

УДК 669.018.95

*А.Н. Няфкин¹, А.А. Шавнев¹, Е.И. Курбаткина¹, Д.В. Косолапов¹***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-41-49

Разработан и исследован металлический композиционный материал на основе алюминиевого литейного сплава системы Al–Mg–Cu–Si, содержащий 65±1% (объемн.) карбида кремния и полученный с использованием технологии вакуумно-компрессионной пропитки. Пористые заготовки с различным размером частиц карбида кремния получены методом холодного компактирования с последующей пропиткой расплавом алюминиевого сплава. Проведены измерения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) в диапазоне температур от -100 до +400 °С, измерения плотности и объемного содержания композиционного материала с различным размером частиц карбида кремния. Установлено, что с увеличением размера частиц фракции значение ТКЛР уменьшается на 15–20% при 20 °С вследствие низкого содержания межфазных границ гетерогенной структуры композита.

Ключевые слова: высоконаполненный металлический композиционный материал, вакуумно-компрессионная пропитка пористых заготовок, алюминиевый сплав, карбид кремния, температурный коэффициент линейного расширения.

*A.N. Nyafkin¹, A.A. Shavnev¹, E.I. Kurbatkina¹, D.V. Kosolapov¹***STUDYING THE EFFECT OF SILICON CARBIDE PARTICLE SIZE ON THE THERMAL COEFFICIENT LINEAR EXPANSION OF THE COMPOSITE MATERIAL BASED ON ALUMINUM ALLOY**

A metal composite material (MMC) based on an aluminum cast alloy of the Al–Mg–Cu–Si system containing 65±1% (vol.) silicon carbide and obtained using vacuum compression impregnation technology was developed and studied. Porous preforms with different particle sizes of silicon carbide were obtained by cold compaction followed by melt impregnation of an aluminum alloy. The temperature coefficient of linear expansion (TCLE) was measured in the temperature range from -100 to +400 °C, and the density and volume content of a composite material with various particle sizes of silicon carbide were measured. It was found that with increasing particle size, the TCLE fraction decreases by 15–20% at 20 °C, due to the low content of inter-phase boundaries of the heterogeneous structure of the composite.

Keywords: highly filled metal composite material, vacuum-compression impregnation of porous blanks, aluminium alloy, silicon carbide, temperature coefficient of linear expansion.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Для современного уровня разработок в области создания высокоэффективных электронных систем характерно решение таких задач, как увеличение ресурса и длительности автономной работы, снижение массы и энергопотребления вспомогательных

систем, по сравнению с используемыми в настоящее время электронными приборами. Это приводит к необходимости использования полупроводниковых приборов с улучшенными рабочими и ресурсными характеристиками, высокой степенью интеграции, удельной мощностью и пропускной способностью [1].

В современных полупроводниковых приборах существует проблема, связанная с обеспечением эффективного теплоотвода от полупроводникового кристалла и получением близких значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) в паре «кристалл–теплоотводящее основание». Используемые в настоящее время традиционные материалы (Cu, Cu–Mo, Cu–W) уже не могут соответствовать постоянно возрастающим требованиям к современным полупроводниковым приборам, работающим при больших мощностях, ввиду высоких значений ТКЛР, плотности и стоимости. Например, при использовании кремниевого чипа с медным основанием в процессе термоциклирования (из-за разницы значений ТКЛР) появляются местные напряжения и изгибы, что приводит к снижению ресурса работы прибора [2–4].

В настоящее время основными технологиями изготовления металлокерамических композиционных материалов (МКМ) являются: метод порошковой металлургии, включающий перемешивание исходных порошков матричного сплава и армирующего наполнителя с последующим их спеканием, и жидкофазный метод, основанный на пропитке расплавом матричного сплава пористой армирующей заготовки под давлением инертного газа [5].

Применение жидкофазных технологий ограничивает использование армирующих наполнителей. Например, пропитка алюминиевым сплавом синтетического алмаза приводит к высокой вероятности химического взаимодействия по границе раздела «матрица–упрочнитель» с образованием вторичных фаз, что влияет на теплофизические и механические свойства материала.

