

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-28-34

*А.Н. Няфкин¹, О.И. Гришина¹, А.А. Шавнев¹, Ю.В. Лоцинин¹, С.И. Пахомкин¹***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ГЕТЕРОГЕННЫХ СИСТЕМ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

Показаны теоретические аспекты факторов, определяющих плотность упаковки частиц карбида кремния в объеме композиционного материала. Проведены исследования по определению комплекса теплофизических свойств: удельной теплоемкости, температурно- и теплопроводности, температурного коэффициента линейного расширения металлических композиционных материалов (МКМ) на основе алюминиевого сплава, армированного частицами карбида кремния, – в широком диапазоне температур. Установлена закономерность изменения теплофизических свойств в зависимости от состава МКМ для использования при создании новых multifunctional гетерогенных систем.

Ключевые слова: теплофизические свойства, теплопроводность, удельная теплоемкость, теплопроводность, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), металлический композиционный материал (МКМ), алюминиевый сплав, частицы карбида кремния.

This article shows the theoretical aspects of the factors that determine the stacking density of silicon carbide particles in the volume of the composite material. Studies were carried out to determine the complex of thermo-physical properties (thermal conductivity, thermal expansion coefficient, specific heat), including a wide range of temperatures of aluminum composite materials reinforced with silicon carbide particles. Also in the article is presented the study of variance regularities of thermo-physical properties depending of the composition in order to create new multifunctional heterogeneous systems.

Keywords: thermo-physical properties, thermal conductivity, specific heat, thermal conductivity, thermal expansion coefficient, metal matrix composite (MMC), aluminum alloy, silicon carbide particles.

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

Рост производственных мощностей обуславливает быстрорастущий спрос на силовую электронику. Силовая электроника позволяет сделать потребление электроэнергии более эффективным, экономить электроэнергию, потребляемую большим количеством различного оборудования, такого как промышленное оборудование, транспорт, в том числе гибридные и электроприводные транспортные средства. Требования к компонентам изделий силовой электроники, обеспечивающим их надежную работу, таким как основания, корпуса, теплоотводящие и охлаждающие элементы, постоянно растут, поэтому разработчики повышают качество и надежность этих изделий путем совершенствования технологий их получения [1–5].

С точки зрения тепловых процессов бесперебойное функционирование силовых модулей возможно при условии эффективного отвода тепла. В связи с постоянно растущей концентрацией энергии в электронных системах, высокая теплопроводность и низкий температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) теплоотводящих оснований становятся решающими критериями для проектирования высокомоощных модулей.

Основным фактором обеспечения максимальной удельной мощности полупроводниковых приборов является эффективность передачи тепла от кристалла к теплоносителю, характеризующаяся тепловым сопротивлением. Чем ниже тепловое сопротивление, тем лучше отвод тепла [6–8].

Используемые в настоящее время теплоотводящие основания на основе меди и ее сплавов уже не соответствуют постоянно возрастающим требованиям к новым приборам силовой электроники в силу их высоких ТКЛР, плотности и стоимости. Как показывает практика, при пайке металлокерамики (ДВС-плат) на основание ухудшается качество поверхности медного основания, появляются местные напряжения и изгибы [9, 10].

После определенного числа термоциклов из-за постепенного разрушения припоя ухудшается тепловая контакт между металлокерамической платой и медным основанием, что влечет за собой увеличение значений градиента температуры, перегрев и тепловое разрушение полупроводникового элемента.

Проблема устраняется благодаря применению конструкции модуля с металлическим композиционным материалом (МКМ) на основе алюминиевого сплава, армированного частицами карбида

кремния (Al-SiC), в качестве теплоотводящего основания [11–18]. Данный материал обладает уникальными свойствами, такими как высокая теплопроводность, низкие ТКЛР и плотность, высокая механическая прочность. Уникальная совокупность свойств позволяет минимизировать термические напряжения в конструкции силовых модулей. Этим достигается высочайшая надежность и ресурс при циклических нагрузках силовых модулей с применением МКМ состава Al-SiC [12–14].

