УДК 538.539.2 539.3

КОМПОЗИТЫ С ВОЛОКНОМ МУЛЛИТ-ОКСИД ЦИРКОНИЯ И МОЛИБДЕНОВОЙ МАТРИЦЕЙ: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

С.Т. Милейко, А.А. Колчин, В.А. Чумичёв, Н.И. Новохатская, Н.А. Прокопенко, О.Ф. Шахлевич

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия

Впервые получены и исследованы композиты с волокнами муллит-ZrO₂ и молибденовой матрицей; исследованы их макро- и микро-структуры, прочность при комнатной и высокой температурах, а также чувствительность к надрезу. Обнаружены некоторые специфические особенности микроструктуры волокон. Показано, что прочность композитов с волокнами муллит-ZrO₂ некоторых составов оказываются достаточно прочными вплоть до температуры 1400 °C. Все композиты оказываются слабо чувствительными к надрезу.

Ключевые слова: композиты, муллит, оксид циркония, молибденовая матрица, прочность, чувствительность к надрезу.

MULLITE-ZRO₂-FIBRE/MO-MATRIX COMPOSITES: FABRICATION, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

S.T.Mileiko, A.A.Kolchin, V.A.Chumichev, N.I.Novokhatskaya, N.A.Prokopenko, O.F.Shakhlevich

Institute of Solid State Physics of RAS, Chernogolovka, Moscow distr., Russia

Composite with mullite- ZrO_2 fibres and molybdenum matrix are obtained for the first time; their macroand micro-structures, room and high temperature strength as well as damage tolerance are studied. Some special features of the fibre microstructures are revealed. It is shown that composites with fibres of some mullite- ZrO_2 compositions are sufficiently strong at temperatures up to 1400°C. All composites are characterized by high damage tolerance.

Keywords: composites, mullite, zirconia, molybdenum matrix, microstructure, strength, damage tolerance.

1. Введение

Очевидная необходимость разработки жаропрочных материалов с температурой выше предельной рабочей температуры никелевых суперсплавов, которая в перспективе не может превысить ~1100 °C, вызвала к жизни исследования в направлении разработки новых сплавов и композитов. В первом направлении [1], как правило, два металла рассматриваются в качестве основы новых жаропрочных материалов – ниобий и молибден. В последние примерно 5 лет некоторые исследователи перспективными материалами такого типа рассматривают так называемые высоко-энтропийные материалы (ВЭСы) [2]. В качестве альтернативы металлическим сплавам композиты типа SiC_f-SiC_m рассматриваются в первую очередь. Состояние дел и перспективы этих и других композитов с керамической матрицей регулярно обсуждаются на серийной конференции HT CMC (Высокотем-пературные Композиты с Керамической Матрицей), очередная из которых состоялась в июне 2016 г.

Основная тенденция в разработке ниобиевых сплавов – легирование ниобия кремнием и некоторыми тугоплавкими металлами с тем, чтобы сформировать частицы сложных силицидов в металлической матрице. Главная проблема здесь состоит в такой подстройке структуры, которая обеспечивала бы баланс сопротивления ползучести, трешиностойкости и сопротивления окислению материала, который удовлетворял бы жестким требованиям к материалу рабочей лопатки газовой турбины. Ниобиевый сплав, описанный в [3], имеет очень высокое сопротивление ползучести при температуре 1500 °C, определяемое большим содержанием силицидов в ниобиевой матрице, но эта же структура определяет и очень низкую трещиностойкость сплава при комнатной температуре, что исключает возможность его практического использования. Современные ниобиевые сплавы [4,5] характеризуются достаточно высокой трещиностойкостью и сопротивлением окислению, что позволяет их использовать при температурах до примерно 1200 °C. В детальном обзоре [6] описан, по-видимому, один из лучших сплавов на основе ниобия - Nb-10Ti-5Mo -5W-18Si.