Материалы и методы

Метод порошковой металлургии. Наиболее распространенными способами изготовления композиционного материала (КМ) с частицами карбида кремния (SiC) являются порошковые технологические процессы. Частицы смешивают с порошком матричного сплава зернистостью <325 мкм и подвергают холодному прессованию под давлением >100 МПа с последующим горячим прессованием в вакууме – например, в стальных контейнерах по режиму: давление 68 МПа при 600 °С в течение 2 ч [6]. Горячее прессование проводят при температурах, превышающих температуру солидус матричного сплава, т. е. в твердожидком состоянии матрицы [7]. Завершающей стадией изготовления КМ является вторичная обработка давлением полученной заготовки – ковкой, прокаткой или экструзией при температурах 250–500 °С [8, 9]. В последние годы появились патенты, отражающие небольшие усовершенствования технологии: например, для улучшения равномерности распределения армирующих частиц в МКМ их перемешивание производят в спирте шнековой мешалкой при воздействии ультразвука, затем добавляют порошок матричного сплава и снова перемешивают при ультразвуковом воздействии.

Если в качестве матрицы МКМ выбраны термообрабатываемые сплавы, то целесообразно подвергать соответствующей обработке и получаемый материал. При этом следует учитывать, что наличие «внутренних» поверхностей раздела приводит к ускорению искусственного старения или к затруднению процесса гомогенизации, в связи с чем режимы обработки МКМ требуют уточнения.

Метод компрессионной пропитки характеризуется следующими технологическими операциями: форму с уложенным в нее армирующим каркасом предварительно

нагревают до требуемой температуры пропитки и вакуумируют; затем либо в форму заливают матричный расплав, либо погружают ее в ванну с матричным расплавом, либо в процессе нагрева и вакуумирования размещенная в прибыльной части формы заготовка из матричного сплава расплавляется; после доведения температур формы и расплава до требуемого уровня на зеркало расплава подают инертный газ под давлением, в результате чего и осуществляется пропитка пористой заготовки; затем следует выдержка формы для обеспечения требуемой степени взаимодействия компонентов; после этого давление снимают и начинают охлаждение формы.

Методы компрессионной пропитки отличаются от рассмотренных в работе [10] тем, что пропитку и последующую выдержку производят, как правило, в изотермических условиях, затвердевание осуществляется обычно после снятия давления (величина рабочего давления не превышает 10 МПа), а в качестве рабочего тела используют сжатый газ. Иногда в этом случае формы с уложенным в них армирующим каркасом предварительно вакуумируют.

Установка компрессионной пропитки состоит из трех основных узлов: двухзонной вакуумной печи для предварительного отдельного нагрева формы и матричного сплава; компрессионного узла (автоклава), в котором осуществляют пропитку, и устройства для ускоренного охлаждения формы после пропитки (аналогичные установки были позднее запатентованы в Японии).

Работу на установках этого типа осуществляют следующим образом (рис. 1). Литейную форму 1 с уложенным в нее каркасом из армирующего наполнителя 2 помещают в верхнюю зону вакуумной камеры 4, в нижней части которой расположен матричный расплав 3. После вакуумирования и прогрева форму погружают в матричный расплав и подают в камеру инертный газ под давлением, обеспечивающим пропитку [11]. Финальная стадия процесса – извлечение формы из расплава, ее охлаждение, разборка и извлечение готового изделия. Общими технологическими операциями, характерными для рассмотренных способов пропитки, являются: создание давления в расплаве газообразным рабочим телом и возможность нагрева пресс-формы перед пропиткой до температуры ликвидус матричного сплава или любой требуемой температуры.

