

Д. т. н. М. Л. Хазин, д. х. н. Р. А. Апакашев, д. т. н. С. Я. Давыдов (✉)

ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»,
Екатеринбург, Россия

УДК 620.22-419-033:666.3

ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ДИСПЕРСНО-АРМИРОВАННЫХ ЧАСТИЦАМИ КЕРАМИКИ

Повышенная устойчивость к нагреву является одним из важных требований при создании перспективных материалов и изделий из них. Такому требованию потенциально удовлетворяют функциональные металломатричные композиционные материалы, армированные частицами керамики и обладающие высокими физико-механическими свойствами. По причине доступности и высокой технологичности существенную часть металломатричных материалов составляют композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов. В настоящей статье предлагается новый способ получения дисперсно-армированных алюмоматричных композиционных материалов, основанный на совмещении метода порошковой металлургии и метода *in situ*. Технический результат предлагаемого способа — исключение затрат на специальное оборудование и оснастку для создания как механического давления на заготовку в процессе нагрева, так и вакуума или среды инертного газа.

Ключевые слова: композиционные алюмоматричные материалы, метод *in situ*, дисперсное армирование, дисперсно-армированные частицы керамики.

Устранение несоответствия между требованиями новой техники к конструкционным материалам и возможностями классических сплавов в настоящее время возможно путем создания композиционных материалов, имеющих преимущество по прочности, жесткости, износостойкости, трещиностойкости и повышенной температуре эксплуатации. Таким требованиям потенциально удовлетворяют функциональные металломатричные композиционные материалы, обладающие, как правило, наилучшими физико-механическими свойствами при меньшей плотности и позволяющие работать при более высоких нагрузках, скоростях, температурах, агрессивности сред и т. д. [1–4].

Современное машиностроение испытывает недостаток в материалах с высокими механическими свойствами и термической стойкостью, поэтому повышение рабочей температуры является одной из важных задач при создании перспективных материалов и изделий из них [5]. Среди них на первом месте по объему применения находятся композиционные материалы

на основе алюминиевых и титановых матриц, армированных частицами и волокнами. Композиционные материалы на основе титановых и интерметаллидных титановых сплавов, армированные волокнами, применяют, например, в высоконагруженных элементах конструкций: лопатках компрессоров и турбин, тягах, рычагах, сосудах высокого давления. Низконаполненные дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе алюминия используют в гидравлических системах, элементах силового набора, в обшивках топливных баков; высоконаполненные композиционные материалы с алюминиевой матрицей — в силовой электронике (импульсные источники питания, системы управления электрическими приводами, IGBT-модули и др.) [6, 7].

Потребность в легких и прочных материалах в современных условиях эксплуатации машин и механизмов достаточно велика (рис. 1). Улучшенные физико-механические свойства делают композиционные материалы безальтернативными для применения в теплонагруженных узлах и деталях перспективных изделий авиационно-космической техники, наземных, энергетических, нефте-, газоперекачивающих, транспортных системах и в новых областях общего и специального машиностроения. Керамические композиционные материалы отвечают более высоким требованиям по удельной прочности материалов и топливной эффективности двигательных установок, уровню шума и показателям



С. Я. Давыдов
E-mail: davidovtrans@mail.ru

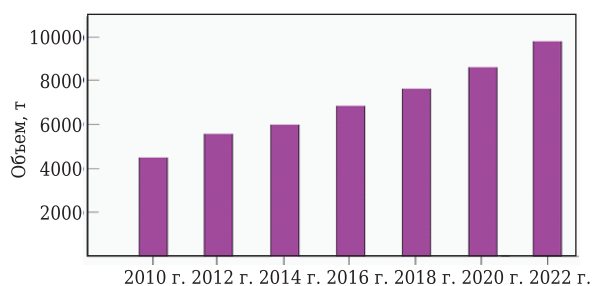


Рис. 1. Количество металломатричных композиционных материалов, используемых в промышленности

отрицательного воздействия на окружающую среду.

Значительную часть металломатричных материалов составляют композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов по причине их доступности, низкой плотности и высокой технологичности. Упрочнение алюминиевых сплавов производится карбидами, нитридами, оксидами и другими дисперсными частицами [8–10], что обеспечивает возможность разработки материалов для специализированного применения [10–12].

