

УДК 546.93;546.271;536.413;539.531

МИКРОТВЕРДОСТЬ И ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ БОРИДНЫХ ФАЗ СИСТЕМЫ Ca–Ir–V

© 2023 г. В. В. Лозанов¹*, А. В. Уткин¹, Н. И. Бакланова¹

¹Институт химии твердого тела и механохимии СО
Российской академии наук, ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск, 630090 Россия

*e-mail: lozanov.25@yandex.ru

Поступила в редакцию 28.02.2023 г.

После доработки 02.05.2023 г.

Принята к публикации 11.05.2023 г.

Изучено термическое расширение CaIr_4V_4 , $\text{IrV}_{1,1}$ и CaV_6 . Показано, что кристаллические решетки этих фаз расширяются линейно с температурой, а величины коэффициентов термического расширения находятся в пределах $(5–10) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Определены средние значения микротвердости фаз CaIr_4V_4 , $\text{IrV}_{1,1}$ и CaV_6 . Средняя величина микротвердости фазы CaIr_4V_4 составила ~ 15 ГПа, что в 3 раза меньше значения, полученного для фазы CaV_6 .

Ключевые слова: иридий, бориды иридия, гексаборид кальция, термическое расширение, микротвердость

DOI: 10.31857/S0002337X23070102, **EDN:** QRCWU

ВВЕДЕНИЕ

В процессе эксплуатации в высокоскоростных потоках воздуха технические конструкции испытывают комплексное деструктивное воздействие, обусловленное аэродинамическим нагревом и взаимодействием с агрессивной окислительной средой. Неравновесное воздействие тепловых потоков с последующей диссипацией поступающей тепловой энергии приводит к возникновению температурного градиента в материале конструкции [1–4], что в свою очередь способствует появлению механических напряжений. Для того чтобы минимизировать возникающие термомеханические напряжения, необходимо подбирать вещества с близкими (и по возможности минимальными) коэффициентами термического расширения (КТР).

В настоящее время в качестве перспективных для использования в условиях высокоскоростного воздушного потока рассматриваются материалы на основе тугоплавкой керамики, например, HfV_2 , HfC , ZrV_2/SiC [3–6]. Гексаборид кальция (CaV_6) также является перспективным компонентом высокотемпературных материалов, поскольку имеет высокую температуру плавления (2508 К), малый удельный вес (2.45 г/см^3), низкую работу выхода электронов (2.86 эВ) [7]. Что касается КТР CaV_6 , то литературные данные отличаются более чем в 2 раза ($6.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [8], $(3–5.5) \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ [9]). Имеются сведения, что CaV_6 может частично растворяться в решетке тугоплавких соединений,

что приводит к получению сверхтвердой ($HV \geq 40$ ГПа) керамики [10, 11].

Другим примером перспективных высокотемпературных материалов является иридий и его соединения, которые формируются посредством химического взаимодействия иридия с тугоплавкой керамикой, такой как карбиды или бориды гафния или тантала [12–14]. Ранее [15] показано, что CaV_6 взаимодействует с металлическим иридием с образованием боридов иридия и тройных соединений Ca–Ir–V, содержание которых зависит от температуры. Установлено, что с повышением температуры тройная фаза CaIr_4V_4 становится доминирующей.

Цель настоящей работы – целенаправленный синтез борида иридия и тройного бориды кальция состава CaIr_4V_4 , определение их КТР и микротвердости.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использованы: порошок иридия (ИА-1, ГОСТ 12338-2020, чистота 99.97%), порошок гексабориды кальция (CaV_6 , МРТУ 6-09-2914-66, чистота не менее 98%), порошок карбида бора (B_4C , ГОСТ 5744-85, чистота не менее 96%). Порошок иридия предварительно подвергнут механической активации в планетарной мельнице согласно процедуре, описанной в [15].