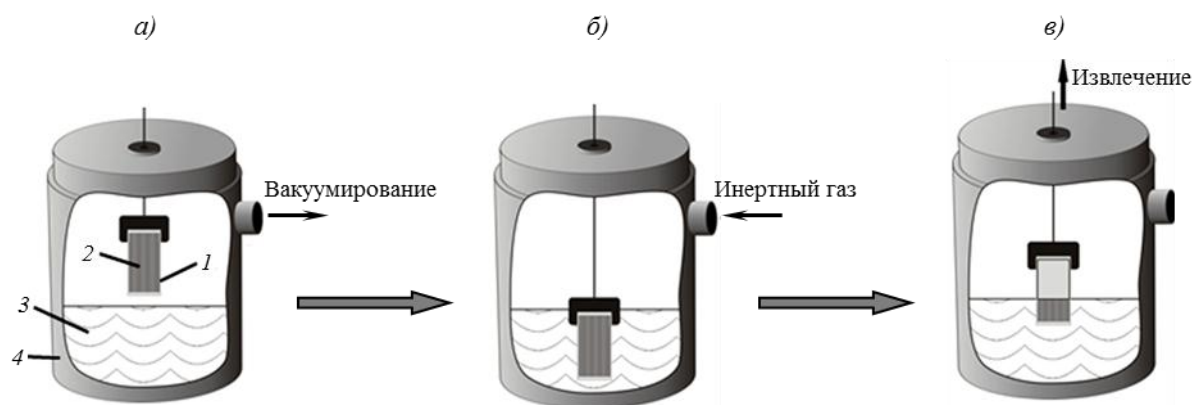


Рис. 1. Схема вакуумно-компрессионной пропитки заготовки с погружением в расплав алюминиевого сплава:

а – вакуумирование заготовки; б – пропитка расплавом матрицы; в – извлечение из расплава

Технология вакуумно-компрессионной пропитки предусматривает вакуумную дегазацию упрочнителя как до заливки расплава, так и после нее.

Применение способов пропитки с погружением формы в расплав обеспечивает наиболее точное регулирование температуры процесса. Форма может быть

негерметичной (разъемной) и не должна воспринимать давление пропитки, т. е. не является силовой. С одной стороны, это определяет возможность изготовления деталей достаточно сложной конфигурации, упрощение конструкций, удешевление форм и возможность их многократного использования, но, с другой стороны, предъявляет особые требования к качеству противопригарной обработки форм, поскольку при некачественной обработке возможно припаивание матричным расплавом элементов формы друг к другу, вследствие чего она может выйти из строя либо усложняется ее очистка от налипшего металла.

Одним из вариантов компрессионной пропитки является способ с отказом от пресс-формы и использованием спеченного пористого каркаса или механически связанных агломератов из порошков, волокон и т. п. В таких случаях возникает необходимость фиксации каркаса в матричном расплаве, для чего применяют различные фиксирующие элементы – например, фиксирующий элемент в виде сетки удерживает каркас от всплытия и поперечных перемещений [12]; после затвердевания всего матричного расплава полученная заготовка извлекается из пресс-формы толкателем (рис. 2).

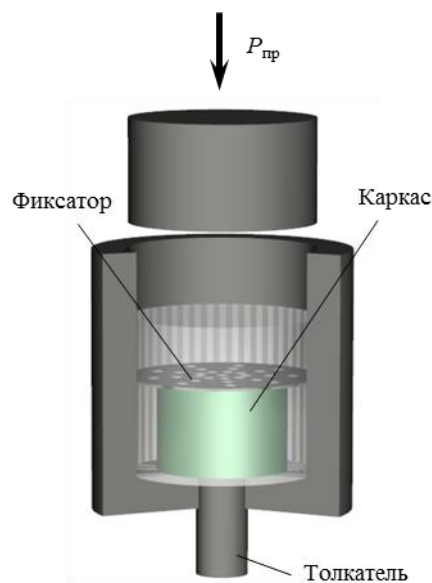


Рис. 2. Пресс-форма с фиксирующим элементом

Одним из направлений изготовления МКМ методом компрессионной пропитки является получение деталей с местным (локальным) армированием, т. е. комбинированных деталей, часть которых выполнена из матричного сплава, а часть – из МКМ, причем деталь представляет собой неразъемное целое.

