

К. Т. Н. Д. Д. Несмелов¹ (✉), Е. С. Новоселов¹, К. Т. Н. Д. П. Данилович¹,
К. Х. Н. В. И. Альяшев²

¹ ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия

² ФГУП «Научно-исследовательский технологический институт имени А. П. Александрова», Сосновый Бор, Ленинградская обл., Россия

УДК 666.3:546.654'271]:538.9

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ ЭВТЕКТИКИ В СИСТЕМЕ $\text{LaB}_6\text{--VB}_2$

Методом холодного тигля получен эвтектический сплав в системе $\text{LaB}_6\text{--VB}_2$. Соотношение компонентов в исходной порошковой смеси составляло 40:60 мол. %. В структуре сплава наблюдаются двухфазные эвтектические области, представляющие собой матрицу LaB_6 , наполненную цилиндрическими волокнами VB_2 диаметром до 2 мкм или протяженными кристаллами VB_2 с поперечным сечением сложной формы и эквивалентным диаметром до 10–15 мкм. Определены твердость по Виккерсу и трещиностойкость, установлена взаимосвязь этих характеристик с величиной нагрузки на индентор, направлением приложения нагрузки и типом эвтектической структуры. Максимальное значение трещиностойкости ($8,6 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) и высокая твердость (20,0 ГПа) зафиксированы для сплава со структурой стержневой эвтектики при приложении нагрузки на индентор 2 Н параллельно кристаллографической оси с VB_2 . Наибольший эффект упрочнения при нагрузке как 2 Н, так и 30 Н, выражающийся в сочетании высоких твердости (20,5 ГПа при 2 Н и 20,0 ГПа при 30 Н) и трещиностойкости ($6,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при 2 Н и $4,9 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при 30 Н), был продемонстрирован сплавом со структурой эвтектики грубого конгломерата.

Ключевые слова: гексаборид лантана, диборид ванадия, эвтектика, твердость по Виккерсу, трещиностойкость.

ВВЕДЕНИЕ

Материалы на основе гексаборида лантана в виде как спеченных поликристаллов, так и монокристаллов обладают выдающимися термоэмиссионными и физико-механическими характеристиками. Ряд публикаций, в том числе обзорного характера, свидетельствуют о возможности улучшения этих характеристик за счет перехода от мономатериалов к гетерофазным системам, образованным гексаборидами редкоземельных металлов (в первую очередь LaB_6) и диборидами переходных металлов (MeB_2 , где Me — Ti, Zr, Hf, Ta, Nb, V, Cr, W, Mo) [1–17]. Эвтектический характер взаимодействия в квазибинарных системах $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ открывает перспективу создания материалов с использованием нескольких альтернативных подходов: твердофазного спекания порошковых систем при температурах ниже

температуры эвтектики; спекания в присутствии жидкой фазы при температуре эвтектики или выше; кристаллизации эвтектических структур из расплава.

Последний подход получил наибольшее развитие в работах, посвященных получению направленно-закристаллизованных материалов методом зонной плавки [6–10, 17–20]. Структуру таких материалов можно назвать самоармированной: в объеме матричной фазы LaB_6 упорядоченно кристаллизуются волокна (нитевидные, стержневые кристаллы) или пластинчатые кристаллы диборида переходного металла. Образование специфической структуры приводит к резкому улучшению ряда характеристик, в частности трещиностойкости и предела прочности при изгибе [3, 5, 7–11, 19–21]. Упорядоченная организация структуры закристаллизованных эвтектик приводит к анизотропии механических свойств [19, 20]. При создании новых материалов для экстремальных условий эксплуатации важна информация о характере разрушения, деформации материала, о влиянии особенностей структуры на механические свойства в зависимости от направления приложения нагрузки. В связи с этим актуальной задачей является исследование



Д. Д. Несмелов
E-mail: dnesmelov@yandex.ru

анизотропии механических свойств закристаллизованных эвтектик в системах $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ на различных структурных уровнях.