Таблица 1. Параметры термообработки образцов

Образец	Температура, К	Длительность, ч
CaB ₆ : Ir = 1 : 1	1573	4
CaB ₆ : Ir = 1 : 3	1573	4
B ₄ C : Ir = 1 : 6	1873	1
CaB ₆	1873	4

Порошковые смеси подвергали термообработке в высоковакуумной (10^{-5} торр) печи СНВЭ-1,7.3.1,7/20 (ООО “Призма”, г. Искитим, Россия). Температура и длительность термообработки для каждого типа образцов представлены в табл. 1. Нагрев проводился со скоростью 640 К/ч, скорость охлаждения составила 300 К/ч.

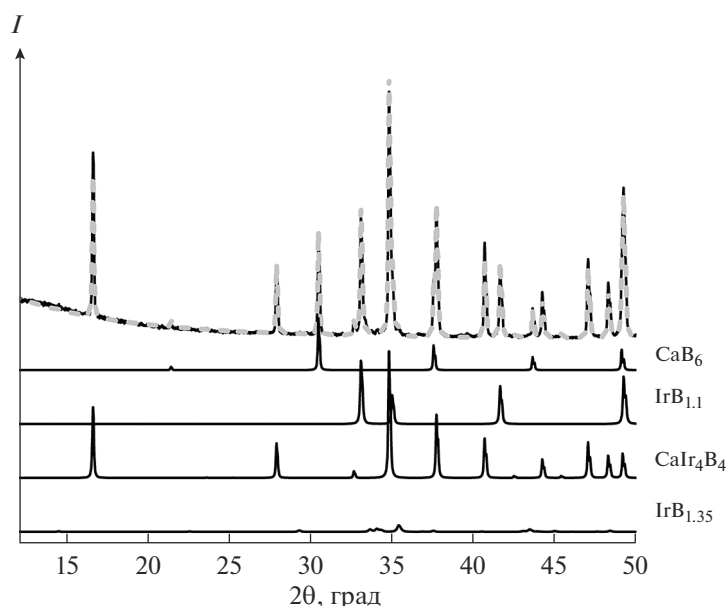
Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов после термообработки проводился с использованием дифрактометра D8 Advance (Bruker, США). Запись дифрактограмм проводилась в диапазоне углов $2\theta = 5^\circ - 130^\circ$ ($\text{CuK}\alpha$ -излучение). При высоких температурах использовали камеру НТК 1200N (Anton Paar, Австрия). Нагрев образцов осуществляли в динамическом вакууме со скоростью ~ 4 К/мин в температурном диапазоне 300–1000 К, время термостагирования при постоянной температуре составляло 3 мин. Полученные данные обрабатывались полнопрофильным методом Ритвельда с использованием программного обеспечения Topas 4.2 (Bruker, США) и базы данных ICSD (2006 г.) для фаз: Ir (#64992), IrB_{1,1} (#24364), IrB_{1,35} (#43319), С (графит, #76767). Для CaB₆ использовались структурные данные [16].

Микротвердость по Виккерсу измеряли на твердомере DuraScan 50 (EMCO-TEST, Австрия) при нагрузке 0.245 Н (25 гс) в соответствии со стандартной методикой испытаний ASTM E384-17. Исследование микроструктуры и элементного анализа областей испытаний проводилось на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ), ТМ-1000 (Hitachi, Япония), оснащенный энергодисперсионным спектрометром SwiftED-TM (Oxford Instruments, Великобритания) при ускоряющем напряжении 15 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование термического расширения фаз CaIr₄B₄, IrB_{1,1} и CaB₆. Для исследования термического расширения использовали образец, полученный в результате реакции CaB₆ с иридием с исходным соотношением реагентов 1 : 1. Согласно данным РФА (рис. 1), кроме фазы CaIr₄B₄ (содержание ~ 28 мас. %), в составе продуктов, образующихся после обработки при 1573 К, присутствует непрореагировавший CaB₆ (54.5%), а также бориды IrB_{1,1} (15.5%) и IrB_{1,35} (2%). Параметры элементарной ячейки CaIr₄B₄ ($P4_2/n$) для образца с исходным соотношением CaB₆ : Ir = 1 : 1 равны $a = 7.547$ Å, $c = 4.000$ Å; для IrB_{1,1} ($I4_1/amd$) $a = 2.809$ Å, $c = 10.262$ Å; для CaB₆ ($Pm\bar{3}m$) $a = 4.152$ Å.