Материалы и методы

Как известно, увеличения объемного содержания частиц карбида кремния в МКМ можно достичь за счет более плотной упаковки заготовки под прессом высокого давления либо используя полифракционные порошковые смеси, либо применяя оба указанных приема [19–24].

Кроме того, можно предположить, что плотность материала изделия зависит не столько от типа временного связующего формовочной смеси, сколько от объемной концентрации карбида кремния, которая определяется в первую очередь плотностью упаковки зерен порошков карбида кремния еще на стадии формования пористой заготовки.

Рассмотрим некоторые теоретические аспекты факторов, определяющих плотность упаковки частиц в объеме. Вначале рассмотрим упаковку частиц совершенной формы, которую исследовал Мак Гирри [19] и показал, что максимальная объемная концентрация сферических частиц монофракционного состава достигает величины 0,625, пористость соответственно равна 0,375, а для бинарной порошковой смеси стремится к максимуму заполнения объема, равному 0,84 (рис. 1).

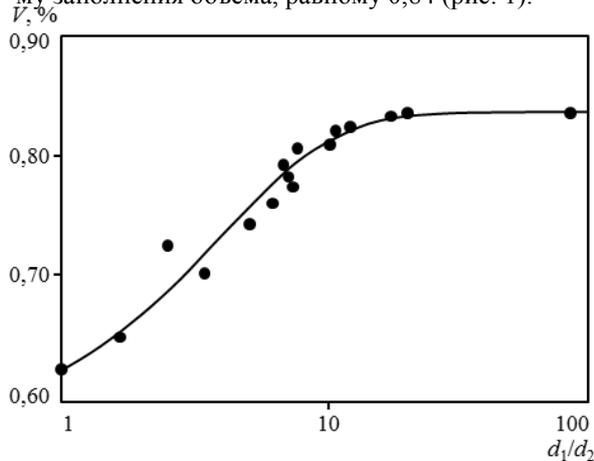


Рис. 1. Влияние соотношения размеров зерен в бинарной смеси фракций порошка (d_1, d_2 – размер зерна) на объемную концентрацию их упаковки в объеме

Аналогичные исследования в этом направлении проводили также Ю.П. Дыбань и его коллеги,

исследуя влияние фракционного состава и парциальных долей порошков в формовочных смесях на свойства самосвязанного карбида кремния [20, 21]. Утверждалось, что для получения высокоплотного материала достаточно ограничиться двумя фракциями карбида кремния, отличающимися размерами зерен в $d_2/d_1=7-10$ раз.

Как известно, увеличение плотности упаковки шихты в заготовках достигается за счет заполнения пустот между твердыми частицами порошка частицами более мелких фракций (рис. 2).

Фундаментальные теоретические исследования предельной плотности упаковки полифракционных смесей порошков различной зернистости и формы, выполненные за последние годы [22–28], показывают, что на плотность заполнения объема оказывают существенное влияние не только соотношение размеров частиц фракций или их форм, но и соотношение их долей. Так, Ш. Лиу и Ж. Ха [22] экспериментально определили, что максимальные объемные концентрации бинарных смесей сферических частиц достигали значений 0,72–0,78 (при 30%-ной доле мелкодисперсной фазы); кубовидной формы: 0,61 (при 30%-ной доле мелкодисперсной фазы) и цилиндров: 0,60 (при 40%-ной доле мелкодисперсной фазы) соответственно. Исходя из этого, максимальные объемные концентрации бинарной смеси частиц различной формы (сферы, цилиндры и кубы) наблюдаются, когда парциальная доля второй фракции (меньшего размера) находится в диапазоне от 30 до 40%. В результате компьютерного моделирования влияния парциального соотношения долей фракций бинарной смеси порошка V_2/V_1 для различных отношений размеров частиц $1 \leq d_2/d_1 \leq 100$, в работе [27] было установлено, что максимум объемной концентрации достигается при соотношении долей фракций $V_2/V_1=3:7=0,429$.