Цель настоящей работы — экспериментальное исследование микромеханических характеристик закристаллизованных эвтектик в системе $\text{LaB}_6\text{--VB}_2$: твердости по Виккерсу HV и трещиностойкости K_{Ic} .

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Получение порошков LaB_6 и VB_2 проводили твердофазным боротермическим восстановлением оксидов с использованием коммерческих порошков La_2O_3 (чистота 99,99 мас. %), V_2O_5 (чистота 99 мас. %) и аморфного В (чистота 99,0 мас. %). Предварительно отформованные из реакционных смесей заготовки помещали в вакуумную печь сопротивления. Синтез вели при 1650 °С (LaB_6) и 1200 °С (VB_2) с изотермической выдержкой 1 ч при давлении остаточных газов $10\text{--}10^{-1}$ Па.

Средний размер частиц синтезированных порошков LaB_6 и VB_2 , определенный с помощью лазерной дифракции, составлял 5–10 мкм. Бориды были смешаны в соотношении эвтектики (40 мол. % LaB_6) по данным работ [22, 23]. Смешение и измельчение порошков до достижения среднего размера частиц 1,5 мкм проводили в атриторе UnionProcess HD-1 мелющими телами из SiC в среде бензина-растворителя БР-2 в течение 6 ч. За счет износа мелющих тел в смесь было внесено около 0,7 мас. % SiC. Измельченные порошки высушивали в вакуумном сушильном шкафу.

Закристаллизованные образцы получали индукционной плавкой методом холодного тигля в потоке аргона по методике [24] с использованием установок «Расплав 2» и «Расплав 3». Заготовки для плавки получали из порошков с помощью одноосного прессования в цилиндрической пресс-форме диаметром и высотой 40 мм.

После плавления и кристаллизации образец разрезали в двух взаимно перпендикулярных направлениях с помощью алмазного диска. Поверхность исследуемых образцов полировали с помощью алмазных паст с размерами зерен от 40/28 до 0,5/0. В качестве образцов сравнения методом электродугового плавления были получены монокристаллы LaB_6 и VB_2 , поверхность которых была подготовлена аналогичным образом.

Анализ структуры и элементного состава образцов проводили с помощью РЭМ VEGA 3 SBH (Tescan) с приставкой для рентгеноспектрального микроанализа Aztec X-Act. Фазовый состав исследовали методом рентгеновской дифракции с помощью порошкового дифрактометра Rigaku SmartLab 3 (Cu K_α -излучение, Ni-фильтр, диапазон углов 2θ от 10 до 80°). Измерение твердости по Виккерсу HV проводили методом индентирования алмазной пирамиды Виккерса на модернизированном твердоме PMT-3 с нагрузкой 2

и 30 Н. Расчет значения HV , ГПа, проводили не менее чем по десяти отпечаткам с использованием формулы

$$HV = 1854 \frac{P}{D^2}, \quad (1)$$

где P — нагрузка на индентор, Н; D — диагональ отпечатка, мкм.

Расчет трещиностойкости K_{Ic} , МПа·м^{0,5}, образцов проводили с помощью измерения длины радиальных трещин, распространяющихся от углов отпечатка индентора, по формуле

$$K_{Ic} = 0,0889 \sqrt{\frac{HV \cdot P}{4l}}, \quad (2)$$

где P — нагрузка, Н; l — длина трещины от вершины отпечатка.

Измерение диагоналей отпечатков и длины трещин выполняли с помощью металлографического микроскопа Meiji Techno 7200 и программного комплекса Thixomet Lite.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показаны SEM-снимки аншлифов закристаллизованного сплава $\text{LaB}_6\text{--VB}_2$. В структуре сплава волокна VB_2 , имеющие диаметр до 2 мкм, ориентированы перпендикулярно поверхности аншлифа (см. рис. 1, а) и параллельно (см. рис. 1, б).

На рис. 1, в показана структура эвтектики грубого конгломерата, вероятно сформировавшаяся в областях с меньшей скоростью охлаждения. Структура этого типа характеризуется более сложной формой поперечного сечения протяженных кристаллов VB_2 с эквивалентным диаметром (диаметром круга, эквивалентного по площади) до 10–15 мкм. Переходная область между эвтектикой «стержневого» типа и эвтектикой грубого конгломерата показана на рис. 1, г.