Дополнительно подготовлен образец IrB_{1,1}, полученный по реакции B₄C с иридием при 1873 К. Согласно данным [17], использование B₄C вместо элементарного бора позволяет избежать образования других боридов иридия (рис. 2a). По дан-

**Рис. 1.** Результаты РФА продуктов реакции смеси CaB₆ : Ir = 1 : 1 после термической обработки при 1573 К.

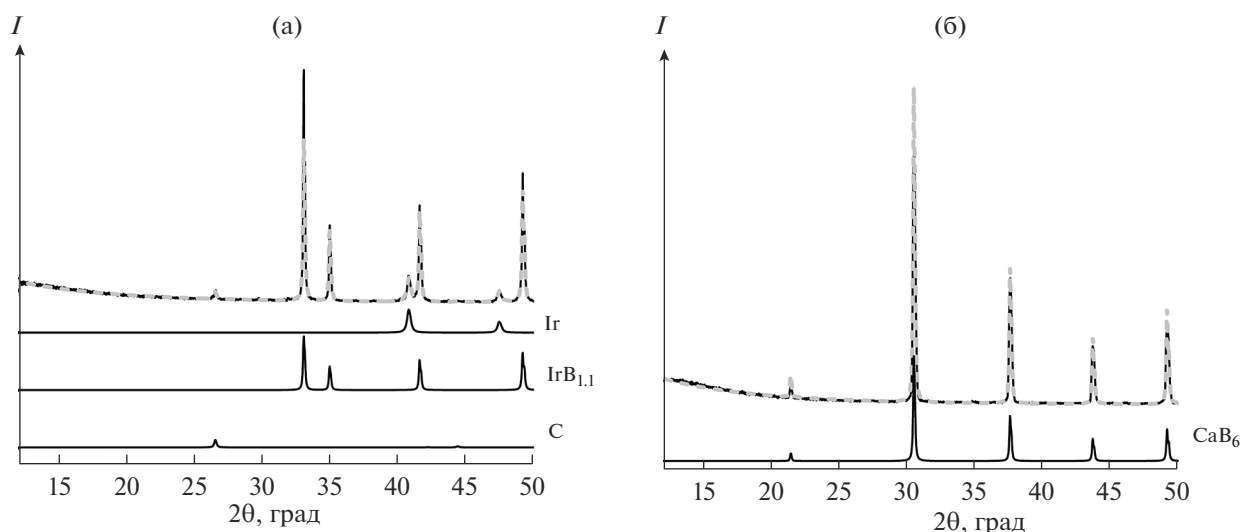


Рис. 2. Результаты РФА продуктов реакции смеси V_4C : Ir (а) и порошка CaB_6 (б) после термической обработки при 1873 К.

ным РФА, параметры решетки синтезированного $IrB_{1.1}$ составили: $a = 2.809 \text{ \AA}$, $c = 10.266 \text{ \AA}$, что согласуется с данными [17]. Для исследования термического расширения CaB_6 использован порошок, прошедший предварительную термообработку при 1873 К. Термообработка практически не оказала влияния на параметр элементарной ячейки CaB_6 ($a = 4.153 \text{ \AA}$ и 4.152 \AA до и после термообработки соответственно).

Исследование термического расширения соединения $CaIr_4V_4$, полученного в ходе реакции CaB_6 с иридием, показало, что параметры a , c и объем элементарной ячейки соединения $CaIr_4V_4$ меняются линейно с температурой (табл. 2). Представленные данные в интервале температур 300–1000 К с высокой достоверностью (δa , δc , δV – относительные погрешности) могут быть описаны уравнениями:

$$a(T) = 7.5344 \pm 0.0001 + (3.885 \pm 0.015) \times 10^{-5}T, \\ \delta a \sim 0.003\%;$$

$$c(T) = 3.9871 \pm 0.0001 + (4.29 \pm 0.01) \times 10^{-5}T, \\ \delta b \sim 0.005\%;$$

$$V(T) = 226.329 \pm 0.009 + (4.81 \pm 0.01) \times 10^{-3}T, \\ \delta V \sim 0.01\%.$$