Характерной особенностью рассмотренных способов является формирование в процессе пропитки комбинированной детали. Предложен процесс изготовления неразъемных деталей сложной конфигурации, состоящих из металлических элементов, соединенных между собой МКМ с металлической матрицей и порошковым наполнителем. Технологический процесс изготовления таких деталей заключается: в установке в литейной форме заранее изготовленных металлических элементов и стержней для формирования полостей; в засыпке в пространство между элементами и стержнями металлического порошка; в укладке в верхнюю часть формы заготовки из матричного сплава; в нагреве и выдержке формы при заданной температуре.

Исследуемый в работе МКМ на основе алюминиевого сплава изготовлен методом вакуумно-компрессионной пропитки алюминиевым литейным сплавом системы Al–Mg–Cu–Si пористых заготовок из порошков карбида кремния различной зернистости:

320–250; 125–100 и 63–50 мкм [13, 14]. Для исследования ТКЛР, плотности и объемного наполнения карбида кремния в материале использовали методы, представленные далее.

Метод исследования ТКЛР. Измерение ТКЛР твердых тел в диапазоне температур $-180 \div +1500$ °С производят на относительном dilatометре DIL 402C (фирма Netzsch, Германия) по ASTM E228, ASTM E831 и СТП 1-595-17-374–98 [15, 16]. Dilатометр имеет горизонтальную компоновку системы измерения. В зависимости от температурного диапазона измерения в нем используются толкатель и опора, выполненные из кварца ($-180 \div +700$ °С) или оксида алюминия ($20 \div 1500$ °С).

Принцип измерений, проводимых на dilatометре, основан на методе определения изменения длины твердого образца при тепловом расширении относительно деталей (опоры и толкателя), выполненных из кварцевого стекла или оксида алюминия. Образец размещается в держателе между неподвижной опорой и толкателем. Через толкатель изменение длины механически передается на индуктивный датчик смещения длины, который размещен в части конструкции, не подвергающейся нагреву. Внутреннее пространство индуктивного датчика термостатируют с высокой точностью. Сердечник толкателя перемещается в катушке датчика. Возникающее в результате изменение напряжения посредством усилителя электронного блока преобразуется в напряжение постоянного тока. Изменение напряжения пропорционально смещению сердечника индуктивного датчика и, таким образом, изменению длины образца. Измеряемые сигналы (изменение длины, температура образца) регистрируются компьютером.

При расчете значений ТКЛР:

– истинного (физического)

$$\alpha(T_i) = (1/l_0 \cdot \partial l / \partial T) + \alpha(T_i)_{\text{изм. системы}}, \quad (1)$$

где l_0 – длина образца при начальной температуре (20 °С);

– среднего (технического) в интервале температур $\Delta T = T_i - T_0$

$$\alpha(T_i) = (1/l_0 \cdot \Delta l / \Delta T) + \alpha(\Delta T)_{\text{изм. системы}}, \quad (2)$$

где $\Delta l = l(T_i) - l(T_0)$ – изменение длины образца в интервале температур от T_0 до T_i ,

необходимо вводить поправку на значение ТКЛР материала измерительной системы: $\alpha(T_i)_{\text{изм. системы}}$ или $\alpha(\Delta T)_{\text{изм. системы}}$. Поправку предварительно определяют при калибровочном измерении стандартного образца из кварца или оксида алюминия (корунд или сапфир) для соответствующей измерительной системы. Поправку периодически необходимо обновлять ввиду изменения состава и состояния измерительной системы в процессе эксплуатации. Для уменьшения эффекта воздействия окисления образцов и диффузионных процессов при высоких температурах, на измерительную систему при размещении образца между опорой и толкателем устанавливают защитные тонкие вставки из кварца или оксида алюминия. Погрешность измерения не превышает 5% при доверительной вероятности 0,95.

Плотность представленных образцов материалов определяется методом гидростатического взвешивания, погрешность которого составляет не более 0,3%.