Эвтектические структуры демонстрируют высокую степень упорядоченной ориентации волокон VB_2 и близость их диаметров внутри блоков эвтектики размерами около 500 мкм. Однако в целом объем закристаллизованного сплава характеризовался различно ориентированными блоками эвтектики, поскольку метод холодного тигля не является методом получения направленно закристаллизованных материалов. Это связано с наличием разнонаправленных температурных градиентов в процессе кристаллизации эвтектики.

Концентрация компонентов в сплаве, определенная с помощью микрорентгеноспектрального анализа в эвтектических областях, составила 38 мол. % LaB_6 и 62 мол. % VB_2 . Примесей зафиксировано не было, включая кремний, внесенный на этапе измельчения, что может быть связано с гравитационным разделением в расплаве вследствие большого различия плотностей SiC и боридов La и V.

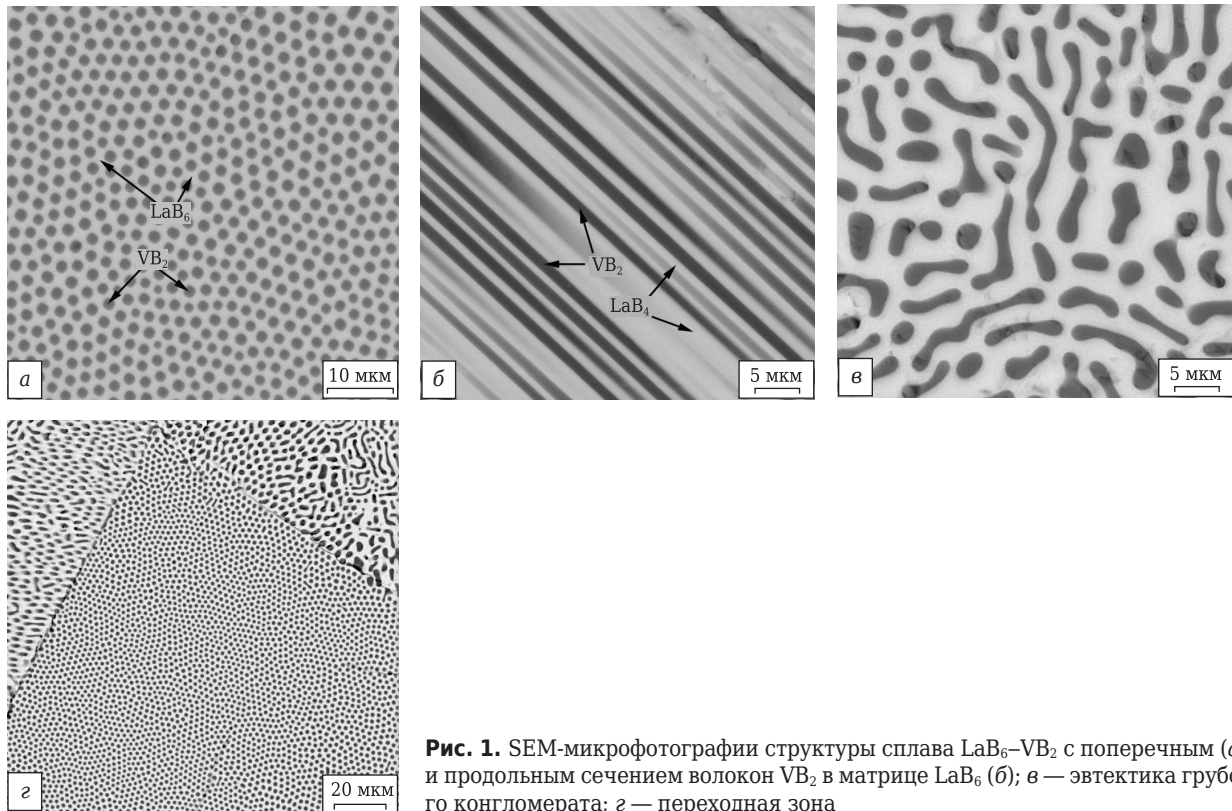


Рис. 1. SEM-микрофотографии структуры сплава LaB_6 - VB_2 с поперечным (а) и продольным сечением волокон VB_2 в матрице LaB_6 (б); в — эвтектика грубого конгломерата; д — переходная зона

По данным рентгенофазового анализа (рис. 2), сплав является двухфазным. Кроме гексагонального VB_2 и кубического LaB_6 кристаллических фаз не зафиксировано.