Термическое расширение фаз $IrB_{1.1}$ и CaB_6 , присутствовавших в смеси, также линейно зависит от температуры в исследованном диапазоне:

$$a_{IrB_{1.1}}(T) = 2.8031 \pm 0.0001 + (1.98 \pm 0.01) \times 10^{-5}T, \\ \delta a \sim 0.006\%;$$

$$c_{IrB_{1.1}}(T) = 10.2363 \pm 0.0002 + (7.98 \pm 0.03) \times \\ \times 10^{-5}T, \delta b \sim 0.005\%;$$

$$V_{IrB_{1.1}}(T) = 80.424 \pm 0.005 + (1.78 \pm 0.01) \times 10^{-3}T, \\ \delta V \sim 0.02\%;$$

$$a_{CaB_6}(T) = 4.1428 \pm 0.0001 + (2.90 \pm 0.02) \times 10^{-5}T, \\ \delta a \sim 0.008\%;$$

$$V_{CaB_6}(T) = 71.099 \pm 0.007 + (1.50 \pm 0.01) \times 10^{-3}T, \\ \delta V \sim 0.02\%.$$

При изучении термического расширения фазы $IrB_{1.1}$, полученной посредством реакции V_4C с иридием, в интервале температур 300–1000 К получены следующие функции для параметров a , c (в \AA) и объема элементарной ячейки (табл. 2):

$$a(T) = 2.8032 \pm 0.0001 + (2.00 \pm 0.02) \times 10^{-5}T, \\ \delta a \sim 0.009\%;$$

$$c(T) = 10.2396 \pm 0.0004 + (8.18 \pm 0.06) \times 10^{-5}T, \\ \delta b \sim 0.009\%;$$

$$V(T) = 80.456 \pm 0.008 + (1.81 \pm 0.01) \times 10^{-3}T, \\ \delta V \sim 0.02\%.$$

При изучении термического расширения фазы CaB_6 для образца исходного коммерческого порошка, прошедшего термическую обработку при 1873 К, для параметра a и объема элементарной ячейки (табл. 2) получены следующие функции:

$$a(T) = 4.1421 \pm 0.0001 + (2.93 \pm 0.02) \times 10^{-5}T, \\ \delta a \sim 0.007\%;$$

Таблица 2. Изменение параметров и объемов элементарных ячеек соединений CaIr_4B_4 , $\text{IrB}_{1.1}$ и CaB_6 в зависимости от температуры

T, K	$a, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$	$a, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$	$a, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$
	CaIr_4B_4			$\text{IrB}_{1.1}$			CaB_6	
302.84	7.5461	4.0000	227.771	2.8095	10.2646	81.020	4.1512	71.534
323.04	7.5469	4.0011	227.883	2.8096	10.2652	81.030	4.1518	71.567
373.14	7.5489	4.0032	228.127	2.8107	10.2706	81.137	4.1530	71.629
423.15	7.5509	4.0054	228.373	2.8117	10.2748	81.226	4.1546	71.710
473.15	7.5526	4.0075	228.595	2.8128	10.2783	81.319	4.1559	71.776
523.15	7.5550	4.0097	228.869	2.8138	10.2829	81.412	4.1574	71.856
573.15	7.5570	4.0117	229.103	2.8146	10.2863	81.486	4.1588	71.929
623.15	7.5586	4.0137	229.312	2.8156	10.2902	81.575	4.1603	72.009
673.15	7.5605	4.0159	229.551	2.8165	10.2938	81.655	4.1617	72.078
773.15	7.5644	4.0201	230.031	2.8185	10.3026	81.845	4.1646	72.233
873.15	7.5683	4.0246	230.522	2.8207	10.3119	82.044	4.1678	72.398
973.15	7.5722	4.0291	231.021	2.8230	10.3191	82.237	4.1710	72.566