Дисперсно-армированные алюмоматричные композиты можно получать разными способами, большую часть которых можно разделить на три группы: жидкофазные, твердофазные и гетерофазные.

Твердофазные способы заключаются в предварительном совмещении (объединении) исходных компонентов в твердом порошкообразном состоянии — металлической матрицы и армирующих элементов. Затем следует прессование с последующим спеканием [13–16].

Жидкофазные методы получения композиционных материалов обычно состоят из трех основных этапов: плавления матричного сплава, введения армирующих компонентов, кристаллизации расплава. Требуемая структура матрицы в основном зависит от условий ее кристаллизации и может существенно повлиять на распределение армирующих частиц в объеме композиционного материала [16–18]. Жидкофазные методы являются наиболее универсальными, поскольку позволяют получать изделия разных форм и размеров в условиях серийного и крупносерийного производства.

В настоящее время часто применяют метод *in situ*, при котором наполнитель синтезируется из исходных компонентов непосредственно в процессе получения композиционного материала [19]. При этом устраняются трудности, присущие смачиванию и объединению отдельных компонентов, что наблюдается при других методах получения композиционных материалов. Кроме образования керамических и оксидных частиц в металлических расплавах за счет ре-

акции взаимодействия составных элементов или реакций термического разложения возможен синтез интерметаллических и металлических армирующих частиц [1, 20].

Отмеченные распространенные способы синтеза металломатричных композиционных материалов имеют сильные и слабые стороны. Так, твердофазные способы часто не обеспечивают прочную связь армирующих частиц с металлической матрицей. Жидкофазные способы требуют защиты металлического расплава от окисления, в первую очередь кислородом воздуха. Кроме того, при использовании метода замешивания армирующие частицы при прекращении перемешивания распределяются в матрице неравномерно [21, 22]. При этом существенными компонентами себестоимости металломатричных композиционных материалов являются затраты на специальное оборудование и оснастку, а также энергозатраты.

ПРОВЕДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТА

В настоящей работе предлагается новый способ получения дисперсно-армированных алюмоматричных композиционных материалов, основанный на совмещении метода порошковой металлургии и метода *in situ* [23, 24]. При этом комбинируются технологические операции, минимизирующие основные недостатки твердофазного и жидкофазного методов синтеза композитов. Способ заключается в смешивании реакционной смеси из термореагирующих компонентов в виде порошков металлов, углерод-, или азот-, или бор-, или кремнийсодержащих соединений и матричного компонента. Бор не растворяется в алюминии и образует с ним тугоплавкие и имеющие высокую твердость бориды [25].

В эксперименте использовали порошки различных металлов: первичного алюминия (марка А0), первичного магния (марка Мг90), первичного цинка (марка Ц0), технического титана (марка ВТ1-00), которые получали пылением монокристаллических образцов. Для синтеза композитов использовали также карбонат никеля NiCO_3 в качестве прекурсора оксида никеля (II) и паравольфрамат аммония $(\text{NH}_4)_{10}(\text{H}_2\text{W}_{12}\text{O}_{42}) \cdot 4\text{H}_2\text{O}$, являющийся прекурсором металлического вольфрама и других его соединений.

Для подготовки шихты исходные компоненты перетирали в агатовой ступке до однородного состояния. Достижение однородности шихты контролировали с помощью оптического микроскопа. Заготовки образцов получали прессованием шихты под давлением 1000 МПа в цилиндрической пресс-форме.

Для устранения в процессе синтеза соединения поверхности образцов с защитной средой использовали порошок обезвоженного оксида