Дальнейшего повышения рабочих температур жаропрочных материалов планируется добиться должной подстройкой структур молибденовых сплавов. Основное направление здесь - разработка сплавов в системе Mo-Si-B. Характеристики ползучести [7] и жаростойкости сплавов этой системы [8] достаточно хороши, по крайней мере, - ло температуры 1300 °C; однако, трещиностойкость их соответствует трещиностойкости конструкционной керамики [9], что исключает их применение в сегодняшнем состоянии в качестве материалов рабочей лопатки газовой турбины.

Известными достоинствами ВЭСов являются, во-первых, возможность улучшения баланса прочность – трещиностойкость по сравнению со сплавами традиционных структур [10], и во-вторых, наличие систем, характеризующихся повышенным сопротивлением окислению при высоких температурах. Однако, отсутствие в многочисленных публикациях данных о крипостойкости такого рода материалов при действительно высоких температурах не позволяет судить о перспективности ВЭСов как жаропрочных материалах для температур выше 1200 °С.

Композиты с керамической матрицей, несомненно, будут развиваться, прежде всего, в сторону повышения рабочих температур. В части SiC-SiC композитов это будет обеспечено разработкой эффективных защитных покрытий, оксид-оксидные композиты будут совершенствоваться с разработкой более крипостойких волокон, монокристаллических и эвтектических, получаемых кристаллизацией расплава.

Одним из наиболее перспективных направлений разработки жаропрочных композитов является использование металлической матрицы, которая обеспечивает достаточно высокую трещиностойкость композитов. Жаростойкая матрица на основе никеля имеет два недостатка. Во-первых, использование оксидных волокон позволяет получать достаточно крипостойкие, по крайней мере, до температур около 1200°С, композиты [11], однако в силу плохой смачиваемости расплавами оксидов, и как следствие, недостаточно прочной границы раздела, - поведение такого типа композитов при термоциклировании не будет достаточно приемлемым. Этот недостаток, по-видимому, устраним, но второй – относительно низкая температура плавления матрицы – ограничивает температуру использования указанной выше.

Поэтому остаётся два пути – применение упомянутых выше высокоэнтропийных сплавов [12] и тугоплавких металлов в качестве матриц. Второй вариант оказывается возможным в силу, во-первых, показанной ранее возможности существенного торможения окисления молибдена путём соответствующего выбора химсостава волокна [13,14], и, во-вторых, отмеченной выше возможности разработки достаточно жаростойких молибденовых сплавов.

В настоящей работе получены и исследованы композиты с молибденовой матрицей и волокнами, состоящими из муллита (сложный оксид в системе Al₂O₃-SiO₂) и оксида циркония. Авторов подвигли к этому исследованию, в частности, опубликованные данные по получению и исследованию кристаллизованных из расплава стержней из указанного оксида эвтектического состава и состава, сдвинутого относительно эвтектической точки [15,16].

2. Получение композитных образцов

Композитные образцы получались по технологии, основанной на методе внутренней кристаллизации, состоящем из (1) подготовки молибденового каркаса с непрерывными цилиндрическими каналами с характерным размером поперечного сечения ~ 100 мкм; (2) пропитки каналов расплавом оксида; (3) кристаллизации оксидов, образующих волокна, в в каналах молибденовой матрицы. Эта схема описана ранее в ряде публикаций (см., например [17]) и поэтому не требует детального описания в настоящей статье.

В отличие от цитированных выше работ по исследованию структуры и прочности эвтектики и двух неэвтектических составов в системе муллит-ZrO₂, в настоящей работе исследованы композиты с волокнами эвтектических (E-1) и неэвтектических (E-2 – E-7) составов (см. Табл. 1). Состав E-1 соответствует эвтектике $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 - ZrO_2$, составы E-2 и E-6 сдвинуты по линии $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 - ZrO_2$ в сторону ZrO₂ и $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, соответственно (тройная диаграмма $Al_2O_3 - SiO_2 - ZrO_2$ приводится в [15]). Остальные три состава сдвинуты относительно упомянутой линии в сторону оксида алюминия. Волокна кристаллизовались со скоростями перемещения оксид-молибденовых блоков 10-50-250 мм/мин, что примерно соответствует скорости кристаллизации.