Таблица 3. КТР фаз CaIr_4B_4 , $\text{IrB}_{1.1}$ и CaB_6 и других боридов

Фаза	$\alpha_a, \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$	$\alpha_b, \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$	$\alpha_c, \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$	$\alpha_V, \times 10^{-5} \text{K}^{-1}$
CaIr_4B_4	5.16 ± 0.02		10.76 ± 0.03	2.124 ± 0.006
$\text{IrB}_{1.1}$	7.06 ± 0.04		7.79 ± 0.03	2.21 ± 0.01
$\text{IrB}_{1.1}^*$	7.14 ± 0.06		7.99 ± 0.06	2.25 ± 0.02
CaB_6	6.99 ± 0.05			2.12 ± 0.02
CaB_6^*	7.08 ± 0.04			2.15 ± 0.01
HfIr_3B_4 [14]	9.1		1.0	1.93
$\text{Hf}_2\text{Ir}_5\text{B}_2$ [14]	7.9	7.5	7.42	2.30

* Образцы сравнения: $\text{IrB}_{1.1}$ получен по реакции V_4C с иридием, CaB_6 – исходный после термообработки.

$$V(T) = 71.061 \pm 0.006 + (1.53 \pm 0.01) \times 10^{-3} T, \\ \delta V \sim 0.02\%.$$

В табл. 3 приведены значения КТР фаз, полученных в данной работе. Термическое расширение CaIr_4B_4 проявляет выраженный анизотропный эффект, а именно: вдоль оси c расширение в ~ 2 раза более интенсивно, чем вдоль осей a и b . Напротив, для соединения $\text{IrB}_{1.1}$ анизотропия менее выражена. Отметим, что КТР фаз $\text{IrB}_{1.1}$ и CaB_6 , образующихся по реакции CaB_6 с иридием (соотношение 1 : 1), близко к КТР образца $\text{IrB}_{1.1}$, синтезированного по реакции V_4C с иридием, и образца CaB_6 , обработанного при 1873 К. Заметное расхождение наблюдается для α_c фазы $\text{IrB}_{1.1}$, что связано с наличием области гомогенности соединения и формированием твердых растворов с заполнением вакантных ($8e$) позиций в подрешетке бора. В табл. 3 также представлены значе-

ния КТР других тройных боридов. Можно отметить, что в целом значения являются сравнимы.

Следует обратить внимание, что средний КТР тугоплавкой керамики и иридия в основном варьируется от 4.5×10^{-6} до $9.5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ в диапазоне 300–2200 К [4]. Таким образом, CaIr_4B_4 , $\text{IrB}_{1.1}$ и CaB_6 могут быть рассмотрены для потенциального применения в высокотемпературных приложениях.

Исследование микротвердости фазы CaIr_4B_4 . Исследование микротвердости проводилось для образцов с исходными соотношениями CaB_6 : Ir = 1 : 1 и 1 : 3. Согласно данным РФА (рис. 3), кроме фазы CaIr_4B_4 (содержание ~ 54 мас. %), в составе продуктов смеси 1 : 3 также присутствуют $\text{IrB}_{1.1}$ (4%), $\text{IrB}_{1.35}$ (16%) и CaB_6 (26%). Микроструктура образцов представлена на рис. 4. Как следует из анализа СЭМ-снимков, продукты реакции представляют собой спеченные области светлого цвета с вкраплениями темных частиц. При увеличе-