Два взаимно перпендикулярных сечения закристаллизованного образца продемонстрировали спектры с одинаковым набором рефлексов и с непропорциональным усилением интенсивности отдельных рефлексов. Аномально высокая интенсивность рефлексов (100) и (200) LaB_6 сильно выражена в спектре Б (см. рис. 2). Аналогичное, но менее ярко выраженное превышение интенсивности пиков (100) и (200) над пиком (110), который в карточке стандарта обладает интенсивностью 100 %, наблюдается и в спектре А. Непропорциональное усиление интенсивности рефлекса (100) VB_2 хорошо заметно в спектре Б. Отмеченные отклонения от кристаллографических стандартов связаны с анизотропным строением сплава и преимущественным отражением от соответствующих атомных плоскостей.

Результаты определения HV и K_{IC} с разным направлением приложения нагрузки относительно волокон VB_2 представлены в таблице и отмечены на диаграмме Эшби (рис. 3). Указано направление приложения нагрузки на индентор относительно кристаллографической оси c , поскольку волокна VB_2 вытянуты вдоль этой оси. Металлографические снимки отпечатков индентора показаны на рис. 4.

На величину микромеханических характеристик оказывают совокупное влияние величина

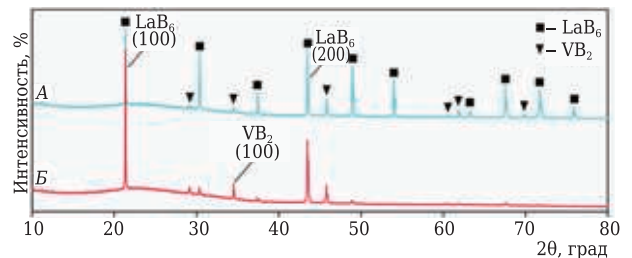


Рис. 2. Спектры рентгеновской дифракции аншлифа сплава LaB_6 - VB_2 с преимущественным содержанием поперечных (А) и продольных сечений волокон VB_2 (Б)

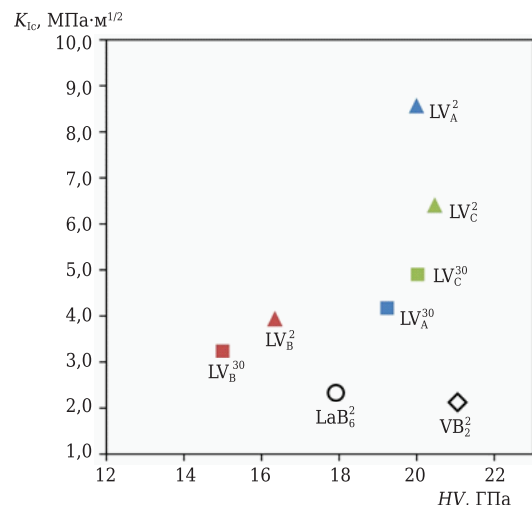


Рис. 3. Соотношение HV и K_{IC} закристаллизованных образцов LaB_6 - VB_2 и монокристаллических LaB_6 и VB_2 ; индексы 2 и 30 — величина нагрузки, Н