Основная часть получаемых образцов имеет вид, представленный на Рис. 1 (слева) с размерами ~ 5×15×65 мм³. В эти образцы вносился надрез с помощью алмазного диска, при этом его длина составляла около половины высоты образца (~ 7.5 мм), радиус в кончике ~ 0.15 мм. Эти образцы имеют пяти-

Таблица 1

Использованные для получения волокон исходные сочетания оксидов (масс %). Составы E-1, E-2 и E-6 соответствуют исследованной в [15,16] керамике (C₁, C₂ and C₃, соответственно) Table 1

Compositions of the raw mixtures of oxides used to crystallise the fibres. Compositions E-1, E-2 and E-6 correspond to ceramics C₁, C₂ and C₃, respectively studied in Ref. [15,16].

	ZrO_2	SiO_2	Al_2O_3
E-1 (C ₁)	30	20	50
E-2 (C ₂)	67	10	23
E-3	67	7	26
E-4	68	8	24
E-6 (C ₃)	16	24	60
E-7	23	24	53



Рис. 1. Образец для измерения критического коэффициента интенсивности напряжений (слева). Схема разрезки основного образца для получения шести малых образцов для определения прочности композита (справа). Анизотропная в плоскости, нормальной к направлению вытягивания образца в процессе кристаллизации волокон, структура композита иллюстрируется изображением внизу

A specimen for measuring critical stress intensity factor (left side). Schematic of cutting the specimen to make six smaller specimens for measuring composite strength (right side). The picture at the bottom illustrates an anisotropic structure of the specimens in a plane normal to the direction of pulling-up during crystallization of the fibres

значный номер типа АХХХХ, при этом первый знак – буква латинского алфавита, Х – цифра. После испытания образца с надрезом, он разрезался на 6 суб-образцов для испытания на изгиб их номер становился АХХХХҮ, где Y = 1,...6 как показано на Рис. 1 (справа), при этом с торцов образцов 1-3 начиналась кристаллизация волокон.

3. Макро- и микро- структура образцов

Макроструктура образцов типична для оксид-молибденовых композитов, она иллюстрируется на

Рис. 2. Макроструктура определяется составом исходной смеси ZrO₂-SiO₂-Al₂O₂ и скоростью кристаллизации волокон. На Рис.3–7 представлены типичные микроструктуры волокон в сечениях ~ 5 мм от верхнего торца образцов (номера AXXXX (1-3)) и \sim 5 мм от нижнего торца (номера AXXXX (4-6)). Рентгеновские спектры двух типов волокон (Е-1 и Е-2) представлены на Рис. 8.

Можно отметить следующие характерные особенности микроструктур:

1. Микроструктура волокна в поперечном сечении образца отличается разнообразием. Тем не менее, можно выбрать типичные, наиболее повторяющиеся микроструктуры, представленные в большом увеличении на упомянутых выше СЭМ-микрофотографиях.

2. Микроструктура волокна изменяется по длине. Как правило, с удалением сечения от верхнего торца образца (зона начала кристаллизации) микроструктура огрубляется. Это, в частности, наблюдается на размере включений оксида циркония (белая фаза).

3. Рентгеновский микроанализ тёмной фазы (некоторые результаты приводятся в таблицах, включённых в иллюстрации микроструктур волокон) показывае, что в волокнах присутствует как муллит 2Al₂O₃·SiO₂, так и 3Al₂O₃·SiO₂, при этом второй обычно не кристаллизуется из расплава.

4. Скорость кристаллизации не влияет существенно на характерный размер структуры для всех составов, за исключением эвтектического. В последнем случае наблюдается обычное уменьшение характерного размера структуры с ростом скорости кристаллизации.

5. Во многих волокнах наблюдается дендритный рост ZrO₂-фазы в муллитовой матрице.

6. Неожиданным оказывается присутствие тетрагональной фазы ZrO₂ в волокнах эвтектического состава (напомним, в исходной смеси порошков отсутствовал стабилизирующий тетрагональную фазу оксид иттрия). С отклонением от эвтектического состава в сторону оксида циркония преобладающей оказывается моноклинная фаза.