бора B_2O_3 . После обработки этим оксидом поверхности сформованные образцы помещали в расплавленный алюминий для устранения окисления синтезируемого алюмоматричного композиционного материала. Алюминий плавил в электрической печи сопротивления в корундовом тигле. Заготовки выдерживали в расплавленном алюминии в течение 45 мин при $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ для расплавления матричного металла в составе сформованной заготовки, термической деструкции вещества — прекурсора дисперсного наполнителя матрицы и удаления газообразных веществ, образующихся при разложении прекурсора. Затем заготовки извлекали из расплава и охлаждали при комнатной температуре. После охлаждения заготовки оставшуюся на поверхности пленку алюминия механически удаляли. Фазовый состав полученного композита исследовали на рентгеновском дифрактометре XRD 7000 (Shimadzu).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Основным недостатком метода жидкофазного замешивания дисперсных частиц в матричном расплаве является сложность управления их равномерным распределением для получения однородной гетерогенной структуры композиционного материала. Для иллюстрации этого положения было проведено оптическое моделирование процесса. В качестве модельной жидкости использовали 80 %-ный водно-глицериновый раствор, а в качестве частиц — пластиковые овалы, втулки и кольца. Как показало проведенное моделирование, независимо от продолжительности, интенсивности перемешивания и формы частиц после прекращения перемешивания

происходит их перераспределение в объеме — осаждение или всплытие (рис. 2). Вследствие потоков жидкости, возникающих при работе мешалки, частицы после прекращения перемешивания увлекаются этими потоками и совершают сложные движения в процессе осаждения (всплытия).

Скорость перемещения частиц в потоке жидкости и время t осаждения или всплытия также зависят от их формы (рис. 3).

Рассмотрим влияние параметров жидкости (вязкости μ и плотности ρ) на скорость осаждения стеклянного шарика диаметром 3,5 мм (табл. 1) и частицы карбида титана диаметром 0,1 мм (табл. 2 и 3).

Скорость осаждения частиц прямо пропорциональна отношению плотности к динамической вязкости для разных жидкостей (рис. 4).

Поведение армирующих частиц не зависит от вида жидкости. После прекращения переме-

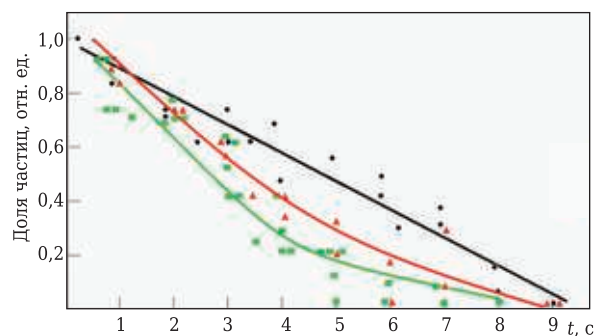


Рис. 3. Изменение доли частиц в объеме жидкости после прекращения перемешивания. Модельная жидкость — 80 %-ный водно-глицериновый раствор: ● — втулка; ▲ — кольцо; ■ — овал