Результаты

Оценку теплопроводности и удельной теплоемкости МКМ с различным составом гетерогенных систем и высоким содержанием карбидной фазы осуществляли с использованием метода лазерной вспышки [28]. При проведении измерений теплопроводности и теплоемкости использовано оборудование ТС-3000H/L (фирма SINKU-RIKO, Япония) с твердотельным рубиновым лазером с энергией излучения 2 Дж и длительностью импульса 300 мкс.

Исследования проводили на образцах $\varnothing 10$ мм и толщиной от 2,5 до 3 мм при увеличении температуры в диапазоне от -80 до $+100^\circ\text{C}$ с применением криостата и хромель-алюмелевой термопары в качестве датчика регистрации подъема температуры на образце после облучения лазерным импульсом и в диапазоне от 100 до 200°C с применением печи сопротивления и бесконтактного оптического полупроводникового датчика темпе-

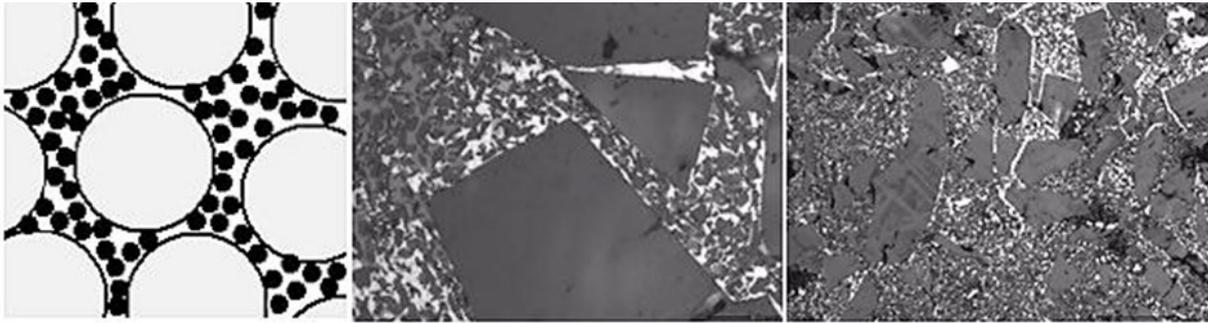


Рис. 2. Заполнение пустот между твердыми частицами порошка SiC более крупной фракции частицами более мелких фракций SiC

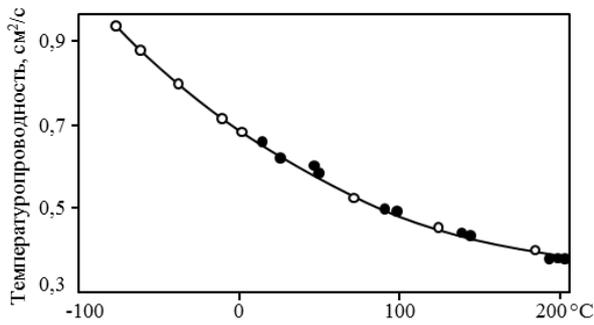


Рис. 3. Результаты измерений температуропроводности образца из МКМ состава Al-SiC с применением термопары (○) и оптического датчика (●)

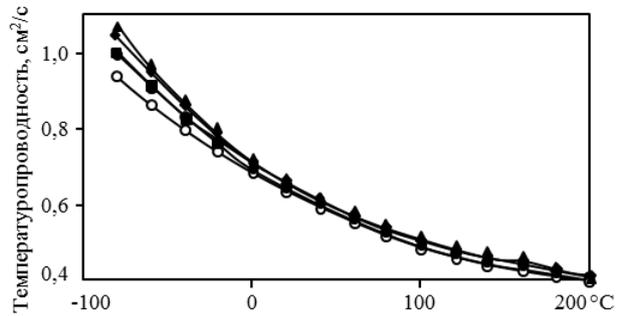


Рис. 4. Температурная зависимость температуропроводности образцов из МКМ на основе Al-SiC: AK12 (◆), A99 (○), A99+AK5 (●), AK7 (▲) и AK5 (■)