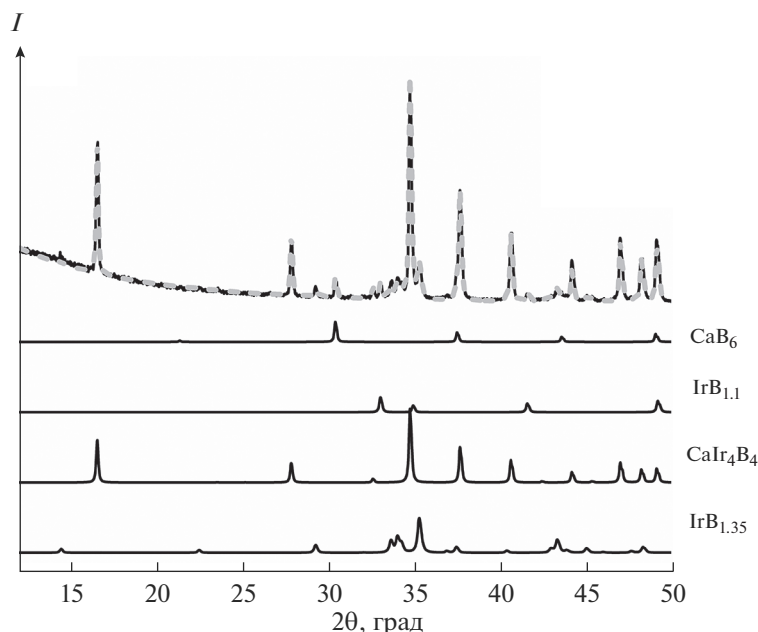


Рис. 3. Результаты РФА продуктов реакции смеси CaB_6 : Ir = 1 : 3 после термической обработки при 1573 К.

нии контраста снимков светлые области демонстрируют неоднородный состав от средне-серого до светло-серого оттенка, а темные частицы приобретают черный цвет и практически неотличимы от пор. Данный эффект объясняется существенным различием в плотности составляющих фаз: $\rho(\text{CaB}_6) = 2.45 \text{ г/см}^3$ – темные частицы; $\rho(\text{IrB}_{1.1}) = 16.73 \text{ г/см}^3$; $\rho(\text{IrB}_{1.35}) = 14.65 \text{ г/см}^3$; $\rho(\text{CaIr}_4\text{B}_4) = 12.42 \text{ г/см}^3$ – компоненты светлой области).

Измерения показали, что темные включения фазы CaB_6 обладают высокой микротвердостью со средним значением $46.1 \pm 5.7 \text{ ГПа}$ (7 измерений), что соответствует сверхтвердым фазам. Отметим, что ранее измеренное значение для HfB_2 составило лишь $28 \pm 2 \text{ ГПа}$ при той же нагрузке [14]. Измерение микротвердости областей, относящихся к фазе CaIr_4B_4 , показало, что независимо от исходного соотношения реагентов CaB_6 : Ir = 1 : 1 и 1 : 3 в исходной смеси средние значения схожи: $14.7 \pm 1.1 \text{ ГПа}$ (44 измерения) и $15.1 \pm 1.0 \text{ ГПа}$ (49 измерений) соответственно (рис. 5). Значение микротвердости тройного соединения CaIr_4B_4 несколько меньше, чем ранее измеренные величины микротвердости для тройных боридов гафния-иридия [17]. Значение микротвердости более светлых областей, относящихся к боридам иридия $\text{IrB}_{1.1}$ и/или $\text{IrB}_{1.35}$, составляет $15.4 \pm 1.3 \text{ ГПа}$ по 10 измерениям. Это значение сравнимо с величиной $16.2 \pm 0.8 \text{ ГПа}$ (50 гс), ранее опубликованной для фазы $\text{IrB}_{1.1}$ [18]. Интересно отметить, что значения микротвердости тройного борида CaIr_4B_4 и боридов иридия сопоставимы друг с другом.