Метод измерения плотности. Для определения плотности используют метод гидростатического взвешивания (СТП 1-595-17-374–98, ГОСТ 18898–89) [17], по которому последовательно измеряют массу образца материала в воздухе и во вспомогательной жидкости, после чего рассчитывают плотность по формуле

$$d_t = (P_1 \cdot d_{\text{ж}} - P_2 \cdot d_{\text{в}}) / (P_1 - P_2) \quad [\text{г/см}^3], \quad (3)$$

где d_t – плотность испытываемого материала при температуре t , г/см³; P_1 и P_2 – соответственно масса образца в воздухе и в жидкости при температуре t , г; $d_{\text{ж}}$ и $d_{\text{в}}$ – плотность жидкости и воздуха при температуре t , г/см³.

Метод гидростатического взвешивания позволяет с высокой точностью определять плотность образцов любой геометрической формы. Для этого используют аналитические весы марок АДВ-200 или ViBRA HT-224RCE с абсолютной чувствительностью $2 \cdot 10^{-4}$ г. В качестве вспомогательной жидкости применяют этиловый спирт с плотностью $d_{ж}=0,809$ г/см³ при 26 °С. Следует иметь в виду, что плотность спирта зависит от температуры и влажности окружающей среды. Кроме того, точность измерения массы образца в жидкости (спирте) зависит и от других физико-химических свойств обычно применяемых жидкостей. Раствор спирта при этом имеет ряд преимуществ: малые значения температурного коэффициента объемного расширения, вязкости и поверхностного натяжения, хорошее смачивание материалов.

Для погружения образца в раствор спирта и измерения массы используют корзинку, в которой размещается образец. Корзинка изготовлена из тонких полосок фольги нержавеющей стали толщиной 0,1 мм, соединенных точечной сваркой. Масса корзинки постоянна и проверяется перед каждым взвешиванием испытываемого образца при погружении пустой корзинки в спирт.

Перед взвешиванием образца в спирте измеряют плотность спирта соответствующим денсиметром, температуру окружающей среды и по таблице зависимости плотности воздуха при атмосферном давлении от температуры определяют плотность воздуха. Полученные значения величин используют при расчете плотности образца испытываемого материала.

Взвешивание образца на воздухе и в спирте проводят не менее 3 раз и не менее чем на 3 образцах, чтобы уменьшить вероятность ошибки и статистически увеличить точность среднего результата. Для определения систематической ошибки определяют плотность образца с известным значением. Погрешность измерения не превышает 3% при доверительной вероятности 0,95.

Метод измерения объемного содержания карбида кремния в МКМ системы Al-SiC. Для определения объемного содержания SiC в МКМ используют весовой метод (ГОСТ 18898–89) [17] с предварительным растворением матрицы композиционного материала в кислоте.

Для расчета массового процента содержания карбида кремния в МКМ используют аналитические весы. Значения массы образца МКМ и порошка карбида кремния подставляют в формулу для расчета массового процента:

$$M_{SiC} = \frac{m_{н.п. осадка SiC}}{m_{образца МКМ Al-SiC}} \cdot 100\%. \quad (4)$$

Далее рассчитывают объемный процент через массовый процент с учетом плотности МКМ:

$$V_{SiC} = \frac{M_{SiC} / d_{SiC}}{\frac{M_{SiC}}{d_{SiC}} + \frac{M_{Al}}{d_{Al}}} \cdot 100\%. \quad (5)$$

Погрешность измерения не превышает 5% при доверительной вероятности 0,95 [18].

Результаты и обсуждение

Проведены измерения характеристик ТКЛР в диапазоне температур от -100 до +400 °С, а также плотности и объемного содержания SiC при комнатной температуре композиционного материала на основе алюминиевого сплава системы Al-Mg-Cu-Si

и карбида кремния с высоким объемным содержанием ($65\pm 1\%$) и с зернистостью 320–250; 125–100 и 63–50 мкм [19, 20].

Измерение плотности выполнено методом гидростатического взвешивания с использованием аналитических весов AND GR-200 (Япония) – см. таблицу.