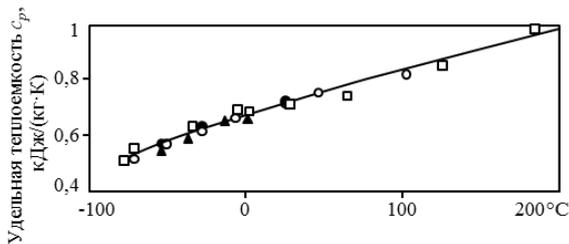


Рис. 5. Результаты измерений удельной теплоемкости в среде аргона образцов из МКМ на основе Al-SiC: AK5 (○), AK7 (●), A99 (□), AK12 (▲); — аппроксимационная кривая

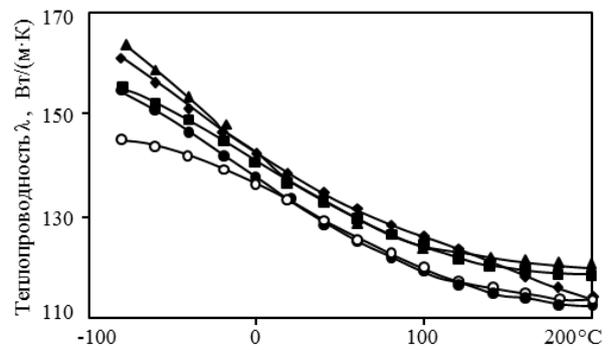


Рис. 6. Теплопроводность образцов из МКМ на основе Al-SiC: AK12 (◆), A99 (○), A99+AK5 (●), AK7 (▲) и AK5 (■)

Рис. 7. Средний температурный коэффициент линейного расширения $\bar{\alpha}$ образцов из МКМ на основе Al-SiC: AK12 (◆), A99 (○), A99+AK5 (●), AK7 (▲) и AK5 (■)

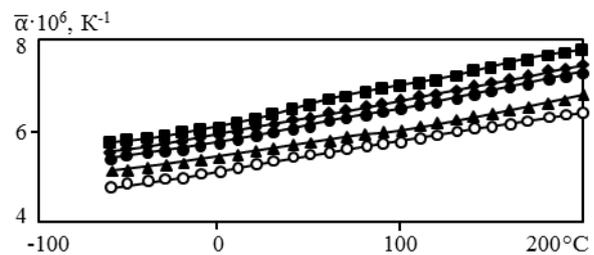


Таблица 1

**Аппроксимированные значения результатов измерения
температуропроводности образцов из МКМ на основе Al-SiC**

Температура, °C	Температуропроводность a , см ² /с, МКМ				
	AK12	A99	A99+AK5	AK7	AK5
-80	1,050	0,942	1,006	1,069	1,008
-60	0,948	0,870	0,913	0,961	0,920
-40	0,859	0,803	0,830	0,867	0,841
-20	0,782	0,742	0,757	0,785	0,771
0	0,716	0,686	0,693	0,715	0,708
+20	0,660	0,636	0,636	0,656	0,654
+40	0,612	0,590	0,588	0,606	0,606
+60	0,571	0,550	0,546	0,564	0,565
+80	0,537	0,514	0,510	0,530	0,529
+100	0,507	0,483	0,480	0,502	0,499
+120	0,481	0,457	0,454	0,478	0,474
+140	0,457	0,435	0,433	0,459	0,453
+160	0,445	0,425	0,424	0,450	0,436
+180	0,411	0,404	0,400	0,428	0,421
+200	0,387	0,394	0,387	0,414	0,409

Таблица 2

**Аппроксимированные значения (см. выражение (3)) результатов измерений
удельной теплоемкости c_p образцов из МКМ на основе Al-SiC**

Температура, °C	-80	-60	-40	-20	0	+20	+40	+60
c_p , кДж/(кг·К)	0,521	0,560	0,599	0,637	0,674	0,709	0,744	0,777

Продолжение

Температура, °C	+80	+100	+120	+140	+160	+180	+200
c_p , кДж/(кг·К)	0,809	0,841	0,871	0,900	0,928	0,955	0,980

Таблица 3

Теплопроводность образцов из МКМ на основе Al-SiC

Температура, °C	Теплопроводность λ , Вт/(м·К), МКМ				
	AK12	A99	A99+AK5	AK7	AK5
-80	161	145	154	164	155
-60	157	144	151	159	152
-40	152	142	147	153	149
-20	147	139	142	148	145
0	142	136	138	142	141
+20	138	133	133	137	137
+40	134	129	129	133	133
+60	131	126	125	129	129
+80	128	123	122	127	126
+100	126	120	119	124	124
+120	123	117	117	123	122
+140	121	115	115	122	120
+160	120	114	114	121	119
+180	116	113	113	120	118
+200	112	112	112	119	117

ратуры.