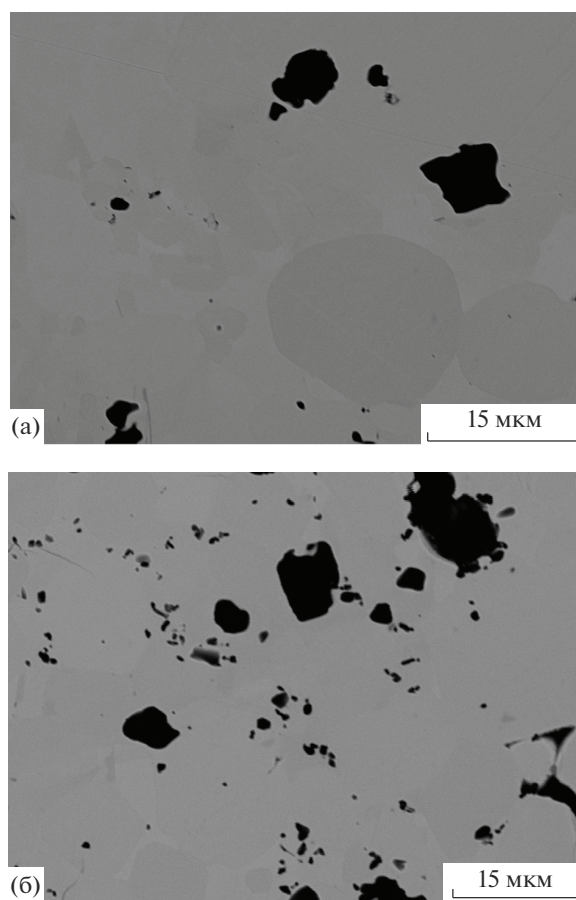


Рис. 4. СЭМ-снимки сечения частиц продуктов реакции смеси CaB_6 : Ir = 1 : 1 (а) и 1 : 3 (б), полученных при 1573 К.

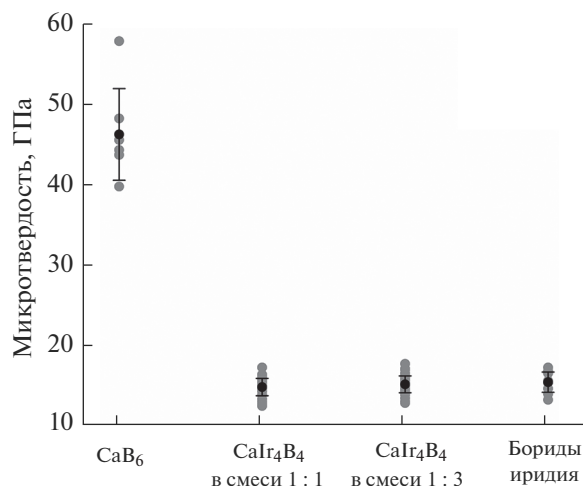


Рис. 5. Микротвердость фаз CaB₆, CaIr₄B₄ и боридов иридия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучено термическое расширение фаз CaIr₄B₄, IrB_{1,1} и CaB₆ в интервале температур 300–1000 К. Показано, что в исследуемом интервале расширение происходит линейно с температурой. Для соединения CaIr₄B₄ термическое расширение сильно анизотропно: $\alpha_a = 5.16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_c = 10.76 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Для IrB_{1,1} значения равны: $\alpha_a = (7.06–7.14) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_c = (7.79–7.99) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; для CaB₆ – $\alpha_a = (6.99–7.08) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Микротвердость фазы CaIr₄B₄, полученной в смесях с разным исходным соотношением CaB₆ : Ir, составила 14.7–15.1 ГПа. Это значение сопоставимо с микротвердостью борида иридия и примерно в 3 раза меньше микротвердости фазы CaB₆.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа поддержана грантом РФФИ № 22-79-00019.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Авторы благодарят А.В. Ухину, Т.А. Борисенко, Я.А. Никифорова.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hanquist K.M., Boyd I.D. Plasma Assisted Cooling of Hot Surfaces on Hypersonic Vehicles // Front. Phys. 2019. V. 7. P. 9. <https://doi.org/10.3389/fphy.2019.00009>
2. Кольчев А.В., Керножицкий В.А., Чернышов М.В. Термоэмиссионные методы охлаждения термонапряженных элементов перспективных многоэ-

вых средств выведения // Изв. вузов. Авиационная техника. 2019. № 4. С. 132–137.