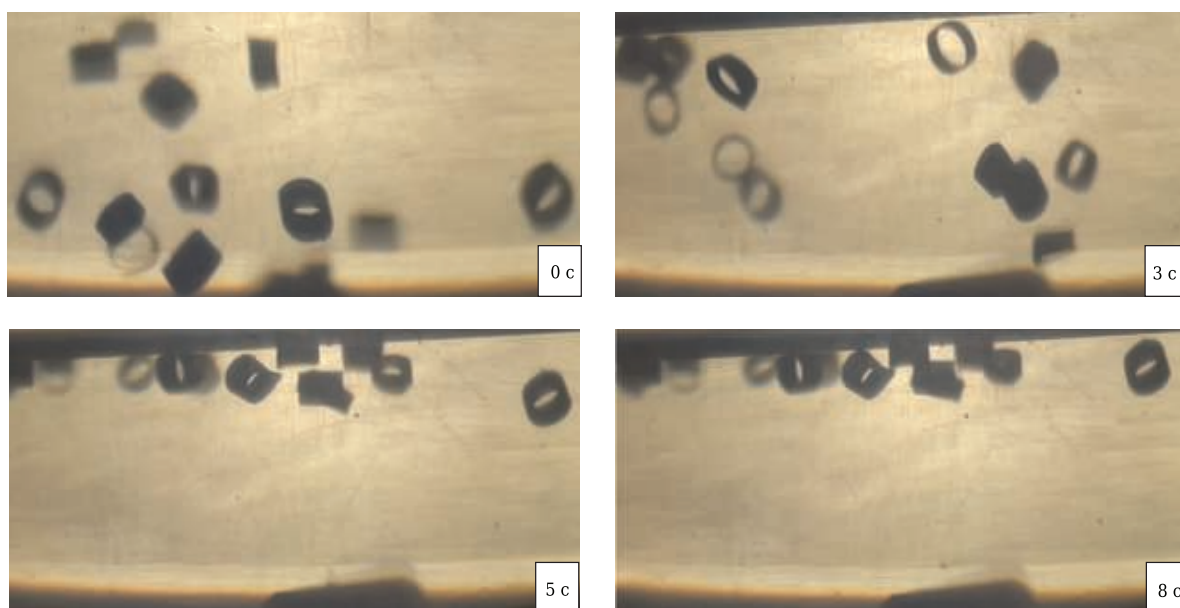


Рис. 2. Видеоряд всплытия совокупности частиц «кольцо» в зависимости от времени после прекращения перемешивания (0, 3, 5 и 8 с)

Таблица 1. Влияние параметров жидкости на скорость осаждения шарика*

Среда	ρ , кг/м ³	μ , мПа·с	ρ/μ , с/м ²	$\ln \rho/\mu$	v , мм/с	$\ln v$
Вода	998	1	998000	13,81	7150,24	8,87
Водный раствор глицерина:						
40 %-ный	1099,11	3,72	295456,99	12,59	1740,83	7,46
50 %-ный	1126	6,0	187666,67	12,14	1049,41	6,96
60 %-ный	1154	10,8	106851,85	11,58	565,71	6,33
70 %-ный	1181	22,5	52488,89	10,86	263,54	5,57
80 %-ный	1209	62	19500	9,88	92,63	4,53
90 %-ный	1235	234,6	5264,28	8,57	23,74	3,17
95 %-ный	1249	543,5	2298,06	7,73	10,07	2,31
97 %-ный	1254	800,0	1567,5	7,36	6,80	1,92
Глицерин	1260	1480	851,35	6,75	3,65	1,29
Масло касторовое	960	987	97264	6,88	7,50	2,01
Керосин	800	2,17	368663,0	12,81	3903,64	8,27
Пропиленгликоль:						
25 %-ный	1024	2,86	358041,96	12,79	2439,45	7,80
38 %-ный	1036	4,56	227192,98	12,33	1512,45	7,32
47 %-ный	1044	6,26	166773,16	12,02	1093,19	6,99
Этиленгликоль:						
20 %-ный	1030	1,62	24242,42	13,34	4204,12	8,34
34 %-ный	1055	2,32	454741,38	13,03	2918,12	7,98
52 %-ный	1082	4,87	222176,61	12,31	1353,17	7,21
Сахароза:						
20 %-ная	1081	1,97	548730,96	13,29	3348,54	8,11
40 %-ная	1176,5	6,22	189147,91	12,15	958,14	6,86
60 %-ная	1286,4	56,7	22687,83	10,03	92,18	4,52

* Значения плотности и вязкости жидкостей приняты по данным [26, 27].

Таблица 2. Влияние параметров жидкости на скорость осаждения частицы TiC диаметром 100 мкм*

Среда	ρ , кг/м ³	μ , мПа·с	ρ/μ , с/м ²	$\ln \rho/\mu$	v , мм/с	$\ln v$
Вода	998	1	998000	13,81	21,23	3,05
Этиленгликоль	1030	1,62	635802	13,34	13	2,56
20 %-ный						
Керосин	800	2,17	368663,0	12,81	10,28	2,33
Пропиленгликоль	1024	2,86	358041,96	12,79	7,37	1,99
25 %-ный						
Сахароза 20 %-ная	1081	1,97	548730,96	13,29	10,55	2,35
Водный раствор глицерина:						
40 %-ный	1099,11	3,72	295456,99	12,59	5,56	1,71
50 %-ный	1126	6,0	187666,67	12,14	3,42	1,23
60 %-ный	1154	10,8	106851,85	11,58	1,89	0,63

* Значения плотности и вязкости жидкостей приняты по данным [26, 27].

