2 . В табл. 2 приведена плотность спеченных без давления и горячепрессованных материалов на основе Ti_3SiC_2 . Изменение размеров зерен при горячем прессовании незначительное; в основном зерна растут при синтезе в процессе высокотемпературного спекания. Спекание МАХ-материалов происходит в соответствии с двумя механизмами: на первой стадии (до температуры 1115 °С) по механизму реакционного спекания (образование TiC , SiC , $TiSi_2$ и Ti_5Si_3), затем частично по механизму жидкофазного спекания. Именно при этой температуре начинается уплотнение материала. При исходной пористости образцов 35–38 об. % синтез материалов в высокотемпературной

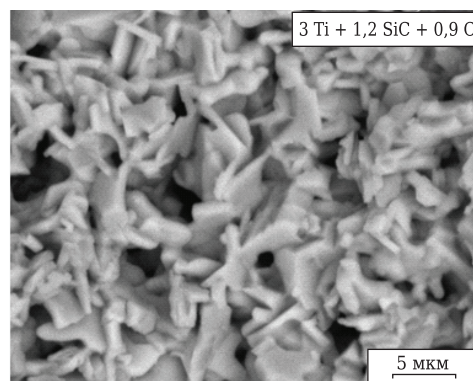


Рис. 2. Фрактограммы образцов, синтезированных при 1400 °С в течение 1 ч

печи при 1400 °С в течение 1 ч, например, состава 3 Ti + 1,1 SiC + 1,8 C, приводит к высокому уплотнению МАХ-фаз: плотность ρ 4,00 г/см³, пористость P 11,4 %; дополнительная термообработка и консолидация методом горячего прессования повышает плотность материала на основе Ti₃SiC₂ до 4,50 г/см³, т. е. пористость материала снижается до 0,6 % (см. табл. 2).

При повышении температуры спекания возрастает скорость испарения кремния. По данным [21], при 1600 °С практически весь Ti₃SiC₂ переходит в TiC, что сопровождается повышенной пористостью. Увеличение длительности спекания приводит к росту вытянутых зерен, армирующих материал, что повышает его механическую прочность.

Поскольку реакции синтеза (образование TiC, SiC, TiSi₂, Ti₅Si₃, Ti₅Si₃C_x и Ti₃SiC₂) являются сильно экзотермическими, в процессе спекания могут возникать высокие температурные градиенты, сопровождающиеся локальным повышением температуры на 150–300 °С. Поэтому характерные процессы жидкофазного спекания, плавления TiSi₂ и Ti₅Si₃ и начала разложения Ti₃SiC₂ (с испарением кремния) проходят при температурах ниже температуры плавления кремния.

Механические свойства материалов на основе Ti₃SiC₂, синтезированных методом спекания без давления и горячим прессованием, приведены в табл. 2. Плотность и пористость влияют на упругие и механические свойства материалов (см. табл. 2). Модуль упругости зависит от дефектов структуры спеченного и горячепрессованного материала (пор, микротрещин и др.). Более плотные горячепрессованные материалы характеризуются высоким модулем упругости. Такие зависимости

характерны также для прочности. Более плотные горячепрессованные материалы достигают высокого уровня прочности (см. табл. 2). Максимальный $\sigma_{изг}$ материала на основе Ti₃SiC₂, полученного из компонентов состава 2 Ti + 1,2 SiC + 1,8 TiC, составляет (831±5) МПа, что в 1,5 раза выше, чем у реакционно-спеченного карбида кремния.

Разрушение материала характеризуется интеркристаллитным механизмом, трещины огибают зерна Ti₃SiC₂, что определяет высокую трещиностойкость материала. Аналогичная тенденция характерна для реакционно-спеченных нитрида кремния [24]. Максимальные значения K_{Ic} достигаются у материалов с высоким содержанием МАХ-фазы, зерна которой армируют керамику, придавая ей значительную стойкость к распространению трещин (см. табл. 2).

Низкая твердость Ti₃SiC₂ объясняется, вероятнее всего, структурой МАХ-фаз, представляющих собой твердый раствор карбида кремния с повышенным содержанием углерода в титане. Ti₃SiC₂, обладающий преимущественно металлической связью, характеризуется меньшими упругостью и твердостью, но большей пластичностью и прочностью по сравнению с карбидами кремния и титана (см. табл. 2).