Температуропроводность определяли из выражения (1), полученного из решения нестационарного уравнения распределения температуры в термически изолированной твердой пластине равномерной толщины L [28]:

$$a = 0,1388 \frac{L^2}{\tau_{1/2}}, \quad (1)$$

где $\tau_{1/2}$ – время достижения температуры T_{\max} на задней поверхности образца от половины своего максимального значения ($0,5 \cdot \Delta T_{\max}$), с; L – толщина образца, м.

Температуропроводность образца может быть измерена в широком диапазоне температур при повторении измерений при любой заданной температуре.

Удельную теплоемкость определяют по измененным величинам максимального увеличения температуры образца и энергии поглощенного теплового импульса, которую определяют с помощью предварительных сравнительных измерений стандартного образца из сапфира с известной теплоемкостью с использованием графитового покрытия, нанесенного на образцы для создания идентичных условий теплообмена [29].

Результаты измерений температуропроводности (a , м²/с), теплоемкости при постоянном давлении (c_p , Дж/(кг·К)) и плотности (ρ , кг/м³) используют для определения теплопроводности (λ , Вт/(м·К)) из известного термодинамического соотношения:

$$\lambda = a \cdot c_p \cdot \rho. \quad (2)$$

При сопоставлении данных температуропроводности, полученных с применением термопары и оптического датчика, регистрирующих подъем температуры на задней поверхности образцов, установлено, что значения температуропроводности образца из МКМ состава Al–SiC толщиной 2,345 мм описываются одной аппроксимирующей зависимостью с отклонением, не превышающим погрешности измерений 3% (рис. 3).

Аппроксимированные значения средних результатов измерения температуропроводности не менее трех образцов МКМ с матрицей из различных алюминиевых сплавов с одинаковым объемным содержанием и размером частиц SiC представлены в табл. 1 и на рис. 4.

Измерение теплоемкости методом лазерной вспышки основано на предположении о квази-диабатическом нагреве образца импульсом лазерного излучения на достаточно малое увеличение температуры по отношению к температуре окружающей среды (несколько °С). Потери тепла за время подъема температуры учитываются при регистрации температуры на этапе охлаждения образца после воздействия лазерного импульса. Энергия лазерного импульса считается постоянной при всех измерениях при других температу-

рах и калибруется по стандартному образцу (например, из сапфира), теплоемкость которого хорошо известна. Энергия, поглощаемая образцом, будет зависеть только от степени черноты поверхности образца. При достаточно стабильной и большой величине степени черноты, погрешность измерения теплоемкости не превышает 5%. Обычно используют аэрозольное покрытие из диспергированного графита.

Далее представлены результаты измерений удельной теплоемкости образцов из МКМ (рис. 5, табл. 2).

Теплопроводность рассчитывали по выражению (2). В расчет принимали объемную плотность, равную 2,95 г/см³. Результаты определения теплопроводности представлены в табл. 3 и на рис. 6.

Измерения характеристик теплового расширения относительного удлинения и ТКЛР выполнены на относительном горизонтальном dilatометре DIL 402 C (фирма NETZSCH) с толкателем и опорой из кварцевого стекла с погрешностью не более 2,5%.

Из результатов измерения относительного удлинения при тепловом расширении образцов МКМ рассчитали средний температурный коэффициент линейного расширения $\bar{\alpha}$ в диапазоне температур от 20 до T_i (рис. 7 и табл. 4).

Обсуждение и заключения

Проведены исследования влияния состава гетерогенных систем с высоким содержанием карбидной фазы на теплофизические свойства. Установлено, что температуропроводность и теплопроводность изученных материалов МКМ имеет близкие значения и уменьшается с ростом температуры от -80 до +200°С, что характерно для температурной зависимости карбида кремния.

