

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-35-38

*Е.И. Курбаткина¹, Д.В. Косолапов¹, Л.Г. Ходыкин¹, М.С. Нигметов¹***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ КРЕМНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, АРМИРОВАННЫХ ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА КРЕМНИЯ**

В статье приведен анализ диаграммы состояния системы Al–Si–C, построены изотермический и поли-термический разрезы. Теоретически обоснована концентрация кремния в матричном алюминиевом сплаве, исключающая образование карбида алюминия (Al₄C₃). Для подтверждения теоретических расчетов были проведены экспериментальные исследования, которые подтверждают, что в образцах, содержащих кремний в количестве ≥12% (по массе) в матричном алюминиевом сплаве, образования карбида алюминия не происходит. Показано, что экспериментальные значения количества фазы Al₄C₃ существенно ниже расчетных, что объясняется малой продолжительностью контакта алюминиевого расплава с частицами карбида кремния.

Ключевые слова: *алюмоматричный композиционный материал, кремний, карбид кремния, карбид алюминия, фазовая диаграмма системы Al–Si–C.*

This article describes the analysis of the Al–Si–C phase diagram. Were calculated the isothermal and polythermal sections. Silicon concentration in the matrix aluminum alloy was theoretically substantiated, which excludes the formation of aluminum carbide (Al₄C₃). To confirm theoretical calculations were conducted experimental studies, which confirm that in samples, containing silicon in an amount of ≥12% in the matrix aluminum alloy, the aluminum carbide formation does not occur. It was shown that the experimental values of Al₄C₃ amount significantly lower than estimated, due to short time of contact of molten aluminum and silicon carbide particles.

Keywords: *aluminum matrix composite material, silicon, silicon carbide, aluminum carbide, Al–Si–C phase diagram.*

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

В настоящее время алюминиевые композиционные материалы (КМ), армированные карбидом кремния (Al/SiC_p), широко применяются в электронике, аэрокосмической и автомобильной промышленности. Это обусловлено тем, что они обладают малым температурным коэффициентом линейного расширения, высокими механическими характеристиками, модулем упругости, а также износостойкостью [1–4].

Основными способами получения КМ (Al/SiC_p) являются пропитка преформы расплавом, жидкая штамповка, механическое легирование [5–8]. Однако применение этих методов связано с рядом проблем, обусловленных взаимодействием между компонентами КМ на границе раздела фаз.

Структура и химический состав границы раздела фаз оказывают большое влияние на свойства КМ (Al/SiC_p) [9–12]. Для достижения высоких механических характеристик, в композиционном материале необходимо реализовать эффективную передачу нагрузки от матрицы к армирующему наполнителю. Высокая прочность КМ реализуется при хорошей смачиваемости матричным алюминиевым сплавом армирующего компонента. Однако, как правило, межфазное взаимодействие приводит к образованию интерметаллидных со-

единений, которые являются причиной хрупкого разрушения КМ [13–15].

Прочностные свойства алюминиевых композиционных материалов, армированных частицами карбида кремния (Al/SiC_p), сильно зависят от состояния границы раздела фаз [16]. В таких материалах реакция между наполнителем SiC и алюминиевой матрицей происходит с образованием гексагональной пластинчатой фазы Al₄C₃ и кремния [17, 18]. Осуществление данной межфазной реакции нежелательно сказывается на свойствах материала Al/SiC_p. Происходит снижение коррозионной стойкости ввиду того, что карбид алюминия нестабилен в таких агрессивных средах, как вода, метанол, HCl и других; частицы карбида кремния растворяются, а также в процессе высокотемпературных технологических операций свободный кремний, образующийся в результате реакции, вступает во взаимодействие с алюминием с образованием эвтектики (Al+Si), в результате чего снижаются физико-механические свойства композиционного материала [19, 20].