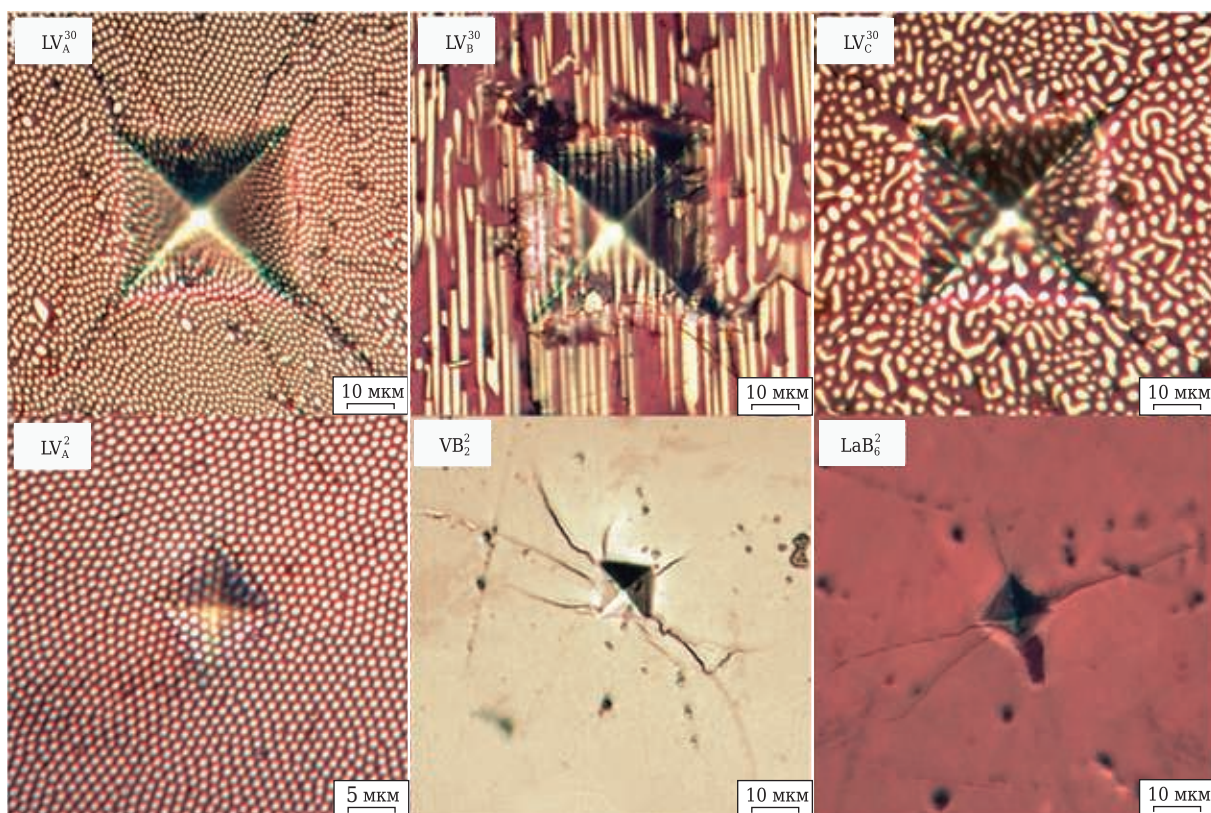


Рис. 4. Микрофотографии отпечатков индентора

Показатели HV и K_{Ic} закристаллизованных образцов LaB_6-VB_2 и монокристаллических LaB_6 и VB_2

Показатель	Образец							
	LaB ₆ –VB ₂						LaB ₆	VB ₂
	LV _A		LV _B		LV _C			
Структура эвтектики	Стержневая		Стержневая		Грубого конгломерата		–	–
Направление приложения нагрузки относительно оси с VB ₂	Параллельное		Перпендикулярное		Параллельно		–	–
Нагрузка на индентор, Н	2	30	2	30	2	30	2	2
HV, ±0,2 ГПа	20,0	19,2	16,4	15,0	20,5	20,0	18,0	21,1
K _{Ic} , ±0,3 МПа·м ^{1/2}	8,6	4,2	4,0	3,2	6,5	4,9	2,3	2,1

нагрузки, направление приложения нагрузки и тип эвтектической структуры.