Ключевой вопрос в связи с этим состоит в том, как эти особенности структуры волокна влияют на механические характеристики композитов. Этот вопрос обсуждается в следующем разделе.





Рис. 2. СЭМ-микрофотография поперечного (слева) и продольного (справа) сечения образца С0130 (состав Е-2, скорость вытягивания 250 мм/мин)

SEM-micrographs of a cross-section (left) and longitudinal section (right) of specimen C0130 (composition E-2, pulling-up rate 250 mm/min)



Puc. 3. Характерные микроструктуры волокон состава E-1 в композитах, полученных при скоростях кристаллизации 50 и 250 мм/мин. Указаны также величины прочности композитных образцов Characteristic microstructures of fibres of the E-1 composition obtained at crystallization rates 50 and 250 mm/min. Also the strength values of the specimens are shown



Puc. 4. Характерные микроструктуры волокон состава E-2 в композитах, полученных при скоростях кристаллизации 50 и 250 мм/мин. Таблица даёт результаты микроанализа в волокне образца C01302 Characteristic microstructures of fibres of the E-2 composition obtained at crystallization rates 50 and 250 mm/min. The Table gives results of the X-ray microanalysis in a fibre of specimen C01302



Puc. 5. Характерные микроструктуры волокон состава E-6 в композитах, полученных при скорости кристаллизации 50 мм/мин. Таблица даёт результаты микроанализа в волокне образца C10235 Characteristic microstructures of fibres of the E-6 composition obtained at crystallization rate 50 mm/min. The Table gives results of the X-ray microanalysis in a fibre of specimen C10235



Рис. 6. Характерные микроструктуры волокон состава Е-4 в композитах, полученных при скоростях кристаллизации 50 и 250 мм/мин

Characteristic microstructures of fibres of the E-4 composition obtained at crystallization rates 50 and 250 mm/min



Рис. 7. Характерные микроструктуры волокон состава E-7 в композитах, полученных при скорости кристаллизации 250 мм/мин

Characteristic microstructures of fibres of the E-7 composition obtained at crystallization rate 250 mm/min



Puc. 8. Рентгеновские спектры волокон двух составов, полученных при скорости кристаллизации 50 мм/мин. X-ray spectra of the fibres of two compositions obtained at crystallization rate 50 mm/min.

4. Механические свойства

4.1. Техника испытаний

Техника измерения величины кажущегося критического коэффициента интенсивности напряжений K^* изложена в статье [18]. Она состоит в использовании стандартизованной ASTM для металлов техники, при этом термин «кажущийся» возникает потому, что эта методика не даёт величины $K_{\rm IC}$, которую можно было бы использовать во всех дальнейших процедурах линейной механики разрушения, позволяющих оценить предельные нагрузки элементов конструкции с дефектом. В этом эксперименте (измерение максимальной нагрузки при испытании образца с надрезом на изгиб) получаем также прочность s_N образца с надрезом, вычисленную ка прочность сплошной части образца без учета концентрации напряжений.

Измерение прочности σ_0 на изгиб образцов с характерными размерами 5×5×30 – вынужденная мера в силу невозможности получения более длинных суб-образцов. Поэтому для контроля испытывались также исходные образцы длиной ~ 65мм, при этом результаты двух серий испытаний оказывались в пределах обычного разброса данных.

Эти две совокупности данных дают осреднённую величину σ_N / σ_0 , трактуемую обычно как чувствительность к надрезу материала, позволяющую сравнивать материалы по их damage tolerance или допустимости повреждений.

4.2. Прочность

Полученные данные по прочности при комнатной и высокой температурах композитов с волокнами разного состава в зависимости от скорости кристаллизации приведены на Рис. 9. Можно видеть, что вопервых, при комнатной температуре зависимости прочности от скорости кристаллизации не наблюдаются для всех составов волокна. В то же время при температуре 1400 °C с увеличением скорости кристаллизации наблюдается некоторый рост прочности композитов с волокнами состава Е-2. Окончательный вывод об оптимальном составе и структуре волокон можно будет сделать на основании систематических испытаний композитов на ползучесть.