Понимание процессов взаимодействия, происходящих в алюминиевых КМ, содержащих карбид кремния, невозможно без анализа фазовой диаграммы системы Al–Si–C [21]. Таким образом, цель данной работы заключается в анализе диаграммы состояния системы Al–Si–C и теоретиче-

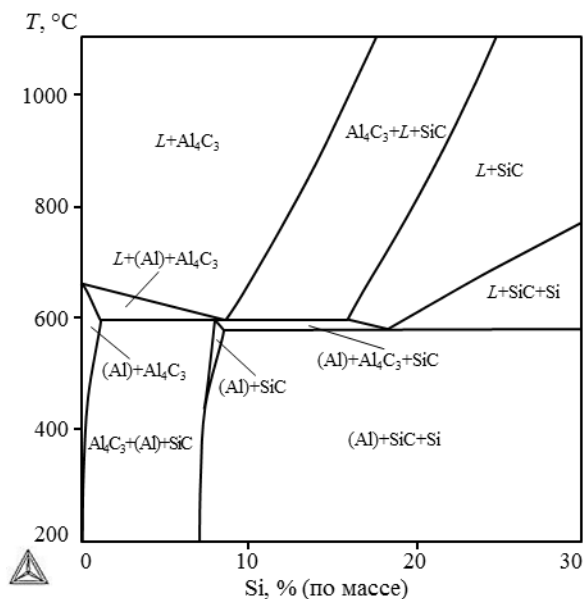


Рис. 1. Политермическое сечение фазовой диаграммы состояния системы Al-Si-C

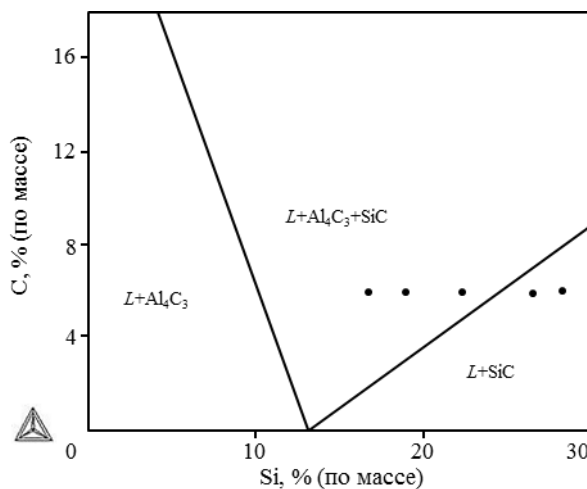


Рис. 2. Изотермическое сечение фазовой диаграммы состояния системы Al-Si-C при температуре 750°C с нанесенными фигуративными точками сплавов

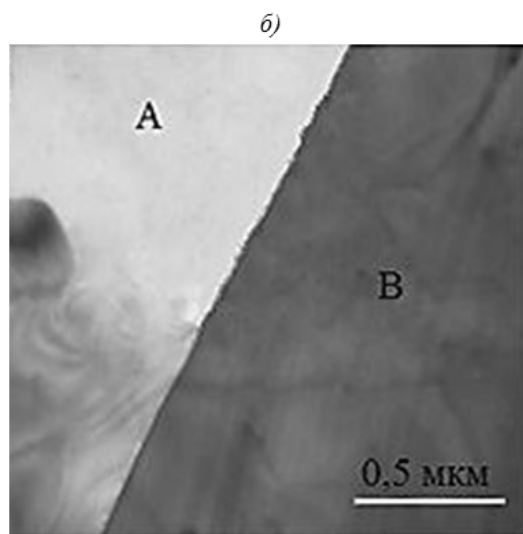
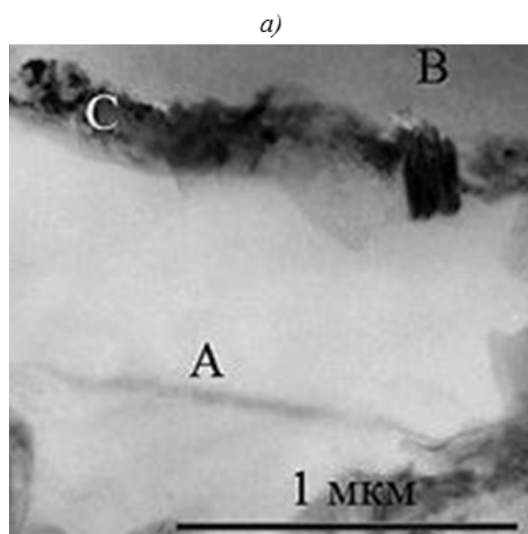


Рис. 3. Структура образцов 3 (а) и 4 (б), полученная с помощью ПЭМ: А – матрица КМ; В – армирующий компонент SiC; С – карбид алюминия Al₄C₃

Составы экспериментальных КМ

Таблица 1

Условный номер состава КМ	Содержание элементов, % (по массе)			
	SiC	Si в матрице	Si в КМ*	C в КМ*
1	20	2	16	6
2	20	5	19	6
3	20	8	22	6
4	20	12	26	6
5	20	14	28	6

* Расчет проводили исходя из содержания кремния в матричном сплаве и в карбиде кремния.