Положительные свойства МАХ-фаз: низкая температура синтеза и спекания, легкая обрабатываемость, малая усадка при спекании, отсутствие спекающих добавок, высокий уровень прочностных свойств – определяют их широкое применение в промышленности. Сравнительная характеристика горячепрессованного Ti₃SiC₂ со стандартными керамическими материалами — реакционно-спеченным карбидом кремния и спеченным карбидом титана приведена в табл. 3.

Таблица 2. Физико-механические характеристики спеченных и горячепрессованных материалов на основе Ti₃SiC₂

Исходный состав	ρ , г/см ³	P , %	E , ГПа	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	HV , ГПа
<i>Спеченные при 1400 °С материалы</i>						
3Ti + 1,5Si + 2C	3,71	18,0	159±4	286±15	–	–
Ti + 1,2Si + 2TiC	3,77	16,5	186±6	328±14	–	–
3Ti + 1,1SiC + 1,8C	3,99	11,7	205±5	406±9	5,1±0,2	–
2Ti + 1,2SiC + 1,8TiC	4,00	11,4	215±4	431±11	5,2±0,1	–
Ti + 1,2TiSi ₂ + 3,8TiC	3,64	19,5	136±7	219±9	–	–
3TiH ₂ + 1,2SiC + 0,9C	3,59	20,5	109±6	183±10	–	–
<i>Горячепрессованные при 1350 °С материалы</i>						
3Ti + 1,5Si + 2C	4,44	1,8	282±4	775±5	7,6±0,1	4,2±0,3
Ti + 1,2Si + 1,8TiC	4,48	1,0	290±7	814±5	8,0±0,2	4,4±0,2
3Ti + 1,1SiC + 1,8C	4,49	0,8	304±10	830±5	8,1±0,1	4,5±0,1
2Ti + 1,2SiC + 1,8TiC	4,50	0,6	310±8	831±5	8,2±0,1	4,7±0,2
Ti + 1,2TiSi ₂ + 3,8TiC	4,38	3,0	284±5	724±9	7,4±0,2	4,0±0,2
3TiH ₂ + 1,2SiC + 0,9C	4,34	4,1	261±6	663±5	6,9±0,1	4,0±0,2

Таблица 3. Механические характеристики разных керамических материалов

Материал	Температура спекания, °С	Спекающая добавка	ρ , г/см ³	P , %	E , ГПа	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	HV , ГПа
Ti ₃ SiC ₂	1350	–	4,50	0,6	310	831	8,2	4,7
SiC	1850	5 об. % YAG	3,21	1,5	420	550	5,8	22,0
TiC	1500	21 мас. % Co	5,80	0,1	430	1030	–	16,5

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Получены плотные материалы с высоким содержанием Ti_3SiC_2 методом горячего прессования при температуре 1350 °C и давлении 30 МПа в течение 15 мин. Синтез Ti_3SiC_2 происходит через несколько стадий, характеризующихся образованием промежуточных соединений: $TiC \rightarrow TiSi_2 \rightarrow Ti_5Si_3 \rightarrow Ti_5Si_3C_x \rightarrow Ti_3SiC_2$ (при 1385 °C). Во всех образцах после синтеза присутствуют TiC и небольшое количество SiC . Избыток Si способствует более полному прохождению синтеза с образованием Ti_3SiC_2 . Максимальное содержание синтезируемого методом горячего прессования Ti_3SiC_2 достигает 98,6 об. %.

Микроструктура синтезированных материалов состоит из вытянутых зерен Ti_3SiC_2 , прорастающих из зерен TiC , что определяет их повы-

шенную прочность. Максимальная плотность достигнута у горячепрессованных материалов состава $2Ti + 1,2SiC + 1,8TiC$ (99,4 % теоретической плотности). Низкий уровень свойств композитов, полученных только высокотемпературным спеканием, объясняется малой уплотняемостью и, соответственно, высокой пористостью. Предел прочности при изгибе горячепрессованных материалов на основе Ti_3SiC_2 (до 831 МПа) в 2 раза выше, чем у реакционно-спеченного карбида кремния, и в 3 раза выше, чем у спеченного карбида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ-Росатом № 20-21-00056).