4.3. Трещиностойкость

Как отмечалось выше, измерения в соответствии со стандартом ASTM величина *К** носит относительно условный характер. Тем не менее, полученные в этих измерениях данные приведены на Рис. 10 в виде



Рис. 9. Прочность композитов с волокнами различного состава в зависимости от скорости кристаллизации. Светлые и тёмные точки одной формы соответствуют одному составу волокон для температур 20 и 1400 °C, соответственно

Strength of the composites with the fibres of various compositions versus pulling-up rate in the fibre crystallization process. Open and solid points of the same for a particular fibre composition stand for RT and 1400 °C



Puc. 10. Зависимость кажущегося коэффициента интенсивности напряжения композитных образцов от состава армирующего волокна. По оси X отложен номер состава в соответствии с Таблицей 1 Dependence of the apparent stress intensity coefficient of the composite specimens on the reinforcing fibres composition. The X-axis presents the composition number according to Table 1

зависимости K^* от состава волокна и скорости кристаллизации. Для всех составов волокна, кроме Е-7, измеренная величина K^* не зависит ни от состава, ни от скорости кристаллизации, средняя величина K^* равна 17.4 МПа•м^{1/2}, среднее квадратичное отклонение составляет 3.55 МПа•м^{1/2}.

Более показательной величиной является чувствительность к надрезу, определённая выше. Представляет интерес соотнести эти две величины, что сделано на Рис. 11. Как видно, здесь лидируют составы Е-1, Е-6 и Е-7, при этом некоторые композиты оказываются нечувствительными к надрезу – свойство, немыслимое для металлических сплавов с традиционными схемами упрочнения.



Рис. 11. Корреляция между чувствительностью к надрезу композитов и кажущимся коэффициентом интенсивности напряжений

Correlation between the notch the sensitivity and apparent stress intensity coefficient of the composites

5. Выводы

1. Впервые получены и систематически исследованы композиты с волокнами муллит-ZrO₂ и молибденовой матрицей.

2. Показано, что микроструктура волокна характеризуется рядом особенностей. В частности, в волокнах присутствует как муллит 2Al₂O₃·SiO₂, так и 3Al₂O₃·SiO₂, при этом второй обычно не кристаллизуется из расплава. Для некоторых составов характерно присутствие тетрагональной высокотемпературной фазы оксида циркония. Структура волокна меняется с его высотой, как правило, оказываясь более грубой в нижней (относительно направления кристаллизации) части образца. Скорость кристаллизации не влияет существенно на характерный размер структуры для всех составов, за исключением эвтектического. В последнем случае наблюдается обычное уменьшение характерного размера структуры с ростом скорости кристаллизации.

3. Заметное влияние структуры и скорости кристаллизации на прочность композитов при комнатной температуре не наблюдается, при высокой температуре наиболее прочными оказываются композиты с волокнами эвтектической и смещённой в сторону оксида циркония составов, при этом наблюдается некоторый рост прочности с увеличением скорости кристаллизации от 10 до 250 мм/мин.

4. Все композиты характеризуются повышенной нечувствительностью к надрезу по сравнению с молибденовой матрицей. Для некоторых составов армирующего волокна (эвтектического и состава с преобладанием муллита 2Al₂O₃·SiO₂) отношение σ_N / σ_O может достигать 1.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект 16-19-10624.

Библиографический список

1. M. Heilmaier, M. Krъger, H. Saage, J. Rusler, D. Mukherji, U. Glatzel, R. Vulkl, R. Hьttner, G. Eggeler, Ch. Somsen, and T. Depka, Metallic materials for structural applications beyond nickel-based superalloys. *J. Metals*, **61** (2009) 61-67.

2. International Conference on High-Entropy Materials, Hsinchu, Taiwan, November 6-9, 2016, *Program and Abstracts*, pp 1-159.

3. R. Tanaka, R., Kasama, A., Fujikura, M., Iwanaga, I., Tanaka, H., Matsumura, Y.: Research and development of niobium-based superalloys for hot components of gas turbines, *Proc. Intern. Gas Turbine Congress Tokyo*, 1-5 (2003).