Таблица 2

Результаты количественного фазового анализа при температуре 750°C

Условный номер состава КМ	Содержание, % (по массе)			
	Si в матрице	фазы L	фазы SiC	фазы Al ₄ C ₃
1	2	77,62	8,12	14,26
2	5	78,45	12,12	9,25
3	8	79,27	16,47	4,26
4	12	79,97	20,03	–
5	14	79,97	20,03	–

Таблица 3

Результаты количественного рентгенофазового анализа

Условный номер состава КМ	Фазовый состав	Содержание фазы Al ₄ C ₃
	% (по массе)	
1	Al–2Si–20SiC	1,87
2	Al–5Si–20SiC	0,95
3	Al–8Si–20SiC	–
4	Al–12Si–20SiC	–
5	Al–14Si–20SiC	–

ском обосновании введения добавок кремния в алюминиевую матрицу КМ.

Материалы и методы

По жидкофазной технологии были изготовлены экспериментальные образцы алюминиевого КМ, армированного частицами карбида кремния. В качестве матрицы использовался алюминий, легированный кремнием. Чистота порошка SiC составляла 98,5%, средний размер частиц 15 мкм. Составы КМ приведены в табл. 1.

Основными технологическими операциями получения образцов КМ являлись приготовление шихтовой смеси порошков SiC, компактирование пористых заготовок из порошка SiC, пропитка расплавом матричного сплава пористой заготовки под давлением инертного газа.

Изотермические и политермические сечения фазовой диаграммы состояния системы Al–Si–C построены с помощью программы Thermo-Calc (база данных TTAL5).

Структуру образцов КМ изучали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, Hitachi H-9500) и рентгенофазового анализа (РФА, Bruker D8 Advance).

Результаты

Равновесный фазовый состав алюминиевого КМ, легированного частицами карбида кремния, описывается диаграммой состояния системы Al–Si–C. На практике реализовать равновесный фазовый состав композиционного материала не представляется возможным, однако взаимодействие, происходящее на границе раздела фаз матрицы и армирующего компонента, подчиняется законам термодинамики и стремится прийти к равновесию. Этим объясняется межфазное взаимодействие между компонентами КМ.

Для определения оптимальных режимов про-

питки, обеспечивающих высокие свойства композиционного материала, построены политермические и изотермические сечения диаграммы состояния с использованием программы Thermo-Calc.

Наиболее наглядно влияние режимов пропитки на фазовый состав КМ показывает политермическое сечение диаграммы состояния системы Al–Si–C (рис. 1). По результатам анализа диаграммы состояния видно, что на процесс взаимодействия между расплавом и SiC сильное влияние оказывает концентрация кремния в матричном сплаве и температура расплава в процессе пропитки. При низком содержании кремния в алюминиевом сплаве и высоких температурах расплава неизбежно взаимодействие алюминия с частицами карбида кремния с образованием соединения Al₄C₃.

Построено изотермическое сечение фазовой диаграммы состояния системы Al–Si–C при 750°C (рис. 2), что соответствует температуре проведения процесса пропитки. Видно, что в образцах, содержащих от 2 до 8% (по массе) Si в матричном сплаве, теоретически происходит образование карбида алюминия, а в образцах с 12 и 14% (по массе) Si – образование хрупкой фазы происходить не должно.

Результаты расчета фазового состава для исследуемых КМ приведены в табл. 2. Видно, что массовая доля карбида кремния убывает с увеличением концентрации кремния в матричном алюминиевом сплаве.

Для подтверждения теоретических результатов проведены экспериментальные исследования.

В результате количественного рентгенофазового анализа в структуре образцов 1 и 2 выявлена фаза Al₄C₃ (табл. 3). Ее количество существенно ниже расчетных данных, что связано с малой продолжительностью контакта алюминиевого расплава с частицами карбида кремния, за которую диффузионные процессы не успевают пройти полностью.