Библиографический список

1. **Медведева, Н. И.** Моделирование электронного строения, химической связи и свойств тройного силикокарбида Ti_3SiC_2 / Н. И. Медведева, А. Н. Еняшин, А. Л. Ивановский // Журнал структурной химии. — 2011. — Т. 52, № 4. — С. 806–822.
2. **Sarkar, D.** R-curve behavior of Ti_3SiC_2 / D. Sarkar, B. Basu, M. C. Chu [et al.] // Ceram. Int. — 2007. — Vol. 33, № 5. — P. 789–793.
3. **Sun, Z.** Ternary compound Ti_3SiC_2 : part I. Pulse discharge sintering synthesis / Z. Sun, Z. Zhang, H. Hashimoto [et al.] // Mater. Trans. — 2002. — Vol. 43, № 3. — P. 428–431.
4. **Zhang, Z. F.** Rapid synthesis of ternary carbide Ti_3SiC_2 through pulse-discharge sintering technique from $Ti/Si/TiC$ powders / Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto // Metall. Mater. Trans. A. — 2002. — Vol. 33, № 11. — P. 3321–3328.
5. **Zhang, Z. F.** A new synthesis reaction of Ti_3SiC_2 through pulse discharge sintering $Ti/SiC/TiC$ powder / Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto [et al.] // Scripta Mater. — 2001. — Vol. 45, № 12. — P. 1461–1467.
6. **Zhang, Z. F.** A new synthesis reaction of Ti_3SiC_2 from $Ti/TiSi_2/TiC$ powder mixtures through pulse discharge sintering (PDS) technique / Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto [et al.] // Mater. Res. Innovations. — 2002. — Vol. 5, № 3/4. — P. 185–189.
7. **Zhang, Z. F.** Application of pulse discharge sintering (PDS) technique to rapid synthesis of Ti_3SiC_2 from Ti/SiC powders / Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2002. — Vol. 22, № 16. — P. 2957–2961.
8. **Perevislov, S. N.** Effect of Si additions on the microstructure and mechanical properties of hot-pressed B_4C / S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, S. V. Vikhman // Inorg. Mater. — 2017. — Vol. 53, № 4. — P. 376–380.
9. **Nesmelov, D. D.** Precipitation of the Eutectic $Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3)$ on the Surface of SiC Particles / D. D. Nesmelov, O. A. Kozhevnikov, S. S. Ordan'yan [et al.] // Glass Ceram. — 2017. — Vol. 74, № 1/2. — P. 4–47.
10. **Perevislov, S. N.** Microstructure and mechanical properties of SiC -materials sintered in the liquid phase with the addition of a finely dispersed agent / S. N.

Perevislov, I. B. Panteleev, A. P. Shevchik [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 58, № 5. — P. 577–582.

Перевислов, С. Н. Микроструктура и механические свойства LPSSIC материалов с высокодисперсной спекающей добавкой / С. Н. Перевислов, И. Б. Пантелеев, А. П. Шевчик [et al.] // Новые огнеупоры. — 2017. — № 10. — С. 42–47.

11. **Perevislov, S. N.** High density boron carbide ceramics / S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 1. — P. 32–36.

Перевислов, С. Н. Высокоплотная керамика на основе карбида бора / С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович // Новые огнеупоры. — 2018. — № 1. — С. 33–37.

12. **Perevislov, S. N.** Phase composition and microstructure of reaction-bonded boron-carbide materials / S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 2. — P. 179–183.

Перевислов, С. Н. Фазовый состав и микроструктура реакционно-связанных материалов на основе карбида бора / С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович // Новые огнеупоры. — 2018. — № 4. — С. 96–100.

13. **Perevislov, S. N.** Production of ceramic materials based on SiC with low-melting oxide additives / S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, D. D. Titov [et al.] // Glass Ceram. — 2019. — Vol. 75, № 9/10. — P. 400–407.

14. **Perevislov, S. N.** Evaluation of the crack resistance of reactive sintered composite boron carbide-based materials / S. N. Perevislov // Refract. Ind. Ceram. — 2019. — Vol. 60, № 2. — P. 168–173.

Перевислов, С. Н. Оценка трещиностойкости реакционно-спеченных композиционных материалов на основе карбида бора / С. Н. Перевислов // Новые огнеупоры. — 2019. — № 3. — С. 49–54.

15. **Jacques, S.** Reactive chemical vapor deposition of Ti_3SiC_2 with and without pressure pulses: Effect on the ternary carbide texture / S. Jacques, H. Fakhri, J. C. Viala // Thin Solid Films. — 2010. — Vol. 518, № 18. — P. 5071–5077.