Теплоемкость исследованных материалов в общем случае подчиняется правилу аддитивности (правило Неймана и Коппа) и увеличивается с ростом температуры, что характерно для алюминиевых сплавов. Отклонение измеренных значений удельной теплоемкости, которое не превышает погрешности измерений 5%, т. е. практически не зависит от выбранного состава исследованных образцов из МКМ, от температуры представлено усредненной зависимостью:

$$c_p = 0,674 + 1,805 \cdot 10^{-3} \cdot T + 1,360 \cdot 10^{-6} \cdot T^2, \quad (3)$$

где T – температура, °С.

Характеристики теплового расширения изученных материалов близки по своим значениям к характеристикам теплового расширения изделий из горячепрессованного карбида кремния [30], что согласуется с теоретическим законом Грюнайзена о пропорциональности ТКЛР и теплоемкости, которая подчиняется закону аддитивности о взаимосвязи «состав–свойства».

Таблица 4

Средний температурный коэффициент линейного расширения $\bar{\alpha}$ в диапазоне температур от 20°C до T_i образцов из МКМ на основе Al-SiC

Температура T_i , °C	$\bar{\alpha} \cdot 10^6$, K ⁻¹ , МКМ				
	AK12	A99	A99+AK5	AK7	AK5
-60	5,54	4,78	5,42	5,09	5,75
-50	5,60	4,84	5,49	5,15	5,80
-40	5,66	4,89	5,55	5,21	5,85
-30	5,72	4,95	5,62	5,27	5,90
-20	5,79	5,00	5,68	5,33	5,97
-10	5,87	5,06	5,73	5,39	6,03
0	5,95	5,13	5,79	5,45	6,10
+10	6,03	5,20	5,85	5,52	6,18
+20	6,10	5,28	5,92	5,58	6,28
+30	6,17	5,36	6,02	5,64	6,38
+40	6,24	5,43	6,06	5,70	6,49
+50	6,31	5,49	6,18	5,75	6,61
+60	6,37	5,54	6,23	5,80	6,71
+70	6,45	5,61	6,33	5,86	6,80
+80	6,51	5,66	6,39	5,91	6,87
+90	6,58	5,74	6,46	5,96	6,93
+100	6,66	5,80	6,52	6,01	7,01
+110	6,73	5,86	6,60	6,09	7,09
+120	6,82	5,93	6,68	6,17	7,16
+130	6,90	5,98	6,75	6,24	7,24
+140	6,97	6,03	6,83	6,30	7,31
+150	7,06	6,10	6,90	6,37	7,40
+160	7,15	6,18	6,99	6,44	7,48
+170	7,23	6,24	7,06	6,53	7,58
+180	7,34	6,30	7,18	6,62	7,67
+190	7,38	6,39	7,23	6,69	7,75
+200	7,47	6,43	7,33	6,81	7,82

Таким образом, на основе проведенных исследований можно подобрать МКМ, обладающий необходимым комплексом теплофизических свойств в зависимости от требований к конкретным изделиям, эксплуатируемым в определенном диапазоне температур.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований – Проект НК 13-08-12126.

ЛИТЕРАТУРА

- Singh Sarabjot, Junior B. Tech, Ryssel Heiner. Lifetime of power modules /In: 7 Indo-German winter academy. Proceedings. Germany. 2008.
- Gilleo K. MEMS/MOEMS Packaging Concepts, Designs, Materials, and Processes /In: Nanoscience and Technology Series. USA. NY-Chicago: McGraw-Hill. 2005. 239 p.
- Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
- Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
- Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5–6.
- Каблов Е.Н. Химия в авиационном материаловедении //Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. №1. С. 3–4.
- Манохин А.И., Ениколопов Н.С., Фридляндер И.Н. и др. Композиционные материалы. М.: Наука. 1981. С. 92–98.
- Occhionero M.A., Adams R.W., Saums D. AlSiC for Optoelectronic Thermal Management and Packaging Designs. 2001. <http://www.alsic.com>.
- Occhionero M.A., Fennessy K.P., Sundberg G.J. AlSiC Baseplates for Power IGBT Modules: Design, Performance and Reliability, Ceramics Process Systems. 2003. <http://www.alsic.com>.
- Аксенов А.А. Металлические композиционные материалы, получаемые жидкофазными методами