Обе измеренные микромеханические характеристики сплава LaB_6-VB_2 (HV и K_{Ic}) закономерно снижаются с увеличением нагрузки на индентор от 2 до 30 Н. Этот эффект наблюдался при индентировании всех образцов, однако был наиболее выражен для образцов LV_A — эвтектики стержневого типа, нагружение которых осуществляли параллельно волокнам VB_2 . На диаграмме Эшби (см. рис. 3) образец LV_A^2 располагается достаточно далеко от группы остальных исследованных образцов благодаря аномально высокой K_{Ic} ($8,6 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, т. е. на 75 % выше, чем у образца LV_A^{30}). Это может указывать на реализацию принципиально иного механизма упрочнения при низкой (2 Н) нагрузке на индентор. Образец LV_B , при измерении HV которого нагружающее воздействие индентора

было направлено перпендикулярно волокнам VB_2 , и образец со структурой эвтектики грубого конгломерата LV_C продемонстрировали слабую зависимость HV и K_{Ic} от величины нагрузки. Можно отметить сходство расположения точек этих образцов на диаграмме Эшби — при увеличении нагрузки на индентор от 2 до 30 Н HV и K_{Ic} снижаются на 5–15 %. При этом по абсолютной величине как HV , так и K_{Ic} образца LV_B заметно ниже, чем у образцов LV_C и LV_A .

По уровню HV образцы LV_C и LV_A превосходили монокристалл LaB_6 и приближались к HV монокристалла VB_2 , тогда как по величине K_{Ic} они существенно превосходили оба монокристаллических образца. Образец LV_B , несмотря на относительно низкую HV , по уровню K_{Ic} также превосходил монокристаллы LaB_6 и VB_2 . Измерение HV и K_{Ic} монокристаллов проводили только при нагрузке 2 Н, так как при более вы-

сокой нагрузке из-за сильного растрескивания не удалось достоверно определить размеры отпечатка и длину трещин.

Рассматривая структуру эвтектического сплава как самоармированный материал, в котором происходит упрочнение матрицы LaB_6 за счет формирования протяженных волокон VB_2 , можно отметить, что наиболее выраженный эффект упрочнения, отвечающий максимальным значениям HV и K_{Ic} при каждом из двух значений нагрузки на индентор, соответствует образцу LV_C . Можно предположить, что это связано с развитой боковой поверхностью протяженных кристаллов VB_2 в структуре эвтектики грубого конгломерата. По сравнению с цилиндрическими волокнами VB_2 в структуре стержневой эвтектики более сложная морфология кристаллов VB_2 грубого конгломерата может способствовать улучшению работы, затраченной на распространение трещины по более длинной траектории при обходе препятствия.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом холодного тигля получены сплавы в системе $\text{LaB}_6\text{--VB}_2$ с характерной эвтектической структурой. В структуре наблюдаются двухфаз-

ные эвтектические области стержневого типа с диаметром цилиндрических волокон VB_2 до 2 мкм и двухфазные эвтектические области грубого конгломерата с протяженными кристаллами VB_2 с поперечным сечением сложной формы и эквивалентным диаметром до 10–15 мкм.

Установлена зависимость HV и K_{Ic} от величины нагрузки на индентор, направления приложения нагрузки и типа эвтектической структуры. Максимальное значение K_{Ic} (8,6 МПа·м^{1/2}) и высокая HV (20,0 ГПа) зафиксированы для сплава со структурой стержневой эвтектики при приложении нагрузки на индентор 2 Н параллельно кристаллографической оси с VB_2 . Однако этот сплав продемонстрировал резкое ухудшение микромеханических характеристик с увеличением нагрузки до 30 Н.

Наибольший эффект упрочнения при нагрузке как 2 Н, так и 30 Н, выражающийся в сочетании высоких HV (20,5 ГПа при 2 Н и 20,0 ГПа при 30 Н) и K_{Ic} (6,5 МПа·м^{1/2} при 2 Н и 4,9 МПа·м^{1/2} при 30 Н) был продемонстрирован сплавом со структурой эвтектики грубого конгломерата.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-73-10180.