В образце 3 карбида алюминия не обнаружено, это может быть связано с дисперсностью и малой объемной долей этой фазы. Данное предположение подтверждают результаты исследования структуры образца с помощью ПЭМ (рис. 3, а), по результатам которого установлено образование тонкой прослойки карбида алюминия на границе раздела фаз.

По данным количественного РФА и ПЭМ (рис. 3, б) в образцах 4 и 5 фаза Al_4C_3 не обнаружена. Таким образом, экспериментальные данные хорошо коррелируют с теоретическими.

Обсуждение и заключения

Простроены и проанализированы изотермическое и политермическое сечения фазовой диа-

граммы состояния системы Al–Si–C. Теоретически обоснованы концентрации кремния в матричном алюминиевом сплаве композиционного материала, армированного частицами карбида кремния, исключающие формирование карбида алюминия по границе раздела фаз. На основании проведенных экспериментов установлено, что введение добавки кремния в количестве $\geq 12\%$ (по массе) в матричный алюминиевый сплав препятствует образованию соединения Al_4C_3 , что подтверждает теоретические расчеты. Показано, что экспериментальные значения количества фазы Al_4C_3 существенно ниже расчетных, что объясняется малой продолжительностью контакта алюминиевого расплава с частицами карбида кремния.

ЛИТЕРАТУРА

1. Yang Z., Hea X., Wang L., Liu R., Hu H., Wang L., Qu X. Microstructure and thermal expansion behavior of diamond/SiC/(Si) composites fabricated by reactive vapor infiltration // *Journal of the European Ceramic Society*. 2014. V. 34, №5. P. 1139–1147.
2. Аксенов А.А. Металлические композиционные материалы, получаемые жидкофазными методами // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 1996. №2. С. 34–40.
3. Каблов Е.Н. Химия в авиационном материаловедении // *Российский химический журнал*. 2010. Т. LIV. №1. С. 3–4.
4. 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.
5. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 7–17.
6. 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.
7. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 373–380.
8. Каблов Е.Н., Гращенков 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.
9. Lee J.C., Ahn J.P., Shim J.H., Shi Z., Lee H.I. Control of the interface in SiC/Al composites // *Scripta Materialia*. 1999. V. 41. №8. P. 895–900.
10. Mandal D., Viswanathan S. Effect of heat treatment on microstructure and interface of SiC particle reinforced 2124 Al matrix composite // *Materials Characterization*. 2013. V. 85. P. 73–81.
11. 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).
12. 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).
13. 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.
14. Li K., Jin X.-D., Yan B.-D., Li P.-X. Effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiC/Al composites // *Composites*. 1992. V. 23. №1. P. 54–58.
15. Bruzzi M.S., McHugh P.E. Micromechanical investigation of the fatigue crack growth behaviour of Al–SiC MMCs // *International Journal of Fatigue*. 2004. V. 26. №8. P. 795–804.
16. Lee J.C., Subramanian K.N. Failure behaviour of particulate-reinforced aluminium alloy composites under uniaxial tension // *Journal of Materials Science*. 1992. V. 27. P. 5453–5462.
17. Lee J.-C., Byun J.-Y., Park S.-B., Lee H.-I. Prediction of Si contents to suppress the formation of Al_4C_3 in the SiC_p/Al composite // *Acta Materialia*. 1998. V. 46. №5. P. 1771–1780.
18. Shin C.S., Huang J.C. Effect of temper, specimen orientation and test temperature on the tensile and fatigue properties of SiC particles reinforced PM 6061 Al alloy // *International Journal of Fatigue*. 2010. V. 32. №10. P. 1573–1581.
19. Милейко С.Т. Композиты и наноструктуры // *Композиты и наноструктуры*. 2009. №1. С. 6–37.
20. Shi Z., Gu M., Liu J., Liu G., Lee J., Zhang D., Wu R. Interfacial reaction between the oxidized SiC particles and Al–Mg alloys // *Chinese Science Bulletin*. 2001. V. 46. №23. P. 1948–1952.
21. Du X., Gao T., Wu Y., Liu X. Effects of copper addition on the in-situ synthesis of SiC particles in Al–Si–C–Cu system // *Materials & Design*. 2014. V. 63. P. 194–199.