- //Известия вузов. Цветная металлургия. 1996. №2. С. 34–46.
11. Алюминиевые сплавы /В кн. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди; Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ. 2012. С. 143–156.
 12. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенко Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 373–380.
 13. Каблов Е.Н., Гращенко Д.В., Щетанов Б.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н., Вдовин С.М., Нищев К.Н., Чибиркин В.В., Елисеев В.В., Эмих Л.А. Металлические композиционные материалы на основе Al–SiC для силовой электроники //Механика композиционных материалов и конструкций. 2012. Т. 2. №3. С. 359–368.
 14. 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.
 15. Ерасов В.С., Гриневич А.В., Сенюк В.Я., Коновалов В.В., Трунин Ю.П., Нестеренко Г.И. Расчетные значения характеристик прочности авиационных материалов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 14–16.
 16. Гриневич А.В., Луценко А.Н., Каримова С.А. Расчетные характеристики металлических материалов с учетом влажности //Труды ВИАМ. 2014. №7. Ст. 10 (viam-works.ru).
 17. Гончаренко Е.С., Трапезников А.В., Огородов Д.В. Литейные алюминиевые сплавы (к 100-летию со дня рождения М.Б. Альтмана) //Труды ВИАМ. 2014. №4. Ст. 02 (viam-works.ru).
 18. Kumai S., King J.E., Knott J.F. Fatigue in SiC-particulate-reinforced aluminum alloy composites //Mater. Sci. and Eng. A. 1991. V. 146. P. 317–326.
 19. McGeary R.K. Mechanical packing of spherical particles //J. Amer. Ceram. Soc. 1961. V. 44. №10. P. 513–522.
 20. Дыбань Ю.П., Сичкарь З.В., Шипилова Л.А. Влияние фракционного состава формовочных смесей на свойства самосвязанного карбида кремния //Порошковая металлургия. 1982. №6. С. 16–23.
 21. Дыбань Ю.П. Структурно-технологические аспекты прочности самосвязанного карбида кремния (СКК) //Препр. НАН Украины. 98-1. К.: ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины. 1998. 64 с.
 22. Ха Shijie Liu, Zhanyao Ha. Prediction of random packing limit for multimodal particle mixture //Powder Technology. 2002. №126. P. 283–296.
 23. Takashi I., Yoshimoto W., Hiroshi S. Relation between Packing Density and Particle Size Distribution in Random Packing Models of Powders //J. of the Institute of Metals. 1986. V. 50. №8. P. 740–746.
 24. Kansal A.R., Torquato S., Stillinger F.H. Computer generation of dense polydisperse sphere packings //J. Chemical Physics. 2002. V. 117. №18. P. 8212–8218.
 25. Hari Babu N., Zhongyun Fan, Eskin D.G. Application of external fields to technology of metalmatrix composite materials //TMS-2013 Annual Meeting Supplemental Proceedings. 2013. P. 1037–1044.
 26. Милейко С.Т. Композиты и наноструктуры //Композиты и наноструктуры. 2009. №1. С. 6–37.
 27. Kablov E.N., Grashchenkov D.V., Isaeva N.V., Solntsev S.St. Perspective high-temperature ceramic composite materials //Russian Journal of General Chemistry. 2011. T. 81. №5. P. 986–991.
 28. Saini V.K., Khan Z.A., Siddiquee A.N. Advancements in non-conventional machining of aluminum metal matrix composite materials //International Journal of Engineering Research & Technology. 2012. V. 1. №3. P. 2–13.
 29. ASTM E 1461-01. Standard Test Method for Thermal Diffusivity by the Flash Method. 2001. P. 1–13.
 30. Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С. Керамика для машиностроения. М.: Научтехлитиздат. 2003. С. 8–34.