Таблица 3. Влияние параметров жидкого алюминия на скорость осаждения частицы TiC диаметром 100 мкм*

Температура, °C	ρ , кг/м ³	μ , мПа·с	ρ/μ , с/м ²	$\ln \rho/\mu$	v , мм/с	$\ln v$
670	2366	1,37	2366001,36	14,67	10,11	2,31
700	2357	1,25	1885600,0	14,45	11,11	2,41
800	2350	1,12	2098214,28	14,55	12,44	2,52
825	2332	1,02	2286274,51	14,64	13,75	2,62
900	2304	0,875	2633142,86	14,78	16,30	2,79
925	2298	0,810	2837037,04	14,85	17,55	2,86

* Вязкость и плотность жидкого алюминия в зависимости от температуры приняты по данным [28].

шивания частицы, увлекаемые круговыми потоками, совершают сложные движения в процессе осаждения (всплывтия). Вследствие этого частицы распределяются в объеме матрицы неравномерно. Они скапливаются либо вокруг мешалки, либо у стенок сосуда, захватываемые двумя приблизительно симметричными потоками вторичной циркуляции жидкости (расплава).

В ходе экспериментов были синтезированы алюмоматричные композиционные материалы разного состава. Структуру алюмоматричных композиционных материалов и карты распределения химических элементов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа SNE 4500M. Установлено, что разработанный способ обеспечивает получение композицион-

ных материалов, характеризующихся монокристаллической структурой с равномерным распределением входящих в ее состав компонентов. Например, был синтезирован алюмоматричный композиционный материал, армированный оксидом никеля (II). В качестве прекурсора NiO использовали NiCO_3 . Получены также образцы из исходной термореагирующей смеси, содержащей порошки алюминия, титана и паравольфрамата аммония. Полученный металломатричный композит содержит 48,3 % Al_3Ti и 20,6 % WO_3 . Результаты рентгенофазового анализа (РФА, рис. 5) свидетельствуют о протекании в процессе синтеза композиционного материала высокотемпературных химических процессов, обеспечивающих образование *in situ* (по месту) функциональных интерметаллидных и оксидных армирующих фаз.

При использовании в качестве компонента исходной шихты аморфного бора разработанный технологический процесс позволяет производить композиты с высоким комплексом физико-механических свойств. Материалы с концентрацией бора 20–40 %, имеющие большое значение для эффективного захвата тепловых нейтронов, могут найти применение в качестве специальных конструкционных жаропрочных материалов низкой плотности, способных защищать от нейтронного излучения. Наряду с механическими свойствами на высокую жаропрочность указывают результаты исследования влияния температуры длительного отжига на структуру материалов.

Холодное прессование исходной порошковой шихты и применение расплавленного алюминия в качестве защитной среды, в которой происходит синтез композита, существенно упрощают технологический процесс получения алюмоматричных композиционных материалов. Упрощение достигается за счет исключения технологических операций, связанных как с

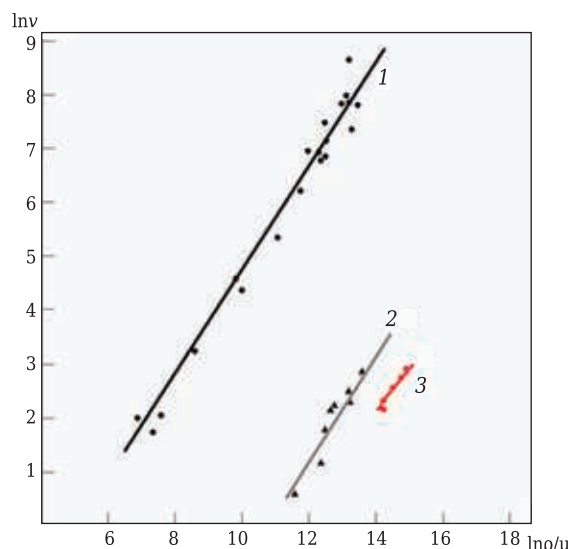


Рис. 4. Влияние параметров жидкости (вязкости μ и плотности ρ) на скорость осаждения v стекланный шарика диаметром 3,5 мм (1) и частицы карбида титана диаметром 0,1 мм в глицерине (2) и жидком алюминии (3)

обеспечением механического давления на заготовку в процессе нагрева, так и с вакуумированием реакционного пространства или с его заполнением инертным газом.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Перемешивание не обеспечивает равномерное / однородное распределение дисперсных частиц наполнителя по всему объему жидкой матрицы:

- в процессе перемешивания частицы скапливаются либо на периферии сосуда вследствие вращательного движения всего объема жидкости, либо в области воронки;
- после прекращения перемешивания частицы постепенно осаждаются (всплывают),

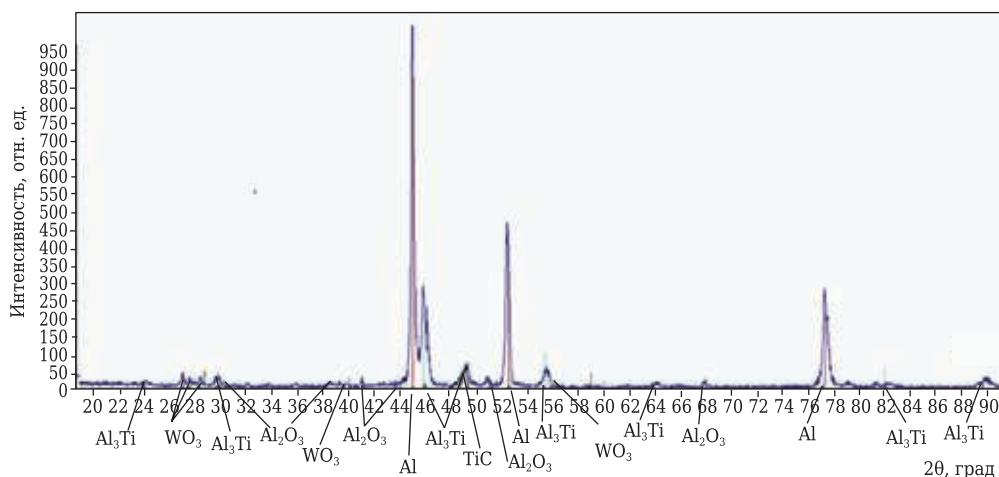


Рис. 5. Дифрактограмма алюмоматричного композиционного материала из исходной термореагирующей смеси, содержащей порошки алюминия, титана и паравольфрамата аммония

дополнительно увлекаясь при этом постепенно затухающим вращательным движением всего объема жидкости как единого целого.

2. Разработан способ синтеза функциональных алюмоматричных композиционных материалов совмещением методов порошковой металлургии и *in situ*. Комбинирование технологических операций, а также использование веществ-прекурсоров способствуют минимизации основных недостатков отдельно взятых твердо- и жидкофазного методов синтеза композитов.

3. Синтезированы экспериментальные образцы алюмоматричных композиционных материалов, армированных функциональными частицами. Результаты электронной микроско-

пии и РФА подтверждают равномерное / однородное распределение дисперсных частиц наполнителя по всему объему композиционного материала.

4. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности способа с точки зрения эффективного армирования металлической матрицы широким спектром функциональных частиц, способных обеспечить композиционному материалу заданные свойства.

* * *

Исследования проведены при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения базовой части государственного задания, тема № 0833-2020-0007.