3. Simonenko E.P., Sevast'yanov D.V., Simonenko N.P., Sevast'yanov V.G., Kuznetsov N.T. Promising Ultra-High-Temperature Ceramic Materials for Aerospace Applications // Russ. J. Inorg. Chem. 2013. V. 58. № 14. P. 1669–1693. <https://doi.org/10.1134/S0036023613140039>
4. Симоненко Е.П., Симоненко Н.П., Севастьянов В.Г., Кузнецов Н.Т. Ультравысокотемпературные керамические материалы: современные проблемы и тенденции. М.: ИП Коняхин А.В., 2020. 324 с.
5. Ren X., Li H., Chu Y., Fu Q., Li K. Ultra-High-Temperature Ceramic HfB₂-SiC Coating for Oxidation Protection of SiC-Coated Carbon/Carbon Composite // Int. J. Appl. Ceram. Technol. 2014. V. 12. P. 560–567. <https://doi.org/10.1111/ijac.12241>
6. Погожев Ю.С., Потанин А.Ю., Рупасов С.И., Левашов Е.А., Волкова В.А., Ташев В.П., Тимофеев А.Н. Структура, свойства и окислительная стойкость перспективной керамики на основе HfB₂-SiC // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2020. № 3. С. 41–54. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2020-3-41-54>
7. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений / Под ред. Косолаповой Т.Я. М.: Металлургия, 1986. 928 с.
8. Chen C.-H., Aizawa T., Iyi N., Sato A., Otani Sh. Structural Refinement and Thermal Expansion of Hexaborides // J. Alloys Compd. 2004. V. 366. P. L6–L8. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00735-7](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00735-7)
9. Wei Y.-K., Yu J.-X., Li Zh.-G., Cheng Y., Ji G.-F. Elastic and Thermodynamic Properties of CaB₆ Under Pressure from First Principles // Physica B. 2011. V. 406. P. 4476–4482. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2011.09.011>
10. Несмелов Д.Д., Турцова А.И., Федоров Е.В., Орда-ньян С.С. Политермический разрез SiC–CaB₆ системы В–С–Si–Ca // Огнеупоры и техническая керамика. 2014. № 11–12. С. 3–8.
11. Serebryakova T.I., Ochkas L.F., Shaposhnikova T.I., Tkachenko Yu.G., Martynenko E.N., Strashinskaya L.V., Kopylova L.I., Vereshchaka V.M. Influence of Addition of Calcium Hexaboride on the Structure and Properties of Hot-Pressed Titanium Boride Ceramic // Powder Metall. Met. Ceram. 1998. V. 37. P. 507–511. <https://doi.org/10.1007/BF02675813>
12. Бакланова Н.И., Лозанов В.В., Кульков А.А., Антипов Е.А., Титов А.Т. Особенности поведения некоторых тугоплавких соединений гафния и тантала в потоках плазмы // Неорган. материалы. 2019. Т. 55. № 3. С. 257–263. <https://doi.org/10.1134/S0002337X19030047>
13. Baklanova N.I., Lozanov V.V., Titov A.T. The First Evidence of the High Oxidation Resistance of the Novel Ternary Tantalum-Iridium-Boron Phase // Corros. Sci. 2019. V. 160. P. 108178. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108178>

14. *Lozanov V.V., Utikin A.V., Gavrilova T.A., Titov A.T., Beskrovny A.I., Letyagin G.A., Romanenko G.V., Baklanova N.I.* New Hard Ternary Hf–Ir–B Borides Formed by Reaction Hafnium Diboride with Iridium // *J. Am. Ceram. Soc.* 2022. V. 105. P. 2323–2333. <https://doi.org/10.1111/jace.18234>
15. *Лозанов В.В., Гаврилова Т.А., Бакланова Н.И.* Фазообразование в системе гексаборид кальция – иридий // *Журн. неорганической химии.* 2023. Т. 68. № 6. <https://doi.org/10.31857/S0044457X22602152>
16. *CaB₆ Crystal Structure: Datasheet from “PAULING FILE Multinaries Edition – 2012” // Springer Materials* (https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd_1721776)
17. *Zeiringer I., Cheng X., Chen X.-Q., Bauer E., Giester G., Rogl P.F.* Crystal Structures and Constitution of the Binary System Iridium-Boron // *Sci. China Mater.* 2015. V. 58. P. 649–668. <https://doi.org/10.1007/s40843-015-0078-6>
18. *Самсонов Г.В., Косенко В.А., Рудь Б.М., Сидорова В.Г.* Исследование условий получения и свойств соединения IrB_{1,1} // *Изв. АН СССР. Неорганические материалы.* 1972. Т. 8. № 4. С. 771–772.