Библиографический список

1. **Paderno, Y. B.** Thermionic properties of $\text{LaB}_6\text{--}(\text{Ti}_{0,6}\text{Zr}_{0,4})\text{B}_2$ material / Y. B. Paderno, A. A. Taran, D. A. Voronovich [et al.] // *Functional Materials*. — 2008. — Vol. 15, № 1. — P. 63.
2. **Taran, A.** Thermionic emission of $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ quasi binary eutectic alloy with different ZrB_2 fibers orientation / A. Taran, D. Voronovich, D. Oranskaya [et al.] // *Functional materials*. — 2013. — Vol. 20, № 4. — P. 485–488. DOI: 10.15407/fm20.04.485.
3. **Yang, X.** Microstructure, mechanical and thermionic emission properties of a directionally solidified $\text{LaB}_6\text{--VB}_2$ eutectic composite / X. Yang, P. Wang, Z. Wang [et al.] // *Materials & Design*. — 2017. — Vol. 133. — P. 299–306. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.07.069.
4. **Berger, M. H.** Local investigation of the emissive properties of $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ eutectics / M. H. Berger, T. C. Back, P. Soukiasian [et al.] // *Journal of Materials Science*. — 2017. — Vol. 52, № 10. — P. 5537–5543. DOI: 10.1007/s10853-017-0816-0.
5. **Deng, H.** Crystallographic characterization and indentation mechanical properties of $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ directionally solidified eutectics / H. Deng, E. C. Dickey, Y. Paderno [et al.] // *Journal of materials science*. — 2004. — Vol. 39, № 19. — P. 5987–5994.
6. **Chen, C. M.** Characterization of $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ eutectic composite grown by the floating zone method / C. M. Chen, L. T. Zhang, W. C. Zhou // *Journal of crystal growth*. — 1998. — Vol. 191, № 4. — P. 873–878.
7. **Bogomol, I.** High-temperature strength of directionally reinforced $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ composite / I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylyuk [et al.] // *J. Alloys Compds*. — 2010. — Vol. 505, № 1. — P. 130–134. DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.05.003.
8. **Volkova, H.** The influence of Ti addition on fracture toughness and failure of directionally solidified $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ eutectic composite with monocrystalline matrix / H. Volkova, V. Filipov, Y. Podrezov // *J. Eur. Ceram. Soc*. — 2014. — Vol. 34, № 14. — P. 3399–3405. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.03.018.
9. **Bogomol, I.** The bending strength temperature dependence of the directionally solidified eutectic $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ composite / I. Bogomol, T. Nishimura, Y. Nesterenko [et al.] // *J. Alloys Compds*. — 2011. — Vol. 509, № 20. — P. 6123–6129.
10. **Paderno, Y. B.** Manufacturing, structure and thermionic properties of lanthanum hexaboride based composite cathode materials / Y. B. Paderno, A. A. Taran, E. K. Ostrovski [et al.] // *Functional Materials*. — 2001. — Vol. 8, № 4. — P. 714–717.
11. **Taran, A.** Review of LaB_6 , Re–W dispenser and $\text{BaHfO}_3\text{--W}$ cathode development / A. Taran, D. Voronovich, S. Plankovskyy, V. Paderno, V. Filipov // *IEEE Transactions on electron devices*. — 2009. — Vol. 56, № 5. — P. 760–765.
12. **Ordan'yan, S. S.** Interaction in the $\text{LaB}_6\text{--HfB}_2$ system / S. S. Ordan'yan, Y. B. Paderno, I. K. Khoroshilova [et al.] // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. — 1984. — Vol. 23, № 2. — P. 157–159. DOI: 10.1007/BF00792275.
13. **Ordan'yan, S. S.** Interaction in the $\text{LaB}_6\text{--CrB}_2$ system / S. S. Ordan'yan, Y. B. Paderno, E. E. Nikolaeva [et al.] // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. — 1984. — Vol. 23, № 5. — P. 387–389.
14. **Ordan'yan, S. S.** Phase relations in the $\text{LaB}_6\text{--W}_2\text{B}_5$ system / S. S. Ordan'yan, D. D. Nesmelov, S. V. Vikhman // *Inorganic Materials*. — 2009. — Vol. 45, № 7. — P. 754–757. DOI: 10.1134/S0020168509070097.