4. I. Grammenos and P. Tsakiropoulos, Study of the role of Hf, Mo and W additions in the microstructure of Nb-20Si silicide based alloys, *Intermetallics*, **19** (2011) 1612-1621.

5. US Patent 7,704,335 published April 27, 2010.

6. S. Drawin, J.F. Justin, Advanced Lightweight Silicide and Nitride Based Materials for Turbo-Engine Applications, *J Aerospace Lab*, 2011 #3, 1-13

7. P. Jain and K.S. Kumar, Tensile creep of Mo-Si-B alloys, Acta Mater., 58 (2010) 2124-2142.

8. S. Majumdar, D. Schliephake, B. Gorr, H.-J. Christ, and M. Heilmaier, Effect of Yttrium Alloying on Intermediate to High-Temperature Oxidation Behavior of Mo-Si-B Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A* **44A** (2013) 2243-2257.

9. J.A. Lemberg, M.R. Middlemas, T. Weinggrtner, B. Gludovatz, J.K. Cochran, and R.O. Ritchie, On the fracture toughness of fine-grained Mo-3Si-1B (wt.%) alloys at ambient to elevated (1300oC) temperatures *Intermetallics*, **20** (2012) 141-154.

10. E. George, R.O. Ritchie, Program and Abstracts, On the fracture toughness and fatigue crack propagation properties of CrCoNi-based medium- and high- enterpy alloys at ambient to cryogenic temperatures, *Program and Abstracts, International Conference on High Entropy Materials*, Taiwan, November 6-9, 2016, p. 33.

11. С.Т. Милейко, Жаропрочные композиты с металлической матрицей, *Прикладная механика и тех*ническая физика, 2014, № 1, 166-178.

12. S.T. Mileiko, S.A. Firstov, N,A. Novokhatskaya, V.F. Gorban', N.P. Krapivka, Oxide-fibre/high-entropyalloy-matrix composites, *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*, **76** (2015) 131-134.

13. С.Т. Милейко и Н.И. Новохатская, Об одной возможности построения жаропрочных жаростойких композитов с тугоплавкой металлической матрицей, *Композиты и наноструктуры*, 2012, № 4, 5-14.

14. S. T. Mileiko, N.I. Novokhatskaya, High temperature oxide-fibre/molybdenum-matrix composites of improved oxidation resistance, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **24** (2015) 2836-2840.

15. R.G. Carvalho, M.S. Pires, A.J.S. Fernandes, R.F. Silva, F.M. Costa, Directionally solidified eutectic and off-eutectic mullite-zirconia fibres, *J. Europ. Cer. Soc.* **33** (2013) 953–963.

16. R.G. Carvalho, F.J. Oliveira, R.F. Silva, F.M. Costa, Mechanical behaviour of zirconia–mullite directionally solidified eutectics, *Materials and Design*, **61** (2014) 211-216.

17. С.Т. Милейко, Композиты и наноструктуры, Композиты и Наноструктуры, 2009, №1, 6-37.

18. С.Т. Милейко, Синергизм в композитах, Композиты и Наноструктуры, 7 (2015), 191-206.

References

1. М. Heilmaier, M. Krъger, H. Saage, J. Rusler, D. Mukherji, U. Glatzel, R. Vulkl, R. Hъttner, G. Eggeler, Ch. Somsen, and T. Depka, Metallic materials for structural applications beyond nickel-based superalloys. *J. Metals*, **61** (2009) 61-67.

2. International Conference on High-Entropy Materials, Hsinchu, Taiwan, November 6-9, 2016, *Program and Abstracts*, pp 1- 159.

3. R. Tanaka, R., Kasama, A., Fujikura, M., Iwanaga, I., Tanaka, H., Matsumura, Y.: Research and development of niobium-based superalloys for hot components of gas turbines, *Proc. Intern. Gas Turbine Congress Tokyo*, 1-5 (2003)

4. I. Grammenos and P. Tsakiropoulos, Study of the role of Hf, Mo and W additions in the microstructure of Nb-20Si silicide based alloys, *Intermetallics*, **19** (2011) 1612-1621.