Результаты измерения плотности материалов на основе алюминиевого сплава системы Al–Mg–Cu–Si с $65\pm 1\%$ (объемн.) SiC и различной зернистостью

Зернистость, мкм	Плотность, г/см ³
320–250	3,027
125–100	3,002
63–50	3,001

Температурный коэффициент линейного расширения (средние значения) для МКМ измерен при нагревании со скоростью 5 К/мин в инертной среде в диапазоне температур от -100 до +400 °С на dilatометре DIL 402 C фирмы Netzsch. Из анализа результатов измерения ТКЛР следует, что материал с зернистостью 320–250 мкм обладает меньшим тепловым расширением (~15–20%), чем материалы с зернистостью 125–100 и 63–50 мкм (рис. 3), что указывает на низкое содержание межфазных границ в МКМ с зернистостью 320–250 мкм.

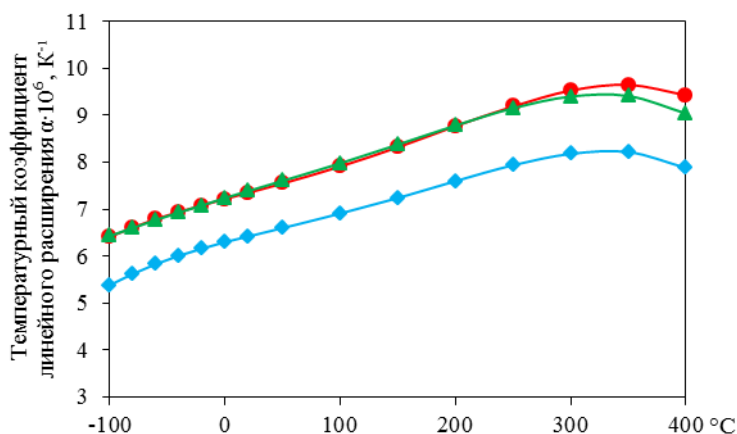


Рис. 3. Температурный коэффициент линейного расширения (средние значения) композиционного материала на основе порошков SiC с зернистостью 320–250 (◆), 125–100 (●) и 63–50 мкм (▲) в диапазоне температур от -100 до +400 °С

Результаты измерения ТКЛР исследованных МКМ в диапазоне температур от -100 до +400 °С описаны уравнениями регрессии:

– для МКМ с зернистостью 320–250 мкм

$$\alpha \cdot 10^6 = 6,30 + 6,50 \cdot 10^{-3} \cdot T - 1,30 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 1,14 \cdot 10^{-7} \cdot T^3 - 2,44 \cdot 10^{-10} \cdot T^4, \text{ К}^{-1}; \quad (6)$$

– для МКМ с зернистостью 125–100 мкм

$$\alpha \cdot 10^6 = 7,23 + 7,18 \cdot 10^{-3} \cdot T - 0,198 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,628 \cdot 10^{-7} \cdot T^3 - 1,86 \cdot 10^{-10} \cdot T^4, \text{ К}^{-1}; \quad (7)$$

– для МКМ с зернистостью 63–50 мкм

$$\alpha \cdot 10^6 = 7,22 + 6,62 \cdot 10^{-3} \cdot T - 0,346 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,884 \cdot 10^{-7} \cdot T^3 - 2,17 \cdot 10^{-10} \cdot T^4, \text{ К}^{-1}, \quad (8)$$

где T – температура, °С; α – ТКЛР в диапазоне температур от 20 °С до T_i .

Заключения

Выбраны методика измерения ТКЛР твердых тел в диапазоне температур $-180 \div +1500$ °С по ASTM E228-17, ASTM E831-19, СТП 1-595-17-374–98, методика определения плотности методом гидростатического взвешивания МКМ по СТП 1-595-17-374–98, ГОСТ 18898–89. Весовым методом определено объемное содержание SiC в МКМ системы Al–SiC по ГОСТ 18898–89 с предварительным растворением матрицы МКМ в кислоте. Изготовлены образцы с высоким объемным содержанием SiC (от 64 до 66% (объемн.)) и различным размером частиц с зернистостью 320–250; 125–100 и 63–50 мкм. Проведены измерения ТКЛР в интервале температур от -100 до $+400$ °С для МКМ с различным размером частиц SiC. Проведено измерение плотности МКМ – см. таблицу.