15. **Loboda, P. I.** Phase relations in the $\text{LaB}_6\text{--MoB}_2$ system / P. I. Loboda, G. P. Kysla, I. I. Bogomol [et al.] // *Inorganic Materials*. — 2009. — Vol. 45, № 3. — P. 246–249. DOI: 10.1134/S0020168509030042.

16. **Kysla, G.** Ceramic materials of the quasi-binary $\text{LaB}_6\text{--MoB}_2$ system / G. Kysla, P. Loboda // *Processing and Application of Ceramics*. — 2007. — Vol. 1, № 1/2. — P. 19–22. DOI: 10.2298/PAC0702019K.

17. **Wang, Y.** Preparation, characterization and properties of $\text{La}_{0.6}\text{Ce}_{0.3}\text{Pr}_{0.1}\text{B}_6\text{--ZrB}_2$ directionally solidified eutectic grown via the optical floating zone technique / Y. Wang, X. Yang, S. Ning, Z. Wang, B. Xu, J. Zhang // *J. Alloys Compds*. — 2020. — Vol. 818. — Article № 152924.

18. **Gunjishima, I.** Characterization of directionally solidified $\text{B}_4\text{C--TiB}_2$ composites prepared by a floating zone method / I. Gunjishima, T. Akashi, T. Goto // *Materials Transactions*. — 2002. — Vol. 43, № 4. — P. 712–720.

19. **Chen, C. M.** Characterization of $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ eutectic composite grown by the floating zone method / C. M. Chen, L. T. Zhang, W. C. Zhou // *Journal of crystal growth*. — 1998. — Vol. 191, № 4. — P. 873–878.

20. **Bogomol, I.** Directionally solidified ceramic eutectics for high-temperature applications / I. Bogomol, P. Loboda

// *MAX Phases and Ultra-High Temperature Ceramics for Extreme Environments*. — 2013. — P. 303. DOI: 10.4018/978-1-4666-4066-5.ch010.

21. **Несмелов, Д. Д.** Кристаллизация эвтектических структур в системе $\text{LaB}_6\text{--W}_2\text{B}_5\text{--NbB}_2$ / Д. Д. Несмелов, Е. С. Новоселов, С. В. Вихман // *Физика и химия стекла*. — 2022. — Т. 48, № 1. — С. 34–43. DOI: 10.31857/S0132665122010097.

22. **Орданьян, С. С.** О закономерностях взаимодействия в системах $\text{LaB}_6\text{--Me}^{\text{IV-VI}}\text{B}_2$ / С. С. Орданьян // *Неорганические материалы*. — 1988. — Т. 24, № 2. — С. 235–238.

23. **Орданьян, С. С.** Взаимодействие в системах $\text{LaB}_6\text{--Me}^{\text{V}}\text{B}_2$ / С. С. Орданьян, Е. Е. Николаева, Л. В. Козловский // *Неорганические материалы*. — 1984. — Т. 20, № 11. — С. 1821–1824.

24. **Beshta, S. V.** Phase relations in the $\text{ZrO}_2\text{--FeO}$ system / S. V. Beshta, E. V. Krushinov, V. I. Al'myashev [et al.] // *Russian journal of inorganic chemistry*. — 2006. — Vol. 51, № 2. — P. 325–331. DOI: 10.1134/S0036023606020227. ■

Получено 21.04.22

© Д. Д. Несмелов, Е. С. Новоселов, Д. П. Данилович, В. И. Альмяшев, 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



CERAMICS IN EUROPE 2022

Kraków 10th–14th July 2022

ICC9



КЕРАМИКА В ЕВРОПЕ 2022

XVII конференция и выставка ECerS (ECerS XVII),
9-я Международная керамическая конференция (ICC9)
и конференция Electroceramics XVIII
запланированы как совместная конференция
в г. Кракове, Польша, с 10 по 14 июля 2022 г.

Для получения дополнительной информации
посетите веб-сайт конференции:

www.ceramicsineurope2022.org