Библиографический список

1. **Курганова, Ю. А.** Конструкционные металломатричные композиционные материалы / Ю. А. Курганова, А. Г. Колмаков. — М. : МГТУ, 2015. — 144 с.
2. **Wyatt, B. C.** 2D transition metal carbides (MXenes) in metal and ceramic matrix composites / B. C. Wyatt, S. K. Nemani, B. Anasori // Nano Convergence. — 2021. — Vol. 8, № 16. — 11 p. <https://doi.org/10.1186/s40580-021-00266-7>.
3. **Витязь, П. А.** Синтез наноструктурированных градиентных материалов с управляемой термобарической обработкой и модифицированием / П. А. Витязь, В. Т. Сенють, М. Л. Хейфец [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения. — 2016. — № 5. — С. 302–307.
4. **Babak, V. P.** Antifriction Nanocomposite Coatings that Contain Magnesium Carbide / V. P. Babak, V. V. Shchepetov, S. D. Harchenko // J. Frict. Wear. — 2019. — № 6. — P. 593–598. DOI <https://doi.org/10.3103/S1068366619060035>.
5. **Батиенков, Р. В.** Высокотемпературные композиционные материалы с металлической матрицей (Обзор) / Р. В. Батиенков, Н. П. Бурковская, А. Н. Большакова, А. А. Худнев // Труды ВИАМ. — 2020. — № 6/7 (89). — С. 45–61. DOI: [10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61).
6. **Балинова, Ю. А.** Высокотемпературные теплозащитные, керамические и металлокерамические композиционные материалы для авиационной техники нового поколения / Ю. А. Балинова, Д. В. Гращенков, А. А. Шавнев [и др.] // Вестник концерна ВКО «Алмаз-Антей». — 2020. — Т. 2. — С. 83–92. <https://doi.org/10.38013/2542-0542-2020-2-83-92>.
7. **Сорокин, О. Ю.** Высокотемпературные композиционные материалы с многослойной структурой (Обзор) / О. Ю. Сорокин, Б. Ю. Кузнецов, Ю. В. Лунегова, В. С. Ерасов // Труды ВИАМ. — 2020. — № 4/5 (88). — С. 42–53. DOI: [10.18577/2307-6046-2020-0-45-42-53](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-45-42-53).
8. **Chen, C.-L.** In-situ dispersed La oxides of Al6061 composites by mechanical alloying / C.-L. Chen, C.-H. Lin // J. Alloys Compd. — 2019. — Vol. 775. — P. 1156–1163. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.093>.
9. **Singh, H.** Dry Sliding Friction and Wear Behaviour of AA6082-TiB₂ in Situ Composites / H. Singh, M. I. U. Haq, A. Raina // Silicon. — 2020. — № 12. — P. 1469–1479. <https://doi.org/10.1007/s12633-019-00237-y>.
10. **Jeevan, V.** Fabrication and Characterization of AA6082 ZTA Composites by Powder Metallurgy Process / V. Jeevan, C. S. P. Rao, N. Selvaraj, G. B. Rao // Materials Today : Proceedings. — 2018. — Vol. 5, № 1. — P. 254–260. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.080>.
11. **Guo, B.** Improving the mechanical properties of carbon nano-tubes reinforced pure aluminum matrix composites by achieving non-equilibrium interface / B. Guo, M. Song, J. Yi [et al.] // Materials and Design. — 2017. — Vol. 120. — P. 56–65. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.01.096>.
12. **Apakashev, R. A.** Effect of nanostructuring of aluminum, copper, and alloys on their basis wear for resistance and hardness / R. A. Apakashev, M. L. Khazin, S. A. Krasikov // J. Frict. Wear. — 2020. — Vol. 41, № 5. — P. 428–431. DOI: [10.3103/s1068366620050037](https://doi.org/10.3103/s1068366620050037).
13. **Mahdavi, S.** Fabrication and characteristics of Al6061/SiC/Gr hybrid composites processed by in situ powder metallurgy method / S. Mahdavi, F. Akhlaghi // J. Compos. Mater. — 2013. — Vol. 47. — P. 437–447. <https://doi.org/10.1177/0021998312440898>.
14. **Zhang, J.** Microstructure and compression strength of W/HfC composites synthesized by plasma activated sintering / J. Zhang, S. Ma, J. Zhu [et al.] // Metals and Materials International. — 2019. — Vol. 25. — P. 416–424. DOI: [10.1007/s12540-018-0190-8](https://doi.org/10.1007/s12540-018-0190-8).
15. **Feng, S. Y.** Microstructure and mechanical properties of Al-B₄C composite at elevated temperature strengthened with in situ Al₂O₃ network / S. Y. Feng, Q. L. Li, W. Liu [et al.] // Rare Metals. — 2020. — Vol. 39. — P. 671–679. DOI: [10.1007/s12598-019-01279-2](https://doi.org/10.1007/s12598-019-01279-2).
16. **Soltani, S.** Stir casting process for manufacture of Al-SiC composites / S. Soltani, R. A. Khosroshahi, R. T. Mousavian [et al.] // Rare Metals. — 2017. — Vol. 36. — P. 581–590. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12598-015-0565-7S>.
17. **Mamnooni, S.** In-situ synthesis of aluminum matrix composite from Al-NiO system by mechanical alloying / S. Mamnooni, E. Borhani, D. Bovand // Metals and Materials International. — 2019. — Vol. 25. — P. 1–8. DOI: [10.1007/s12540-019-00549-z](https://doi.org/10.1007/s12540-019-00549-z).
18. **Kim, J. H.** Microstructures and mechanical properties of multiphase-reinforced In situ aluminum matrix composites / J. H. Kim, J. G. Jung, E. J. Baek [et al.]