5. US Patent 7,704,335 published April 27, 2010.

6. S. Drawin, J.F. Justin, Advanced Lightweight Silicide and Nitride Based Materials for Turbo-Engine Applications, *J Aerospace Lab*, 2011 #3, 1-13

7. P. Jain and K.S. Kumar, Tensile creep of Mo-Si-B alloys, Acta Mater., 58 (2010) 2124-2142.

8. S. Majumdar, D. Schliephake, B. Gorr, H.-J. Christ, and M. Heilmaier, Effect of Yttrium Alloying on Intermediate to High-Temperature Oxidation Behavior of Mo-Si-B Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A* **44A** (2013) 2243-2257.

9. J.A. Lemberg, M.R. Middlemas, T. Weinggrtner, B. Gludovatz, J.K. Cochran, and R.O. Ritchie, On the fracture toughness of fine-grained Mo-3Si-1B (wt.%) alloys at ambient to elevated (1300°C) temperatures *Intermetallics*, **20** (2012) 141-154.

10. E. George, R.O. Ritchie, Program and Abstracts, On the fracture toughness and fatigue crack propagation properties of CrCoNi-based medium- and high- enteopy alloys at ambient to cryogenic temperatures, *Program and Abstracts, International Conference on High Entropy Materials*, Taiwan, November 6-9, 2016, p. 33.

11. Mileiko S.T., Heat-resistant metal matrix composites, *Prikladnaja mehanika i tehnicheskaja fizika - Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2014, <u>no 1</u>, 166-178 (in Russian).

12. S.T. Mileiko, S.A. Firstov, N,A. Novokhatskaya, V.F. Gorban', N.P. Krapivka, Oxide-fibre/high-entropyalloy-matrix composites, *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*, **76** (2015) 131-134.

13. Mileiko and N.I. Novokhatskaya, On a possibility to make heat resistant composites of high gas corrosion resistance based on refractory metal matrix, *Kompozity i nanostruktury - Composites and Nanostructures*, 2012, <u>no 4</u>, 5-14 (in Russian).

14. S. T. Mileiko, N.I. Novokhatskaya, High temperature oxide-fibre/molybdenum-matrix composites of improved oxidation resistance, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **24** (2015) 2836-2840.

15. R.G. Carvalho, M.S. Pires, A.J.S. Fernandes, R.F. Silva, F.M. Costa, Directionally solidified eutectic and off-eutectic mullite-zirconia fibres, *J. Europ. Cer. Soc.* **33** (2013) 953–963.

16. R.G. Carvalho, F.J. Oliveira, R.F. Silva, F.M. Costa, Mechanical behaviour of zirconia–mullite directionally solidified eutectics, *Materials and Design*, **61** (2014) 211-216.

17. S.T. Mileiko, Composites and Nanostructures. *Kompozity i nanostruktury - Composites and Nanostructures*. 2009; no 1, 6-37 (in Russian).

18. S.T. Mileiko, Synergy in composites, *Kompozity i nanostruktury - Composites and Nanostructures*, 7 (2015) 191-206 (in Russian).

Сведения об авторах

С.Т. Милейко: д-р техн. наук, гл. научный сотрудник Института физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия, <u>mileiko@issp.ac.ru</u>, тел +7(49652) 2 24 93;

А.А. Колчин: вед. инженер Института физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия, kolchin@issp.ac.ru, тел +7(49652) 2 82 25;

В.А. Чумичев: инженер Института физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия, <u>vachumichev@mail.ru</u>, тел +7(49652) 2 84 02;

Н.И. Новохатская: канд. техн. наук, ст. научный сотрудник Института физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия, <u>novokh@issp.ac.ru</u>, тел +7(49652) 2 83 97;

Н.А. Прокопенко: инженер Института физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия, <u>nelly@issp.ac.ru</u>, тел +7(49652) 2 84 38;

О.Ф. Шахлевич: инженер Института физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия, <u>olga_shh@mail.ru</u>, тел +7(49652) 2 83 86.