16. **Lis, J.** Ti_3SiC_2 -based materials prepared by HIP-SHS techniques / J. Lis, Y. Miyamoto, R. Pampuch [et al.] // Mater. Lett. — 1995. — Vol. 22, № 3/4. — P. 163–168.

17. **Gao, N. F.** Dense Ti_3SiC_2 prepared by reactive HIP / N. F. Gao, Y. Miyamoto, D. Zhang // J. Mater. Sci. Lett. — 1999. — Vol. 34, № 18. — P. 4385–4392.
18. **Li, J. T.** Fabrication of monolithic Ti_3SiC_2 ceramic through reactive sintering of $\text{Ti/Si}_2\text{TiC}$ / J. T. Li, Y. Miyamoto // J. Mater. Synth. Process. — 1999. — Vol. 7, № 2. — P. 91–96.
19. **Lyu, J.** Sintering of MAX-phase materials by spark plasma and other methods / J. Lyu, E. B. Kashkarov, N. Travitzky [et al.] // J. Mater. Sci. Lett. — 2021. — Vol. 56, № 3. — P. 1980–2015.
20. **Bykova, A. D.** Influence of synthesis parameters on density and phase composition of materials based on Ti_3SiC_2 / A. D. Bykova, V. V. Semenova, S. N. Perevislov [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2021. — Vol. 62, № 3. — P. 89–93.
21. **Perevislov, S. N.** The Ti_3SiC_2 MAX-phases as promising materials for high temperature applications: Formation under various synthesis conditions / S. N. Perevislov, T. V. Sokolova, V. L. Stolyarova // Mater. Chem. Phys. — 2021. — Vol. 267. — P. 124625.
22. **Perevislov, S. N.** Synthesis, structure, and properties of the Ti_3SiC_2 MAX phases obtained by hot pressing / S. N. Perevislov, V. V. Semenova, A. S. Lysenkov // Russ. J. Inorg. Chem. — 2021. — Vol. 66, № 8. — P. 1100–1106.
23. **Sun, Z.** Effect of Al addition on pressureless reactive sintering of Ti_3SiC_2 / Z. Sun, Y. Zou, S. Tada [et al.] // Scripta Mater. — 2006. — Vol. 55, № 11. — P. 1011–1014.
24. **Perevislov, S. N.** Sintering behavior and properties of reaction-bonded silicon nitride / S. N. Perevislov // Russ. J. Appl. Chem. — 2021. — Vol. 94, № 2. — P. 143–151. ■

Быкова, А. Д. Влияние параметров синтеза на плотность и фазовый состав материалов на основе Ti_3SiC_2 / А. Д. Быкова, В. В. Семенова, С. Н. Перевислов [et al.] // Новые огнеупоры. — 2021. — № 2. — С. 30–34.

Получено 19.11.21
© С. Н. Перевислов, И. Е. Арлашкин,
А. С. Лысенков, 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Тесна 2022 — 27-я международная выставка технологий и оборудования для керамической промышленности

27–30 сентября 2022 г.

г. Римини, Италия

Tecnargilla будет проходить в выставочном центре Римини в соответствии с традицией, которая существовала ранее. Принимая во внимание текущую международную ситуацию, единственный способ обеспечить высокий уровень ведущей мировой выставкой керамических технологий — это поддержание ее обычного двухгодичного формата. По этой причине было принято решение не изменять двухгодичную периодичность выставки, которая традиционно проводится в Римини в четные годы. **Tecnargilla**, организованная Итальянской выставочной группой в сотрудничестве с Acimas, меняет свое название на **Tecna**.



Секторы выставки:

- | | |
|---|---|
| <ul style="list-style-type: none"> • Сырье и массы, химические изделия и добавки • Добыча сырья и подготовка, взвешивание и дозирование • Прессование, формование и литье • Сушка, обжиг и тепловые системы • Сортировка, упаковка и паллетизация • Качество и управление производственным процессом • Обработка поверхности, инструменты для окончательной обработки и принадлежности | <ul style="list-style-type: none"> • Лабораторное и измерительное оборудование • Приспособления для применения сжатого воздуха, электричества, электронной и нагревательной системы • Огнеупорные материалы, ролики, печная фурнитура и плиты • Инструменты, запасные части и принадлежности • Разное: проектирование, консультационные услуги издательства, торговые ассоциации, разные организации и т. д. |
|---|---|

<https://en.tecnaexpo.com/>