// Metals and Materials International. — 2019. — Vol. 25. — P. 353–363. DOI: 10.1007/s12540-018-0195-3.

19. **Shi, Q.** In-situ formation of particle reinforced aluminum matrix composites by laser powder bed fusion of $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{AlSi}_{12}$ powder mixture using laser melting/remelting strategy / Q. Shi, R. Mertens, S. Dadbakhsh [et al.] // J. Mater. Process. Technol. — 2022. — Vol. 299, 117357. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117357>.

20. **Guo, L.** Synthesis of Cu-based TiC_x composites via in-situ reaction between Cu_xTi melt and dissolvable solid carbon / L. Guo // Powder Technology. — 2020. — Vol. 362, № 5. — P. 375–385. DOI: 10.1016/j.powtec.2019.11.122.

21. **Ali, M.** Review of stir casting technique and technical challenges for ceramic reinforcement particulate and aluminium matrix composites / M. Ali // Journal of Silicate Based and Composite Materials. — 2020. — Vol. 72, № 6. — P. 198–204. <https://doi.org/10.14382/epitoanyagjsbcm.2020.32>.

22. **Rosso, M.** Ceramic and metal matrix composites: routes and properties / M. Rosso // J. Mater. Process. Technol. — 2006. — Vol. 175, № 1–3. — P. 364–375. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.04.03>.

23. **Заявка 2021124948 Российская Федерация.** Способ получения алюмоматричных композиционных материалов / Апакашев Р. А., Давыдов С. Я., Хазин М. Л., Чуркин В. А. ; заявитель ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет» ; опублик. 24.08.2021.

24. **Apakashev, R. A.** Synthesizing aluminum matrix composites by combining a powder metallurgical technique and an In situ method / R. A. Apakashev, M. L. Khazin, S. A. Krasikov // Mater. Sci. Forum. — 2021. — Vol. 1047. — P. 20–24. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1047.20.

25. **Ловшенко, Ф. Г.** Алюминиевые механически легированные композиционные жаропрочные материалы с особыми физико-механическими свойствами / Ф. Г. Ловшенко, И. А. Лозиков, А. И. Хабибуллин // Литье и металлургия. — 2020. — Т. 3. — С. 99–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>.

26. **Варгафтик, Н. Б.** Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей / Н. Б. Варгафтик. — 2-е изд., доп. и перераб. — М. : Наука, 1972. — 721 с.

27. Краткий справочник физико-химических величин. Изд. 8 ; под ред. А. А. Равделя и А. М. Пономаревой. — Л. : Химия, 1983. — 114 с.

28. **Assael, M. J.** Reference data for the density and viscosity of liquid aluminum and liquid iron / M. J. Assael, K. Kakosimos, R. M. Banish [et al.] // Journal of Physical and Chemical Reference Data // 2006. — Vol. 35, № 1. — P. 285. <https://doi.org/10.1063/1.2149380>. ■

Получено 04.02.22

© М. Л. Хазин, Р. А. Апакашев,
С. Я. Давыдов, 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

VII ВСЕРОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «КЛИМАТ-2022: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы»

26–27 мая 2022 г. Москва, Россия

ТЕМАТИКА:

- ▶ климатические испытания материалов, технических изделий и сложных технических систем;
- ▶ прогнозирование климатической стойкости материалов, технических изделий и сложных технических систем;
- ▶ вопросы коррозии, старения и биоповреждений материалов, технических изделий и сложных технических систем в природных средах;
- ▶ разработка методов защиты материалов, технических изделий и сложных технических систем от коррозии, старения и биоповреждений;
- ▶ методы, оборудование и приборы для испытаний материалов и сложных технических систем на старение, коррозию, биологическую стойкость;
- ▶ системы защиты материалов и техники от старения, коррозии, биологического воздействия;
- ▶ стандарты и нормативные документы для испытаний материалов и техники в природных средах;
- ▶ подготовка и переподготовка кадров по направлению «Защита от коррозии, старения и биоповреждений материалов».

<https://conf.viam.ru/conf/363>