Установлены закономерности изменения ТКЛР в интервале температур от -100 до $+400$ °С в зависимости от размера частиц карбида кремния с высоким объемным содержанием SiC. Определено, что с увеличением размера частиц карбида кремния значение ТКЛР уменьшается на 15–20% при 20 °С вследствие низкого содержания межфазных границ в МКМ.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. и др. Повышение надежности силовых IGBT-модулей с помощью высоконаполненного МКМ системы Al–SiC // *Авиационные материалы и технологии*. 2010. №4. С. 3–6.
2. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №8. С. 373–380.
3. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. и др. Свойства и применение высоконаполненного металломатричного композиционного материала Al–SiC // *Технология машиностроения*. 2011. №3 (105). С. 5–7.
4. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
5. Каблов Е.Н., Чибиркин В.В., Вдовин С.М. Изготовление, свойства и применение теплоотводящих оснований из ММК Al–SiC в силовой электронике и преобразовательной технике // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №2. С. 20–22.
6. Igarashi T. Characteristics of the flow around a square prism // *Bulletin of JSME*. 1984. Vol. 27. Issue 231. P. 1858–1865. DOI: 10.1299/jsme1958.27.1858.
7. Crowe C.R., Hasson D.F. Strength Metals and Alloys // *Proceedings of the JCSMA-6 (Melbourne, Aug. 16–20, 1982)*. 1982. Vol. 2. P. 859–862.
8. Berezhnoy V.L. Technological principles of maximizing strength in the case of production of press quenched Al–Mg–Si alloy extrusions // *Light Metal Age*. 2000. Vol. 58. No. 5–6. P. 46–53.
9. Ohori K., Watanabe H., Takeuchi Y. Silicon Carbide Whisker Reinforced Aluminium Composites – Fabrication and Properties // *Materials Science and Engineering*. 1992. Vol. 3. P. 57–60. DOI: 10.1179/mst.1987.3.1.57.
10. Мальцева Л.А., Шарапова В.А. Жидкофазные технологии получения композиционных материалов. Матрицы. Упрочнители: учеб. пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. 120 с.
11. Nair S.V., Tien J.K., Bates R.C. SiC-reinforced aluminium metal matrix composites // *International Metals Reviews*. 1985. Vol. 30. Issue 1. P. 275–290. DOI: <https://doi.org/10.1179/imtr.1985.30.1.275>.
12. Устройство для идентификации паролей пользователей: пат. 4419389 США; заявл. 03.05.88; опубл. 30.07.91.
13. Устройство для получения изделия из металломатричного композиционного материала: пат. 110310 Рос. Федерация; заявл. 31.05.11; опубл. 20.11.11.

14. Способ получения изделия из композиционного материала: пат. 2448808 Рос. Федерация; заявл. 05.10.10; опубл. 27.04.12.
15. ASTM E228. Standard test method for linear thermal expansion of solid materials with a push-rod dilatometer. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017. P. 1–10. DOI: 10.1520/E0228-17.
16. ASTM E831. Standard test method for linear thermal expansion of solid materials by thermomechanical analysis. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019. P. 1–5. DOI: 10.1520/E0831-19.
17. ГОСТ 18898–89 (ИСО 2738–87). Изделия порошковые. Методы определения плотности, содержания масла и пористости. М.: Изд-во стандартов, 1990. 10 с.
18. Няфкин А.Н., Лощинин Ю.В., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния фракционного состава карбида кремния на теплопроводность композиционного материала на основе алюминиевого сплава // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2019. №11 (83). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.11.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59.
19. Няфкин А.Н., Гришина О.И., Шавнев А.А., Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И. Исследование влияния состава гетерогенных систем с высоким содержанием карбидной фазы на теплофизические свойства // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 28–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-28-34.
20. Гончаренко Е.С., Трапезников А.В., Огородов Д.В. Литейные алюминиевые сплавы (к 100-летию со дня рождения М.Б. Альтмана) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2014. №4. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.11.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-2-2.